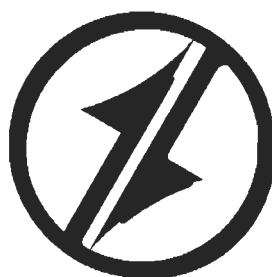


CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISION DE ESTUDIOS DE POST-GRADO



**EFFECTO DE LAS VARIABLES DE PROCESO CON LAS PROPIEDADES DE
UNIONES SOLDADAS PARA ACEROS INOXIDABLES MARTENSITICOS.**

POR

ARTURO ALEJANDRO NOVALES ROSALES

MONOGRAFÍA

**EN OPCION COMO ESPECIALISTA EN TECNOLOGÍA
DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL**

Saltillo Coahuila 1 de Febrero 2008

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISION DE ESTUDIOS DE POST-GRADO



**EFFECTO DE LAS VARIABLES DE PROCESO CON LAS PROPIEDADES DE
UNIONES SOLDADAS PARA ACEROS INOXIDABLES MARTENSITICOS**

POR

ARTURO ALEJANDRO NOVALES ROSALES

MONOGRAFÍA

**EN OPCION COMO ESPECIALISTA EN TECNOLOGÍA
DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL**

Saltillo Coahuila 1 de Febrero 2008

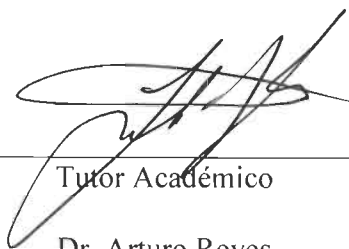
Corporación Mexicana de Investigación en Materiales, S.A. de C.V.

Gerencia de Desarrollo del Factor Humano

División de Estudios de Postgrado

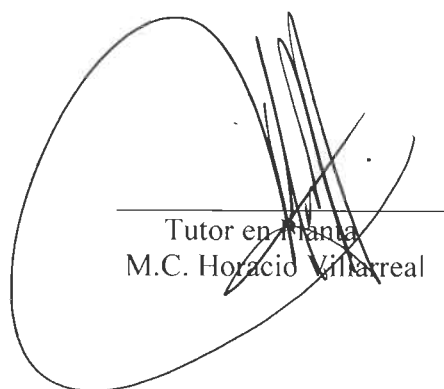
Los miembros del Comité Tutorial recomendamos que la monografía “Efectos de las variables de proceso con las propiedades de uniones soldadas para aceros inoxidables martensíticos”, realizada por el alumno Arturo Alejandro Novales Rosales matrícula numero 06-ESO46 sea aceptada para su defensa como Especialista en Tecnología de la Soldadura Industrial.

El Comité Tutorial

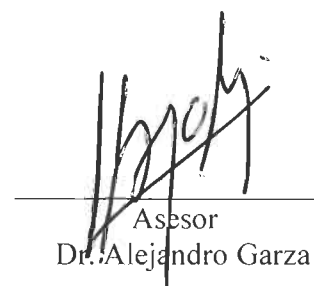


Tutor Académico

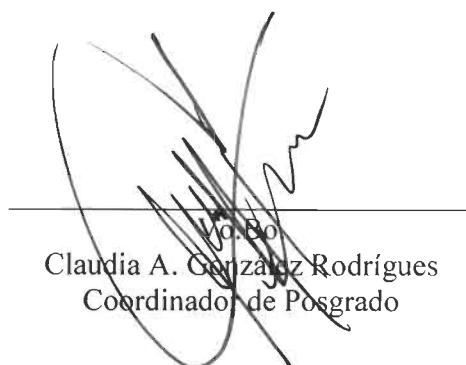
Dr. Arturo Reyes



Tutor en Materia
M.C. Horacio Villarreal



Asesor
Dr. Alejandro Garza



Dr. Bo
Claudia A. González Rodríguez
Coordinador de Posgrado

Dedicatoria y agradecimientos

Este trabajo se lo dedico especialmente a mis padres que me apoyaron y se sacrificaron desde siempre para lograr todos mis sueños desde que empecé mis estudios y a mi hermano Sergio el cual me ha apoyado con todo desde siempre, y sobre todo en especial a mi madre la cual siempre me ha apoyado y ha sido mi soporte para tomar buenas decisiones.

También se lo dedico a todos mis amigos que me han apoyado siempre, a todos mis compañeros de la especialidad los cuales me apoyaron siempre durante la especialidad y a todo el personal que labora en el área de laboratorios, manufactura, capacitación y administración de COMIMSA que me apoyo de alguna forma.

Además quiero dedicarlo especialmente a todas las personas que estuvieron involucradas en este proyecto, a mis maestros de especialidad por darme valiosos conocimientos y en especial al Dr. Arturo Reyes, Dr. Alejandro Garza, Dr. Boian Alexandrov y al Ing. Gabriel García.

Y sobretodo quiero agradecer al CONACYT por haberme apoyado económicamente para la realización de la especialidad dado que si no existiera un programa de becas como este no podría haber estudiado la especialidad.

Y sobre todo quiero agradecer a dios por haberme brindado la oportunidad de seguir mis sueños y poder lograrlos.

ÍNDICE

1 Síntesis	1
2 Aceros inoxidables martensíticos	2
♦ 2.1 Historia de los aceros inoxidables martensíticos	2
♦ 2.2 Introducción	3
♦ 2.3 Aceros inoxidables martensíticos	4
♦ 2.4 Zona de fusión	6
♦ 2.5 Zona afectada por el calor	9
♦ 2.6 Transformaciones de fase	11
♦ 2.7 Soldabilidad	13
3 Diagramas	14
♦ 3.1 Diagrama Hierro-Cromo	14
♦ 3.2 Sistema Hierro-Cromo-Carbono	15
♦ 3.3 Sistema Hierro-Cromo-Níquel	18
♦ 3.4 Diagrama CCT del acero inoxidable martensítico	18
Principales variables de proceso	19
♦ 4.1 Variables de los principales procesos de soldadura	20
○ 4.1.1 Soldadura de arco por tungsteno	20
○ 4.1.2 Soldadura con electrodo revestido	21
○ 4.1.3 Micro alambre	21
♦ 4.2 Heat input	21
♦ 4.3 Velocidad de avance	22
♦ 4.4 Pre calentamiento	23
♦ 4.5 Pos calentamiento	23
♦ 4.6 Gas de protección	24
♦ 4.7 Diseño de junta	24

5 fallas en soldaduras de acero inoxidable Martensíticos	25
◆ 5.1 Fractura en frío	25
○ 5.1.1 Factores que influyen en la factura en frío	25
■ 5.1.1.1 El hidrogeno	26
■ 5.1.1.2 Esfuerzos residuales	26
■ 5.1.1.3 Estructuras frágiles	26
◆ 5.2 Fusión incompleta	26
◆ 5.3 Inclusiones	27
○ 5.3.1 Inclusiones de escoria	27
○ 5.3.2 Inclusiones de tungsteno	28
◆ 5.4 Socavado	28
◆ 5.5 Distorsión	29
◆ 5.6 Porosidad	30
○ 5.6.1 Tipos de porosidades	31
■ 5.6.1.1 Porosidad dispersa	31
■ 5.6.1.2 Porosidad hundida	31
■ 5.6.1.3 Porosidad alineada	32
■ 5.6.1.4 Porosidad alargada	32
○ 5.6.2 Causas	33
◆ 5.7 Concavidad	33
◆ 5.8 Traslape	34
◆ 5.9 Chisporroteo	35
◆ 5.10 Penetración excesiva	36
◆ 5.11 Grietas	36
○ 5.11.1 orientación	36
○ 5.11.2 Tipos de grietas	37
■ 5.11.2.1 Grietas de raíz	38
■ 5.11.2.2 Grietas de cráter	38
■ 5.11.2.3 Grietas en la pierna de la soldadura	39
■ 5.11.2.4 Grietas en la zona afectada por el calor	40
◆ 5.12 Penetración incompleta	41
6 Proceso experimental	42
◆ 6.1 Metodología	42
◆ 6.2 Material base	42
◆ 6.3 Material de aporte	43
◆ 6.4 Variables fijas	43
◆ 6.5 Variables a analizar	45
◆ 6.6 Probetas	45
◆ 6.7 Diseño de junta	46
◆ 6.8 Equipo para soldar	47
◆ 6.9 Aplicación de los termopares	48

7 Resultados	49
◆ 7.1 Inspección visual	49
◆ 7.2 Lecturas de los termopares	49
◆ 7.3 Análisis químico	52
◆ 7.4 Calculo de la penetración.	53
◆ 7.5 Análisis metalografico	53
○ 7.5.1 Microestructura muestra no precalentada	54
○ 7.5.2 Microestructura muestra precalentada	56
◆ 7.6 Prueba de microdureza	58
8 Conclusiones	60
Bibliografía	62
Lista de figuras	65

1.

SÍNTESIS

Los aceros inoxidable martensíticos son de gran importancia debido a sus propiedades de dureza que no se pueden alcanzar con ningún otro tipo de acero inoxidable, tiene buena protección anticorrosiva en ambientes abiertos, tienen una gran utilización en diferentes industrias como son la química, petroquímica, alimenticia, estructural, entre otras y los usos mas comunes son los de cuchillería, válvulas, moldes de inyección, reactores y recipientes.

La única desventaja que poseen los aceros inoxidable martensíticos es que son los menos soldables de la categoría de aceros inoxidable, debido a su contenido de carbono, el cual genera esfuerzos residuales provocando tensiones y compresiones en nuestra pieza, por consiguiente estos esfuerzos pueden generar grietas.

Por eso es de gran importancia el estudio de las variables de proceso en las propiedades de las uniones soldadas de estos aceros inoxidable y sobretodo conocer los efectos de cada uno de estas variables para poder identificarlos y tener conocimiento de cómo evitar estas fallas.

2.

Aceros inoxidable martensíticos

2.1 Historia de los aceros inoxidables

El acero inoxidable fue inventado por Harry Brearly, quien había comenzado a edad muy temprana, 12 años, a trabajar como operario en la acería de su pueblo natal, Sheffield (Inglaterra). En 1912, Brearly comenzó a investigar, a petición de los fabricantes de armas, en una aleación que presentara mayor resistencia al desgaste que la experimentada hasta el momento por el interior de los cañones de las pequeñas armas de fuego como resultado del calor despedido por los gases. Buscando un metal que resistiera la erosión, Brearly encontró un metal resistente a la corrosión. Su invento no tuvo mayor interés inmediato y fue destinado a la fabricación de cubiertos y cuchillería. [13]

Experimentos posteriores con ese acero determinaron que el incremento de Cromo en la aleación deterioraba dramáticamente la formabilidad de los aceros (debido al alto contenido de Carbono en la aleación), el interés por los aceros inoxidables renació entre 1900 y 1915 y un gran número de metalúrgicos le dieron seguimiento al desarrollo de los aceros inoxidables. El aparente resurgimiento de este material fue impulsado en 1897 por Goldschmidt en

Alemania produciendo una técnica de acero bajo Carbono con aleación de Cromo, poco después Guillet (1904), Portevin (1909) y Giesen (1909). [13]

- 1821: El Francés Berthier experimenta con adiciones de Cromo.
- 1897: El Alemán Goldshmidt desarrolla una técnica para producir acero bajo Carbono con Cromo.
- 1904-1909: aleaciones de 13% y 17% de Cromo fueron producidas en Francia y Alemania.
- 1913: El inglés Brearly desarrolla el primer lingote comercial en Thomas Firth and Sons, la fundición numero 1008, en agosto. Con un análisis de 0.24% C, 0.2% Si, 0.44% Mn, 12.86% Cr.
- 1916: se otorga la patente U.S. 1,197,256 por 9 a 16% de Cromo por un contenido menor de 0.7% de Carbono, en septiembre 5. [13]

2.2 Introducción

El acero inoxidable es una aleación de hierro y carbono que contiene, por definición un mínimo de 10,5% de cromo. Algunos tipos de acero inoxidable contienen además otros elementos aleantes. Los principales son el níquel y el molibdeno. Es un tipo de acero resistente a la corrosión, el cromo que contiene posee gran afinidad por el oxígeno y reacciona con él formando una capa pasivadora que evita la corrosión del hierro contenido en la aleación como se muestra en la figura 2.1. Sin embargo, esta película puede ser afectada por algunos ácidos dando lugar a un ataque y oxidación del hierro por mecanismos ínter granulares o picaduras generalizadas. [20][13]

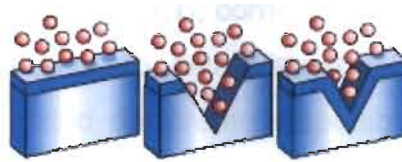


Figura 2.1 Capa pasivadora de Cromo

2.3 Aceros inoxidables Martensíticos

En los aceros inoxidables martensíticos, el carbono está en una concentración tal, que permite la formación de austenita a altas temperaturas, que a su vez se transforma en martensita durante el enfriamiento. [13][15]

La martensita es una fase rica en carbono, frágil y extraordinariamente dura. Los aceros inoxidables martensíticos tienen la característica común de ser magnéticos y endurecibles por tratamiento térmico, presentando cuando templados una microestructura acicular (en forma de agujas). [13][20]

Es importante observar que estos aceros son normalmente producidos por la industria siderúrgica en estado recocido, con ductilidad razonablemente buena. Solamente después de templados serán muy duros y poco dúctiles. Pero es precisamente en esta condición (templados), que serán resistentes a la corrosión. [20]

El más utilizado de los aceros inoxidables martensíticos es el Tipo 410. En estado recocido (estructura ferrítica), no presenta buen comportamiento frente a la corrosión atmosférica. Esto porque durante la operación de recocido, a una temperatura aproximada de 760 °C, el carbono y el cromo se combinan para formar carburos de cromo, $Cr_{23}C_6$. Cada molécula contiene aproximadamente 95% de cromo y 5% de carbono en peso. Considerando el alto contenido de carbono y el bajo contenido de cromo del acero inoxidable 420

(aproximadamente 0,35%C y 12,50% Cr), como todo el carbono precipita como carburo de cromo durante el recocido, esta precipitación retirará de la solución sólida aproximadamente la mitad del cromo disponible. En esta condición el material no resiste a la corrosión y no puede ser considerado propiamente como un acero inoxidable (ya que no tiene un mínimo de 11% de cromo en solución sólida). [20]

Por eso, el acero inoxidable 410, es puesto en servicio solamente después de un tratamiento de temple. Cuando se temple, el carbono forma parte de la fase martensítica, no siendo encontrado en la aleación precipitado como carburo de cromo. [20]

La alta dureza y la consecuente resistencia al desgaste, determinan las aplicaciones de este material, utilizado en cuchillería, discos de freno, equipos quirúrgicos, odontológicos y turbinas.[20]

Si la cantidad elevada de carbono es un inconveniente en el acero inoxidable 420 en estado recocido, una solución lógica es la de disminuir este elemento, lo que se hace en el inoxidable Tipo 410. Como este material tiene un máximo de 0,15% de carbono, esta cantidad no es suficiente para remover tanto cromo de la solución sólida y, consecuentemente, presenta una buena resistencia a la corrosión atmosférica, tanto en la condición de recocido como de templado. [20]

Después del tratamiento de temple, las durezas alcanzadas por este material no son tan altas como las presentadas por el inoxidable 420. Las principales aplicaciones del inoxidable 410 son en equipos para refinación de petróleo, válvulas, componentes de bombas y cuchillería. [20]

Aumentando la cantidad de azufre se obtiene el inoxidable 420 F, una variedad del 420, con buena maquinabilidad. [20]

Adiciones de carbono (para obtenerse durezas todavía mayores) y de cromo y molibdeno (mejorando también la resistencia a la corrosión) nos llevan a los aceros inoxidables martensíticos Tipo 440, utilizados en cuchillos de corte profesional. [20]

Grupo B (martensítico). Las aleaciones templeables pueden someterse a tratamiento térmico para darles alta dureza, debido a su alta resistencia a la oxidación, se emplean mucho en cuchillería, hojas de afeitar, instrumentos quirúrgicos y dentales, resortes para funcionamiento a altas temperaturas válvulas de bola y sus asientos, y aplicaciones similares. La gama de temperaturas para templeado depende de la composición; pero, en general, cuanto mayor sea la temperatura para enfriamiento por inmersión, tanto más duro será el producto. Es preferible el enfriamiento por inmersión en aceite; pero en formas delgadas e intrincadas, el templeado se debería obtener mediante enfriamiento con aire. El templeado a 425° C no disminuye la dureza de la pieza; en estas condiciones estos aceros muestran una notable resistencia a los ácidos de frutas y productos vegetales, lejías, amoníaco y otros agentes corrosivos a los cuales pudiera estar expuesta. [13][20]

2.4 Zonas de fusión

Las zonas de fusión en los aceros inoxidables martensíticos con una composición nominal de 11 a 14% de Cr y 0.1 a 0.25% de Carbono solidifica como ferrita delta. La segregación del Carbono y otros elementos de aleación durante la solidificación puede en algunos casos resultar en la formación de austenita, al final de la solidificación. Tal como se encuentra el metal de soldadura en estado sólido, la austenita consumirá a la ferrita, resultando una completa estructura austenítica alrededor de los 1100° C. La austenita se transformara en martensita a medida que se valla enfriando. Esta transformación es representada en la siguientes figuras 2.2, 2.3.

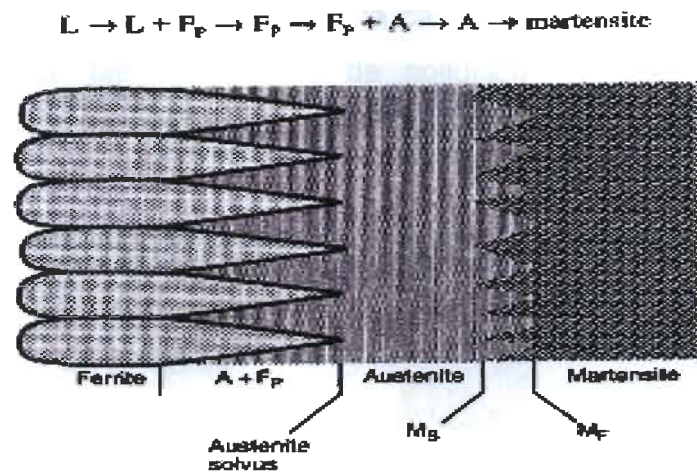


Figura 2.2 Evolución de la transformación Martensítica

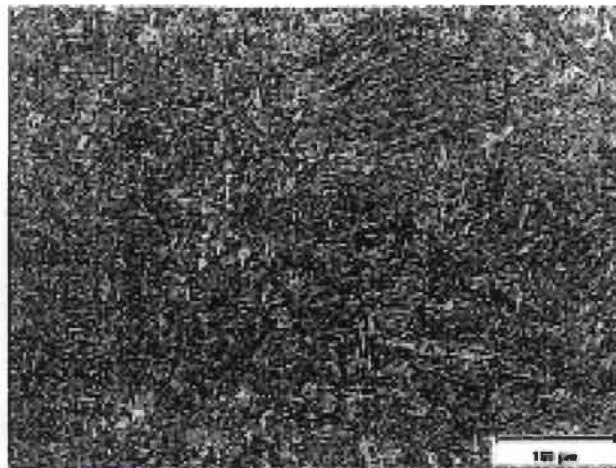


Figura 2.3 Microestructura completamente Martensítica

Si se forman algunas ferritas al final de la solidificación, es debido a que esta ferrita puede ser lo suficientemente enriquecida de elementos promotores de la ferrita (particularmente Cr y Mo), las cuales no transforman en ausenita conforme se van enfriando.[13]

Esta ferrita reside a lo largo de grano y frontera del grano, y al final la microestructura de la soldadura puede consistir en una mezcla de martensita y ferrita eutéctica, esto debido a que se espera que esta ferrita se forme vía eutéctica en el final de la solidificación de la soldadura.

La cantidad de ferrita dependerá de la cantidad de elementos promotores de esta fase y de las condiciones de solidificación, esta secuencia de transformación es representada en las siguientes figuras 2.4, 2.5.

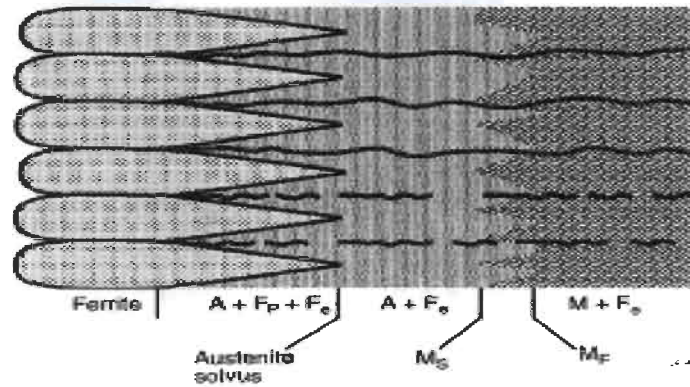


Figura 2.4 Evolución de la transformación Martensita-Ferrita eutéctica.

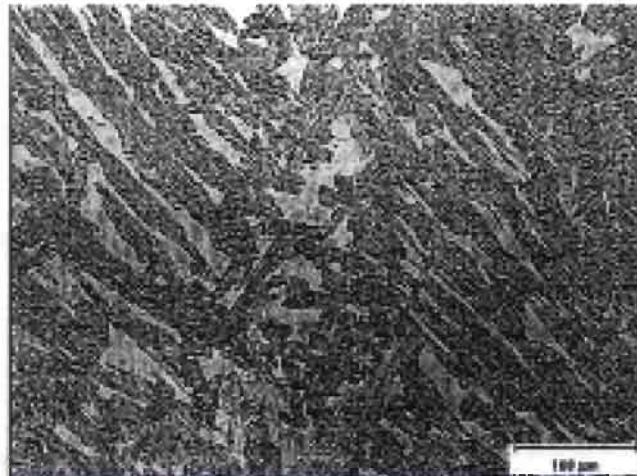
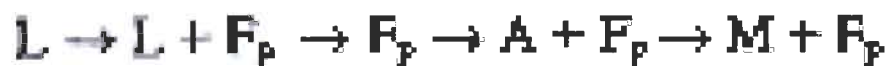


Figura 2.5 Microestructura Matensita-Ferrita Eutéctica

También es posible tener algo de la ferrita primaria original, debido a que esta no se transforma completamente a austenita a elevadas temperaturas y mantiene su estructura a través de toda la fase de enfriamiento. Esta transformación es representada de la siguiente. [13]



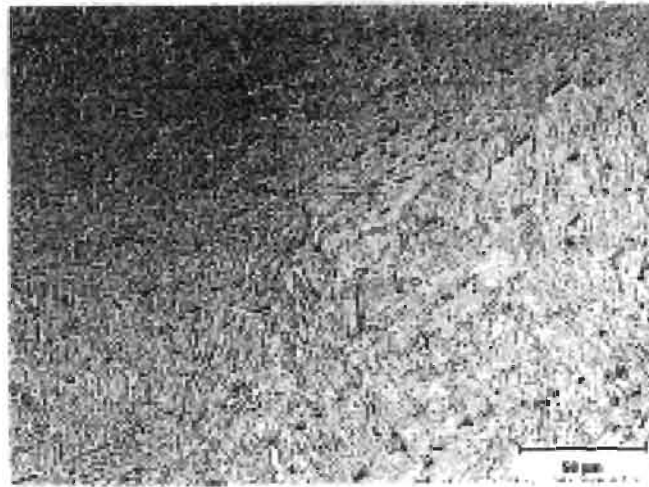


Figura 2.6 Microestructura Martensita-Ferrita Primaria

2.5 Zona afectada por el calor

En una unión soldada, el ZAC de una soldadura de acero inoxidable martensítico puede mostrar diferentes regiones microestructurales. Un mapeo de una soldadura se muestra en la figura 2.7. [13]

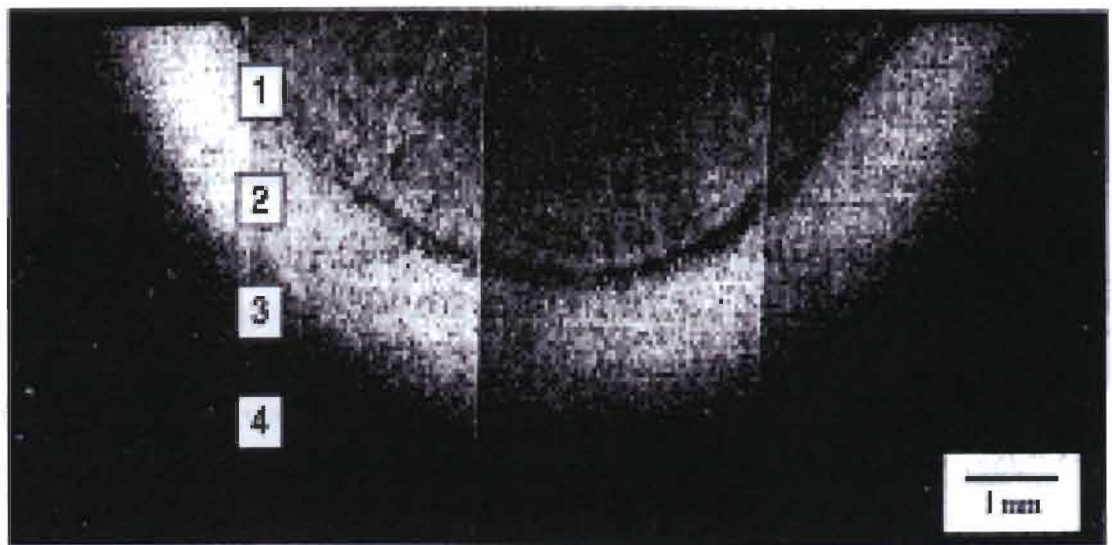


Figura 2.7 Regiones de ZAC de una soldadura GTAW

La figura 2.7 nos muestra una línea negra en la zona afectada adyacente a la zona de fusión, en esta región, la composición de la microestructura a elevadas temperaturas consiste en granos de austenita presentes en la frontera. Desde que el carbono es un promotor de la austenita, incrementando la cantidad de carbono por encima de 0.15% puede expandirse la fase austenítica y reducir la cantidad de ferrita a elevadas temperaturas, cuando se enfría hasta temperatura ambiente al austenita se transforma en martensita y algunas microestructuras ferríticas se mantienen, la cantidad de ferrita presente a temperatura ambiente está en función de la cantidad de ferrita presente inicialmente y el rango de disolución de la ferrita a medida que se enfría a través de la fase austenítica, la presencia de ferrita puede promover zonas suaves adyacentes a la zona de fusión y la ZAC como se muestra en la figura

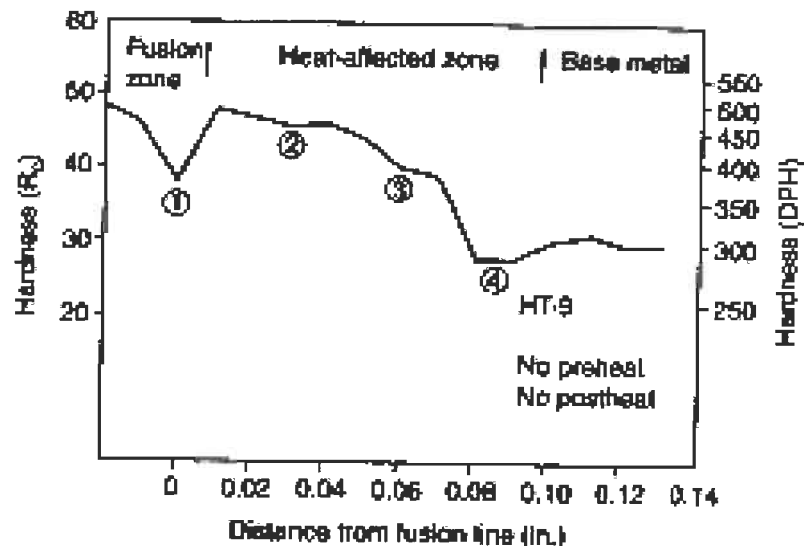


Figura 2.8 Microdurezas de las 4 regiones de la ZAC

En la región 2 de la ZAC, la microestructura será completamente austenítica a elevadas temperaturas. Las temperaturas en esta región son lo suficientemente elevadas para que los carburos se disuelvan y el crecimiento austenítico ocurra. Durante el enfriamiento esta región será completamente martensítica. Debido a que todo o la mayoría del carbono tendrá que salir de la solución, la mayor dureza de la ZAC puede darse en esta región.

En la región 3 también calentada hasta el campo austenítico durante la soldadura, pero la temperatura es menor que en la región 2, la disolución de carburos puede ser incompleta y el crecimiento del grano austenítico no será muy pronunciado. Esta reducción en el crecimiento del grano es debido a la baja temperatura y el efecto de los carburos sin disolver del metal base. La falta de disolución de los carburos resulta en baja concentración del carbono con la austenita y una subsecuente reducción de la dureza por la martensita que se forma durante el enfriamiento.[13]

En la región 4, poca o no transformación de la austenita puede ocurrir y la microestructura analizada metalográficamente aparece virtualmente idéntica al material base original, dentro del régimen de temperatura de 800° - 950° C pueden aparecer carburos coarctivos, resultando en algunas zonas suaves relativamente en el metal base.

Si la aleación se considera con alto contenido de carbono, las dos fases austenita – ferrita se mezclan y eventualmente desaparecerán. Esto resultará en la eliminación de las regiones suaves en los límites de grano, esto desde que la martensita revenida se extenderá en dirección a los límites de grano. En una aleación de 0.4% C. por ejemplo, no se tendrá ferrita en la ZAC cerca de los límites de fusión, a bajo contenido de carbono, considerable cantidad de ferrita puede formarse en la ZAC cerca de los límites de fusión, resultando en mayor suavidad. [13]

2.6 Transformaciones de fase

La transformación de fase predominante en las soldaduras de los aceros inoxidables martensíticos es la transformación austenita – martensita que ocurre en la zona de fusión y las regiones del ZAC que han sido calentadas hasta la fase austenítica. Si más de una pequeña porción de ferrita existe en una predominante porción de martensita, la desproporción en las propiedades mecánicas entre la martensita y la ferrita, se deben de tomar en cuenta. En un trabajado en caliente de un acero forjado, esto no es muy importante porque las

zonas de martensita y ferrita empiezan a alinearse paralelamente en dirección del rolado. Luego, a menos que el esfuerzo de tensión sea aplicado en la dirección del espesor (la cual no es muy común, a menos que se considerara la sección del espesor de la placa), la deformación va a ser distribuida uniformemente en ferrita y martensita. Pero en el metal de soldadura, las áreas de ferrita tienden a orientarse perpendicular a la superficie, entonces algún esfuerzo aplicado paralelo a la superficie tiende a concentrar desproporcionalmente en ferrita resultando en fractura a bajos esfuerzos y baja elongación la figura 2.9 muestra nominalmente martensita en la soldadura con exceso de ferrita. La ferrita suave es ligeramente atacada y contiene largas dentaduras del diamante a comparación que la martensita. Es importante para anticipar o predecir la presencia de ferrita en el metal de soldadura de acero inoxidable martensítico.[13]

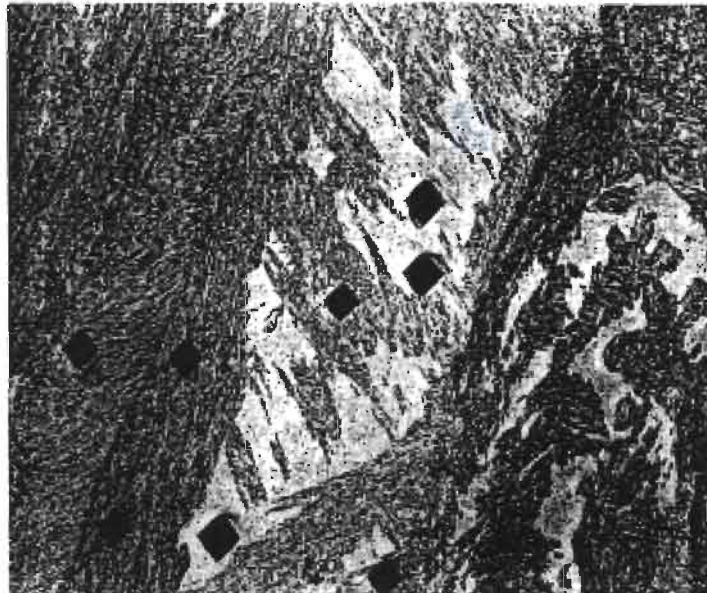


Figura 2.9 Microestructura de una soldadura compuesta por Martensita y Ferrita

2.7 Soldabilidad

Debido a la presencia de martensita revenida después de el proceso de soldadura, los aceros martensíticos inoxidables pueden ser susceptibles a fractura por hidrogeno, el uso de precalentamiento y poscalentamiento es generalmente recomendado cuando soldamos este tipo de aleación, esos tratamientos térmicos también reducen los esfuerzos residuales, la práctica de procesos bajos en hidrogeno reduce la cantidad de hidrogeno inducido durante la soldadura y es esencial cuando unimos aceros inoxidables martensíticos.

La dureza y la ductibilidad son propiedades importantes del material, materiales que tienen pobre dureza son potencialmente sujetos a falla catastrófica por fractura frágil bajo cargas dinámicas. Materiales con falta de ductibilidad son también propensos a fallar catastróficamente. Un tratamiento pos soldadura puede ayudar a la tenacidad y ductibilidad de los componentes de la soldadura de los aceros inoxidables martensíticos por temple de la estructura martensítica.[13]

3.

DIAGRAMAS

3.1 Diagrama hierro cromo

Como se muestra en la figura 3.1, desde que el Cr es el elemento primario de aleación es completamente soluble en el hierro a elevadas temperaturas y la solidificación ocurre como ferrita.

A bajas concentraciones de cromo la zona de austenita existe en el rango de temperatura de 912° a 1394° C esta es comúnmente llamada como “gama loop”, aleaciones mayores a 12.7 % en peso de cromo va a ser ferrítica a elevadas temperaturas, mientras aquellas en ese porcentaje de cromo van a formar algo de austenita a temperaturas mayores a gama loop. Las aleaciones con menor contenido de 12.7% cromo serán completamente austeníticas en el rango de temperaturas de gama loop. Mientras mas rápido sea el enfriamiento esa austenita se podrá transformar en martensita.

El diagrama de la figura 3.1 también contiene un fase en la temperatura de 475° C, conocido como el fenómeno de los 475° C, resultado de la formación coherente de precipitados ricos en cromo dentro de una matriz alfa, esas precipitaciones son llamadas alfa prima. Para que tenga lugar este efecto se debe tener una aleación con contenido mayor a 14% de Cr en un rango de temperatura de 400° - 500°. [13][20]

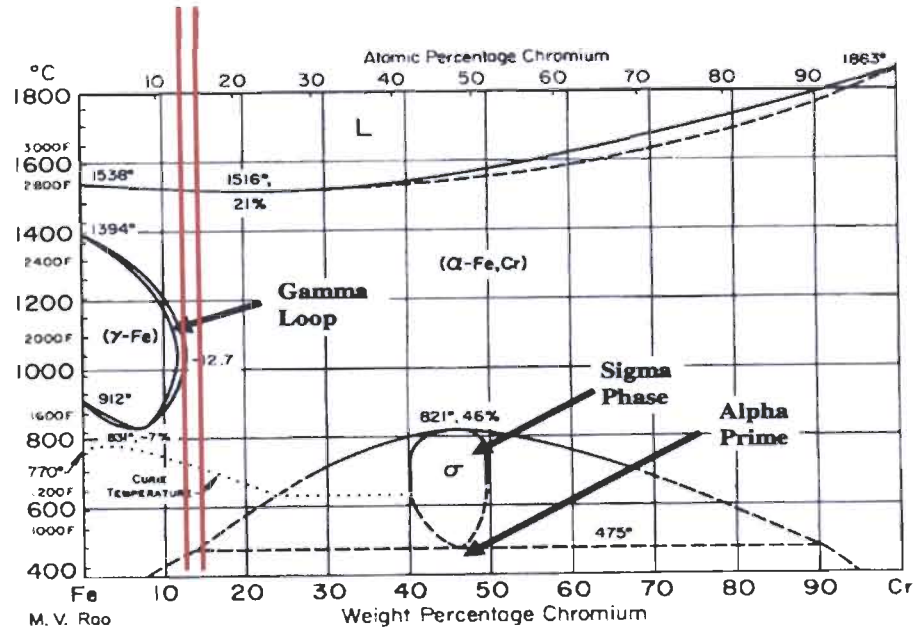


Figura 3.1 Diagrama de fase de equilibrio Fe-Cr

3.2 Sistema Hierro - Cromo - Carbono

La adición de carbono en el sistema hierro cromo significa alterar y complicar la fase de equilibrio. Dado que el carbono es un promotor de la fase austenítica, este puede expandir el dominio de la fase gama (γ), figura 3.2, para lograr que la austenita sea estable a elevada temperatura se necesitara altos contenidos de cromo debido a que el efecto del carbono en la expansión de la fase austenítica, con un bajo contenido de carbono se aumenta dramáticamente la fase gama loop. Esto es de gran importancia en el desarrollo de los aceros inoxidables martensíticos, debido a que la martensita se forma durante el

cambio de fase austenita - martensita, este acero debe ser austenizado a altas temperaturas y enfriado rápidamente. Para los aceros ferríticos el tamaño de la gama loop debe ser controlada a elevadas temperaturas, en un acero inoxidable 410 nuestro inicio de la fase gama se encuentra en temperaturas entre (1230°C - 1275°C) y termina en (875°C – 895° C). [13]

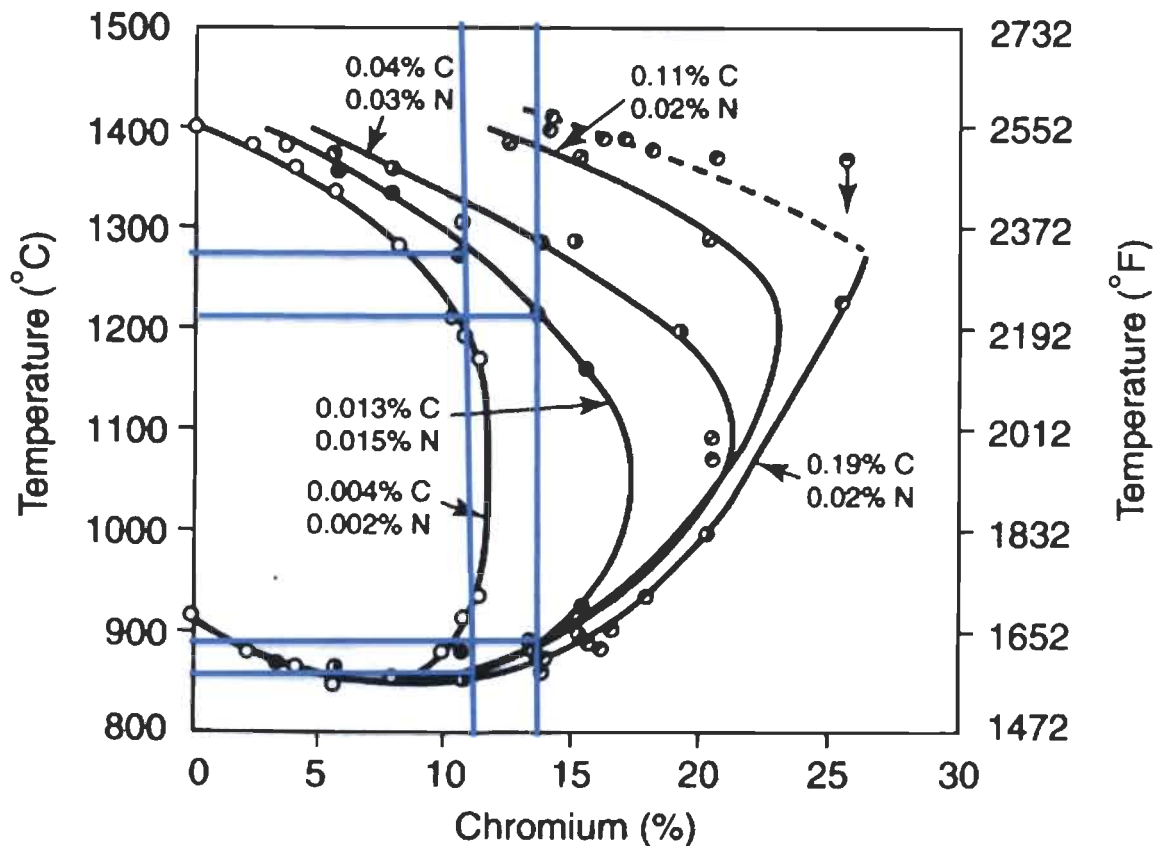


Figura3.2 Efecto del carbono en la expansión de la fase austenítica

Para comprender mejor las fases estables y la microestructura encontrada en un acero inoxidable martensítico 410 se toma el diagrama mostrado en la figura 3.3 con el contenido de 13% de cromo,

El cual en contenidos menores de 0.15% de carbono, el diagrama nos muestra que a temperaturas elevadas se encuentra pura ferrita. Si enfriamos lo

suficientemente rápido la aleación principal será ferrita, esto es básico para acero inoxidable ferrítico de bajo contenido de carbono como el tipo 409.

En contenidos mayores de 0.15% de carbono la austenita se formara a elevadas temperaturas y mezclas de austenita y ferrita se presentaran justo por debajo de la solidificación. Durante el enfriamiento la estructura comenzara a ser completamente austenítica en los rangos de temperatura por debajo de 1200 °C. Si la velocidad de enfriamiento es lo suficientemente rápida la austenita se transformara en martensita. Esto es básico para la formación de aceros inoxidables martensíticos de bajo cromo como el tipo 410. [13]

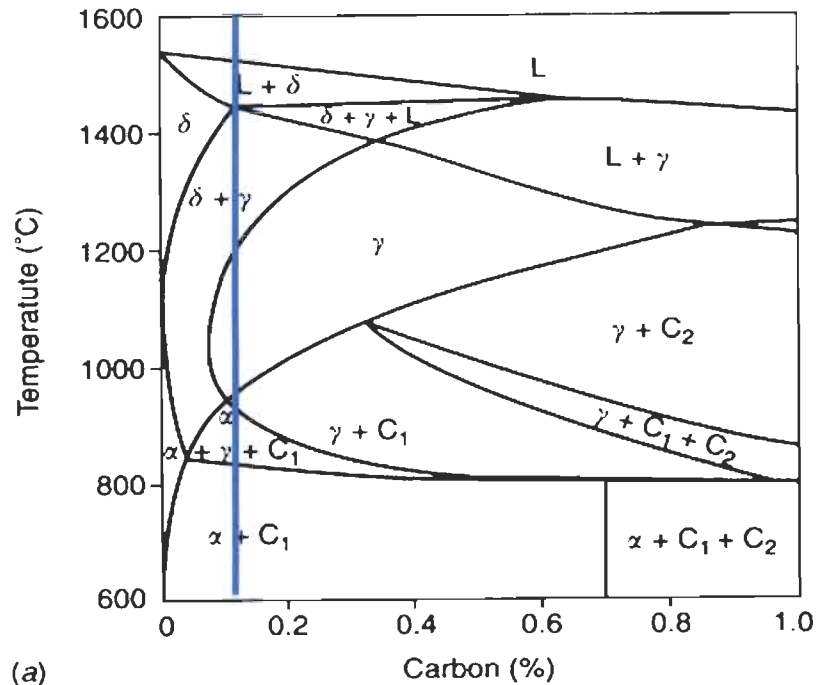


Figura3.3 Diagrama pseudobinario Fe-Cr-C con un contenido de 13 % Cr

3.3 Sistema hierro cromo níquel

La adición de níquel al sistema Fe-Cr también expande la fase austenítica y permite que esta sea estable en un rango de temperatura. Este sistema ternario es básico para la formación de acero inoxidable austenítico y duplex.

En la figura 3.4 se toma un contenido constante de 70% de Fe donde podemos generar un diagrama binario de níquel y cromo para localizar las fases presentes y las microestructuras esperadas.

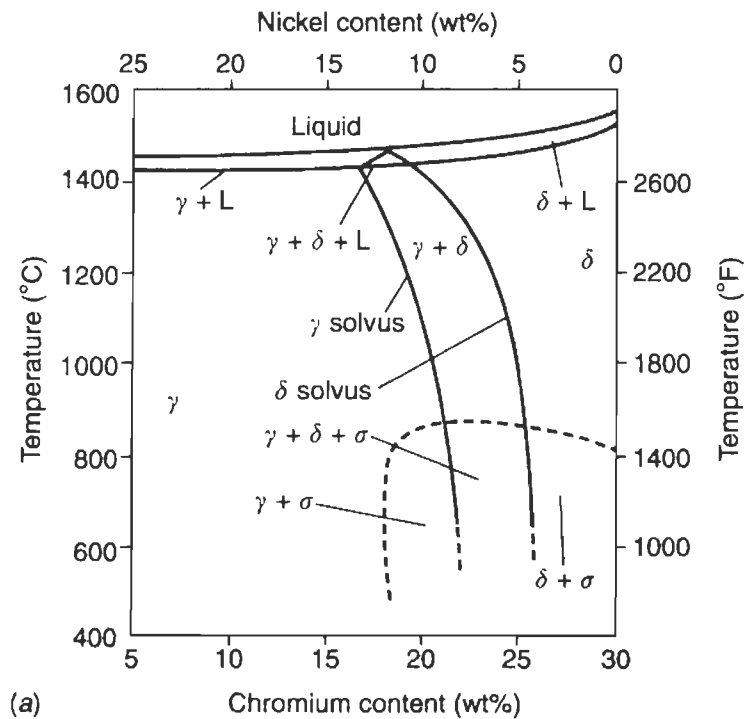


Figura 3.4 Sección pseudobinaria del sistema ternario Fe-Cr-Ni

3.3 Diagrama CCT del acero inoxidable martensítico 410

Los diagramas CCT presentan la respuesta del origen de transformación de varios aceros cuando son enfriados en aire, aceite o agua, estas curvas solo se presentan en términos de diámetros de la barra. Diferentes curvas de enfriamiento pueden aplicar al centro y a la superficie de la barra, y correspondientemente a posiciones intermedias. Los diagramas CCT refieren

solamente al centro de la barra, sin embargo la estructura en otras posiciones puede ser inferida. Por ejemplo, la estructura producida a un enfriamiento en cualquier otra posición a lo largo del radio puede ser equivalente si se toma un diámetro igual a la posición a analizar.

En el diagrama CCT de un acero inoxidable martensítico 410 es importante mencionar que solamente se puede encontrar 2 tipos de transformaciones, la ferrítica y la martensítica.

La región ferrítica se encuentra a temperaturas superiores de 650° C a una velocidad de enfriamiento mayor de 25° C por minuto en resto del diagrama solamente se encontrara transformación martensítica.

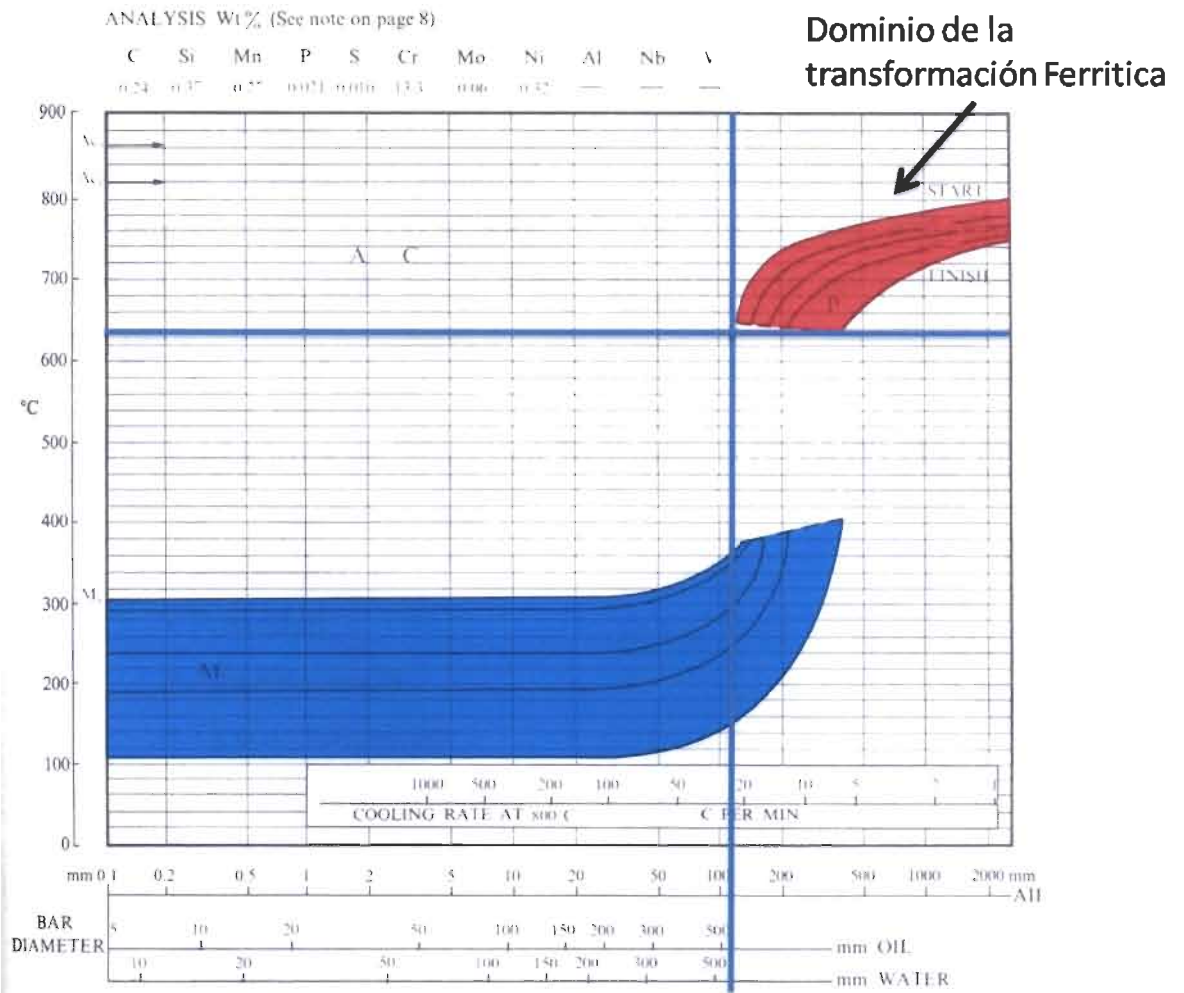


Figura 3.5 Diagrama CCC acero inoxidable martensítico 410

4.

Principales variables de proceso

4.1 Variables de los principales procesos de soldadura

Las variables de proceso son de gran importancia para obtener soldaduras sanas, por eso es de gran importancia conocer el impacto que tienen cada una en las propiedades físicas al momento de soldar, por eso es de gran importancia conocer cuál es el efecto de cada una en nuestras uniones. [16][18][19]

4.1.1 Soldadura de arco por tungsteno (GTAW) [19] [15]

- ♦ Amperaje
- ♦ Polaridad
- ♦ Alta-frecuencia
- ♦ Tipo de tungsteno
- ♦ Diámetro del tungsteno
- ♦ Tipo de gas
- ♦ Caudal
- ♦ Tipo de rod
- ♦ Diámetro de rod

4.1.2 Soldadura con electrodo revestido (SMAW) [15]

- ◆ Amperaje
- ◆ Polaridad
- ◆ Tipo de electrodo
- ◆ Tamaño de electrodo
- ◆ Longitud de arco
- ◆ Angulo del electrodo
- ◆ Velocidad de avance
- ◆ Técnica (oscilación, fricción, etc.)

4.1.3 Micro alambre (GMAW) [15]

- ◆ Amperaje
- ◆ Voltaje
- ◆ Tipo de alambre
- ◆ Tamaño del alambre
- ◆ Tipo de gas
- ◆ Caudal
- ◆ Transferencia del metal
- ◆ Velocidad de avance

4.2 Heat input (calor de entrada)

El heat input puede ser interpretado como la cantidad de energía generada por el arco formado en la pieza de trabajo, y está definido con la siguiente formula.

$$Q = \left(\frac{V \times I \times 60}{S \times 1000} \right) \times \text{Efficiency}$$

Donde:

H= calor de entrada (KJ/in)(KJ/mm)

V= voltaje del arco (volts)

I= corriente (amperes)

S= velocidad de avance (in/min)(mm/min)

El heat input es una medición relativa de la energía transferida por unidad de longitud de la soldadura, esta es una característica importante. Figura 4.1 [15]

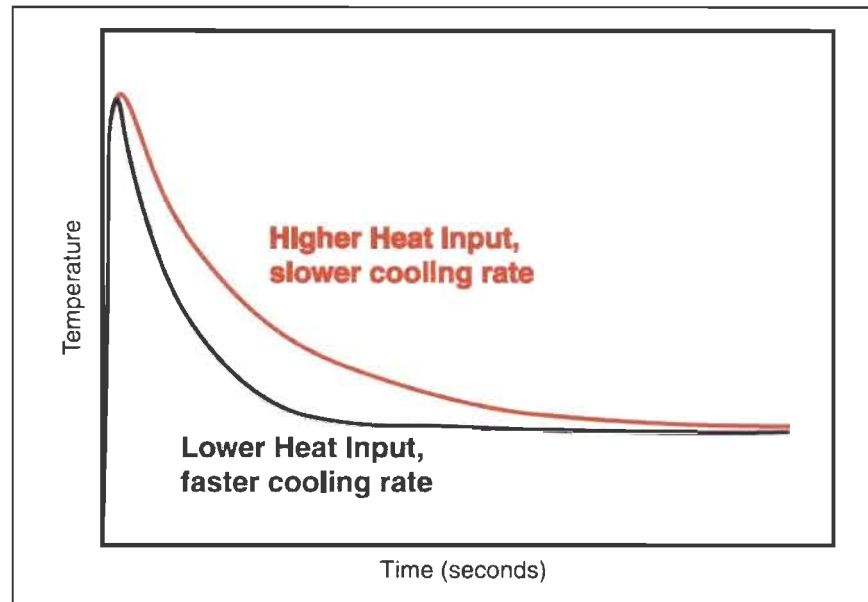


Figura 4.1 Influencia del Heat Input en la velocidad de enfriamiento

4.3 Velocidad de avance

La velocidad de avance es de gran importancia debido a que esta totalmente relacionada con la penetración de la unión soldada, de manera que con una misma energía del arco pero a diferentes velocidades de avance, tendremos mayor penetración en la soldadura con mayor velocidad de avance y menor penetración conforme disminuya la velocidad. [15][23]

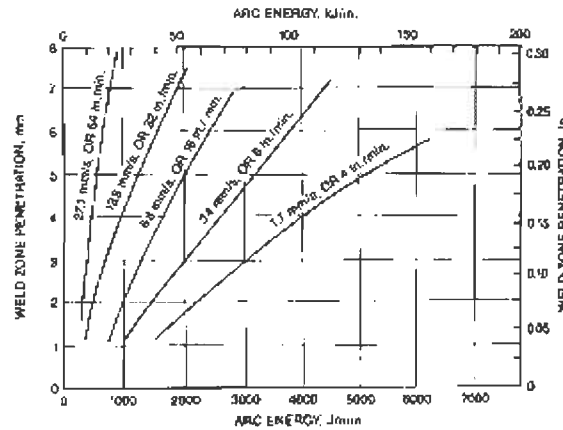


Figura 4.2 Efecto de la velocidad de avance con respecto a la penetración

4.4 Pre calentamiento

El pre calentamiento se usa de acuerdo al contenido de carbono en la pieza a soldar, a mayor contenido de carbono mayor deberá de ser la temperatura de pre calentamiento, y nos ayuda a prevenir la fractura durante el enfriamiento.

Los requerimientos de pre calentamiento dependen del tipo de acero, espesor, metal de aporte, carbono equivalente y proceso de soldadura que va a ser utilizado. [1][18][20]

El pre calentamiento tiene los siguientes efectos:

- ◆ disminuye la velocidad de enfriamiento de la soldadura.
- ◆ Tiende a reducir los esfuerzos en la soldadura.
- ◆ Da tiempo para permitir la salida de hidrogeno.

4.5 Pos calentamiento

Un poscalentamiento nos ayuda a reducir los esfuerzos generados durante la soldadura, además de poder reducir las zonas frágiles que se generan en la soldadura y pudieran ser no deseadas en nuestra pieza. [20]

4.6 Gas de protección

La correcta selección del gas de protección para una aplicación específica es crítica en la calidad final de la soldadura. [18]

El criterio para la selección incluye lo siguiente:

- Aleación del alambre de aporte.
- Propiedades mecánicas deseadas en el cordón de soldadura.
- Espesor del metal base y tipo de junta.
- Condiciones del metal base – la presencia de escamas, corrosión, pinturas o aceite.
- El ángulo de aplicación.
- Condiciones de unión.
- Perfil de penetración deseado.
- Apariencia deseada del cordón de soldadura.
- Costo.

4.7 Diseño de junta

El diseño de la unión es de vital importancia para asegurarnos la buena penetración, un completo llenado de la unión soldada, distorsiones en la unión así como en el caso de usar electrodos revestidos para lograr la perfecta remoción de la escoria formada y no dejar escorias atrapadas que nos podrían generar concentradores de esfuerzos [15][20]

5.

Fallas en la soldadura de aceros inoxidables Martensíticos

5.1 Fractura en frío

5.1.1 Factores que influyen en la fractura en frío

5.1.1.1 El hidrógeno

El hidrógeno penetra en la pieza durante el proceso de soldadura. La cantidad de hidrógeno está definida por el proceso aplicado, por el tipo de consumibles, la preparación y limpieza de la zona a soldar y el ambiente. Una vez en el acero, el hidrógeno requiere tiempo y temperatura para salir sin ocasionar daño. El hidrógeno en el acero actúa difundiendo hacia las zonas con esfuerzos residuales y con concentradores, fragilizando estas zonas y ocasionando fracturas en frío. Figura 5.1. Estas fracturas generalmente son de carácter retardado. [13][15]

5.1.1.2 Esfuerzos residuales

Todo proceso donde una pieza metálica reciba un calentamiento diferencial, va a inducir esfuerzos en la pieza. Si estos esfuerzos rebasan el límite de cedencia de la pieza se deformará en forma permanente y conservará un estado de esfuerzos residuales. En el proceso de soldadura los esfuerzos residuales son influenciados por la geometría de la junta y de la pieza a unir, las secciones, el material, la energía introducida por el proceso y el proceso en sí y los gradientes térmicos generados durante el proceso.[2]

5.1.1.3 Estructuras frágiles

La presencia de estructuras frágiles está determinada por el tipo de acero y la velocidad de enfriamiento tanto en el aporte como en la ZAC.



Figura 5.1 Soldadura fracturada en frío

5.2 Fusión incompleta

Fusión incompleta es un defecto en el cual la coalescencia no ocurre entre las paredes del metal base y el charco de soldadura, en la cual no ocurre penetración en las paredes del metal base, la no penetración y la falta de fusión es una discontinuidad descrita como penetración incompleta. [16]

La fusión incompleta puede ser causada por falta de calor, mal diseño de junta o mal control del arco de soldadura.

Algunos procesos de soldadura tienen mucha mayor penetración que otros, para uniones soldadas por ambos lados.

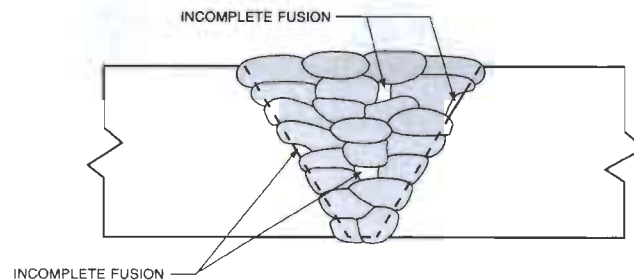


Figura 5.2 Fusión incompleta en una unión soldada

Causa [19]

- Velocidad de avance.
- Corriente.
- Diseño de la unión.
- Diámetro del electrodo.
- Tipo del electrodo.
- Longitud del arco.

5.3 Inclusiones

5.3.1 Inclusiones de escoria

Las inclusiones de escoria son productos no metálicos resultantes de la combinación del fundente e impurezas no metálicas, en general las inclusiones de escoria pueden ser encontradas en algún proceso de soldadura de arco que emplean fundente o media protección. En general las inclusiones de escoria resultan de una inapropiada técnica de soldadura, un inadecuado acceso a la junta o inapropiada limpieza de la soldadura durante entrepasos. Figura 5.3. [18]



Figura 5.3 Inclusión de escoria en una unión soldada

5.3.2 Inclusión de tungsteno

Las inclusiones de tungsteno se generan durante el proceso GTAW, en el cual el electrodo de tungsteno toca el metal base y desprende una pequeña cantidad de tungsteno, el cual se queda en el charco de soldadura originando una discontinuidad que puede originar una falla. Figura 5.4. [18]

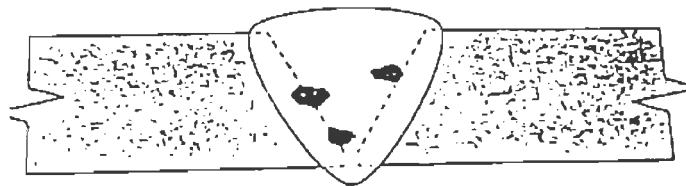


Figura 5.4 Inclusiones de tungsteno en la soldadura

Causa

- ◆ Velocidad de avance errática.
- ◆ Movimiento oscilatorio demasiado ancho.
- ◆ Electrodo demasiado grande.
- ◆ Se permite a la escoria avanzar delante del arco.
- ◆ Chisporroteo.

5.4 Socavado

Un socavado es una discontinuidad que se presenta entre la pared del metal base y el pie de la soldadura de la cara externa o en la superficie de la raíz interna figura 5.5 y que se observa como una falta de llenado del material

de aporte en forma cóncava o de muesca, este defecto crea una muesca que es susceptible a concentración de esfuerzo.

Cuando el socavado es controlado entre los límites de lo especificado no es considerado como un defecto de soldadura, un socavado está asociada con cualquier técnica incorrecta de soldadura o excesiva corriente de soldadura o ambas. [16]

Causa

- excesiva corriente
- voltaje del arco muy alto
- excesiva velocidad de avance y el metal de aporte no alcanza a

llenar

- velocidad de aporte del alambre alta
- demasiada velocidad de oscilación

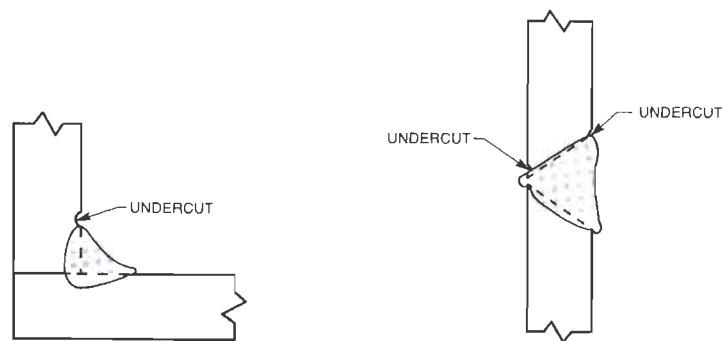


Figura 5.5 Ilustraciones de socavados en uniones soldadas

5.5 Distorsión

La distorsión es un defecto en el cual se observa un gran cambio en las dimensiones de la pieza soldada, figura 5.6, debido al calor suministrado a la pieza y la cual puede originar re trabajos o rechazos de la unión soldada. Se ha encontrado mayor susceptibilidad a la distorsión en piezas de grandes espesores que en las de menores espesores. [16][1]

Causa

- Inadecuada soldadura provisional y/o errada preparación de la junta
- Inadecuada secuencia para el cordón
- Inadecuado montaje y configuración
- Excesivo tamaño de la soldadura
- Inadecuado precalentamiento

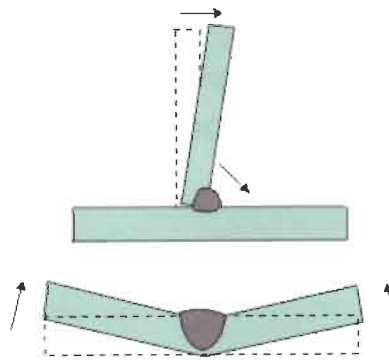


Figura 5.6 Distorsión en uniones soldadas

5.6 Porosidad

La porosidad es una cavidad tipo discontinuidad formada por el gas atrapado durante la solidificación, la discontinuidad formada es generalmente esférica y puede ser elongada, una causa común de la porosidad puede ser contaminación durante la soldadura.

Generalmente la porosidad no es considerada perjudicial como otro tipo de discontinuidades, debido a su forma no puede generar grandes concentraciones de esfuerzos, la porosidad es un indicador de que los parámetros de soldadura, los consumibles, o la unión no fueron apropiadamente controlados por el proceso seleccionado o que el metal base está contaminado o por una composición incompatible del material de aporte con el metal base.

La porosidad es un indicador evidente en el cual se ve la calidad de la soldadura, sin ser considerada una discontinuidad severa. Información importante se puede determinar acerca de la causa del problema si se puede obtener y describir la forma y la orientación individual de los poros y la geometría de los poros adyacentes. [16]

Un ejemplo de esta utilidad es la diferencia entre porosidad elongada y porosidad continua, ambas tienen mayor longitud que anchura, pero se diferencian por su orientación a dirección de la soldadura y ambas pueden ser diferentes en términos de cómo son causadas.

Para proveer este detalle adicional, un inspector debe tener mayor información que la que normalmente es requerida, para poder determinar qué ayuda se necesita para corregir esa falla. [16]

5.6.1 Tipos de porosidades

5.6.1.1 Porosidad dispersa

En la figura 5.7 se puede observar la porosidad dispersa la cual es uniformemente distribuida a lo largo de la soldadura. [16]



Figura 5.7 Porosidad dispersa en una unión soldada

5.6.1.2 Porosidad hundida

Es un tipo de porosidad la cual tiene mayor longitud que anchura la cual esta aproximadamente perpendicular a la cara de la soldadura, como se muestra en la figura 5.8. [16]



Figura 5.8 Porosidad hundida en una unión soldada

5.6.1.3 Porosidad alineada

Es el tipo de porosidad la cual está localizada a lo largo de la soldadura en una sola línea, los poros pueden ser esféricos o elongados. Figura 5.9 [6]



Figura 5.9 Porosidad alineada en una unión soldada

5.6.1.4 Porosidad alargada

Es un tipo de porosidad la cual tiene mayor longitud que anchura, la cual es aproximadamente paralela al eje de la soldadura, en la figura 5.10 se muestra una porosidad alargada formada entre la escoria y la superficie de la soldadura, la cual también puede ser formada por debajo de la superficie de la soldadura.[16]



Figura 5.10 Porosidad alargada en una unión soldada

5.6.2 Causas

- Gas de protección inadecuado.
- Bloqueo del flujo de gas por demasiadas salpicaduras.
- Contaminación del gas de protección
- Excesiva corriente
- Excesiva extensión del electrodo
- Excesiva velocidad de avance y cusa congelamiento del charco antes de que el gas escape
 - Grasa, aceite o mezclas de suciedades en el metal de aporte y metal base.
 - Impurezas del metal como fósforo y azufre

5.7 Concavidad

Como se muestra en la figura 5.11 la concavidad se produce cuando el metal de soldadura en la superficie de la cara externa, o en la superficie de la raíz interna, posee un nivel que está por debajo de la superficie adyacente del metal base. Las posibles causas de este defecto pueden ser. [6]

- ✦ Falla en el llenado la unión soldada.

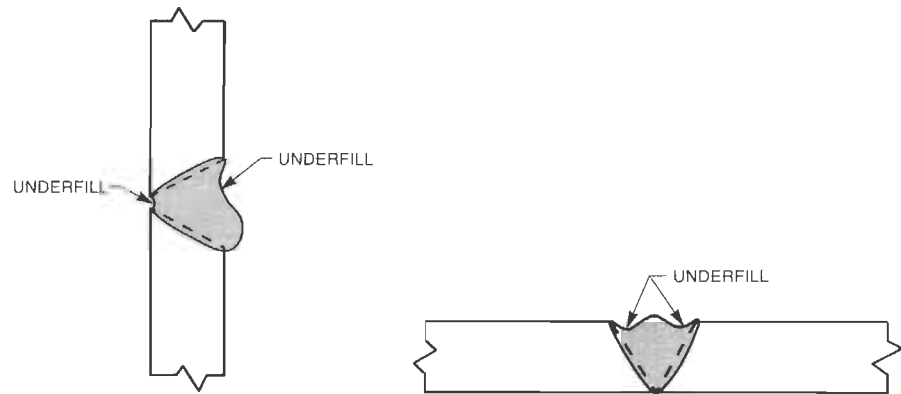


Figura 5.11 Concavidad en una unión soldada

5.8 Traslapo (Metal de soldadura apoyado sobre el metal base sin fundirlo)

Es la porción que sobresale del metal de soldadura más allá del límite de la soldadura o de su raíz. Se produce un falso borde de la soldadura como se muestra en la figura 5.12, estando el metal de soldadura apoyado sobre el metal base sin haberlo fundido (como que se derramó el metal fundido sobre el metal base). Puede ser causada por las siguientes causas. [16]

- ◆ Deficiente control del proceso de soldadura
- ◆ Errónea selección de los materiales
- ◆ Preparación del metal base inapropiado

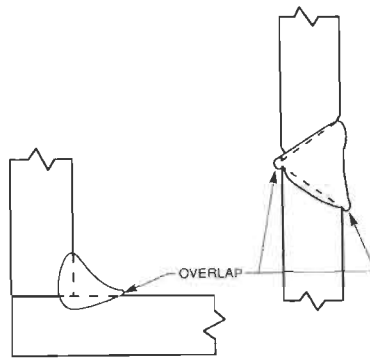


Figura 5.12 Traslape en una unión soldada

5.9 Chisporroteo

Son los glóbulos de metal de aporte transferidos durante la soldadura y adheridos a la superficie del metal base, o a la zona fundida ya solidificada como se muestra en la figura 5.13. Es inevitable producir cierto grado de salpicaduras, pero deben limitarse eliminándose, aunque más no sea por estética, de la superficie soldada. Las salpicaduras pueden ser origen de microfisuras (como los arranques de arco sobre el metal base), y simultáneamente son un punto de inicio de la oxidación en superficies pintadas ya que tarde o temprano estos glóbulos podrán desprenderse del metal base, llevando consigo la pintura superficial allí localizada. [16]



Figura 5.13 Chisporroteo en el cordón de soldadura

5.10 Penetración excesiva

En una soldadura simple desde un solo lado (típicamente soldaduras de tuberías), esta discontinuidad representa un exceso de metal aportado en la raíz de la soldadura que da lugar a escurrimientos de metal fundido. [16]

5.11 Grietas

Las grietas son definidas como una discontinuidad caracterizada por una extremidad aguda y un gran rango de longitud y amplia apertura o desplazamiento, puede ocurrir en la soldadura, la zona afectada por el calor y el metal base donde se localicen esfuerzos y superen la resistencia del material, la fractura casi siempre se origina en las partes donde existen concentraciones de esfuerzos causados por discontinuidades o cerca de muescas asociadas con el diseño de la soldadura.

Esfuerzos que causan grietas pueden ser esfuerzos residuales o aplicados, los esfuerzos residuales se desarrollan como un resultado de la resistencia puesta por la unión soldada y la contracción térmica durante la solidificación de la soldadura. [16]

5.11.1 Orientación

Las grietas pueden ser descritas de diferentes formas transversal o longitudinal, dependiendo de su orientación.

Cuando una grieta es paralela al eje de la soldadura es llamada grieta longitudinal ya sea por en medio, en el cordón de soldadura, en el pie de la soldadura, metal base o la zona afectada.

Las grietas longitudinales en pequeñas soldaduras entre grandes secciones son casi siempre resultado de altos rangos de enfriamiento y alta resistencia.

Las grietas transversales son perpendiculares al eje de la soldadura, pueden ser limitadas en tamaño y contenida completamente dentro del cordón

de soldadura o puede propagarse del cordón de soldadura hacia las caras de la junta, zona afectada por el calor y metal base. In algunas soldaduras, las grietas transversales pueden formarse en la zona afectada por el calor y no en el cordón de la soldadura. [16]

Las grietas transversales son generalmente resultado de esfuerzos de contracciones longitudinales que actúan en el cordón de soldadura o baja ductibilidad, la fractura por hidrogeno en el cordón de soldadura puede ser orientado en la dirección transversal.

5.11.2 Tipos de grietas

Las grietas pueden ser generalmente clasificadas como grieta en frio o en caliente, fracturas calientes desarrolladas durante la solidificación y son resultado de poca ductilidad a alta temperatura, las grietas en caliente se propagan entre los granos del cordón de la soldadura.

La grieta en frio se desarrolla después que la solidificación se ha completado, se puede formar en el cordón de la soldadura, en las caras de la junta, la zona afectada por el calor o el metal base. la grieta puede formarse horas o algunos días después de haberse realizado la soldadura, las fracturas en frio pueden propagarse de ambas formas, entre granos o a través de los granos.

Grietas en la garganta

Las grietas en la garganta son longitudinales orientadas a lo largo de la garganta o soldaduras de filete, son generalmente pero no siempre, grietas en caliente. [16]

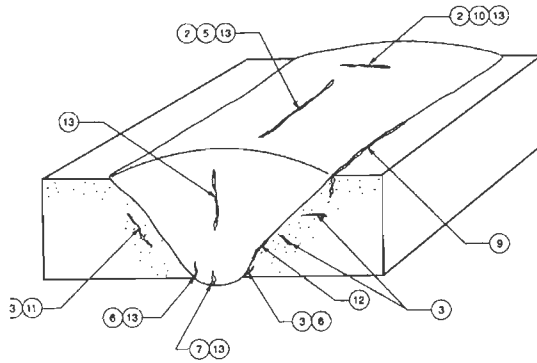


Figura 5.14 Tipos de grietas en la unión

LEYENDAS Figura 5.14

- 2.- Grietas de cara
- 3.- Grietas en la Z.A.C.
- 5.- Grietas longitudinales
- 6.- Grietas en la raíz
- 7.- Grietas en la superficie de la raíz
- 9.- Grietas en el pie
- 10.- Grietas transversales
- 11.- Grietas internas
- 12.- Grietas en la interface de la soldadura
- 13.- Grietas en el metal de soldadura

5.11.2.1 Grietas de raíz

Las grietas de raíz son grietas longitudinales en el interior soldadura de raíz o en la superficie, estas pueden ser grietas frías o grietas calientes. [16]

5.11.2.2 Grietas de cráter

Las grietas de cráter ocurren en el cráter de la soldadura como se muestra en la figura 5.15, cuando la soldadura es inapropiadamente terminada, es comúnmente nombrada como grieta estrellada, aunque puede tener alguna otra

configuración. Las grietas de cráter son generalmente grietas calientes, las grietas de cráter son más comúnmente encontradas en materiales con altos coeficientes de expansión como el acero inoxidable martensítico, casi siempre se puede evitar este tipo de grieta terminando adecuadamente el cordón de soldadura con un poco más de material de aporte. [16]



Figura 5.15 Grieta de cráter en una soldadura

5.11.2.3 Grietas en la pierna de la soldadura

Las grietas en la pierna de la soldadura son generalmente grietas frías, estas inician en la pierna de la soldadura donde se concentran esfuerzos de contracción como se muestra en la figura 5.16. Las grietas en la pierna de soldadura empiezan generalmente en el metal base hacia la superficie, esas grietas son generalmente debido a esfuerzos térmicos de contracción en la zona afectada por el calor. Algunas de estas fracturas ocurren debido a que la ductilidad del metal base no resiste los esfuerzos de contracción generados por la soldadura. [6]

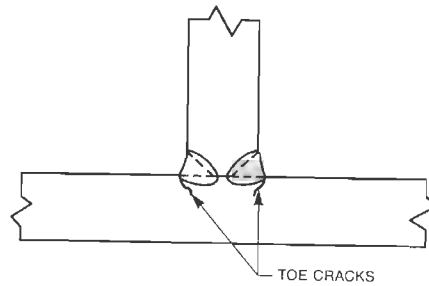


Figura 5.16 Grieta en la pierna de la soldadura

5.11.2.4 Grietas en la zona afectada por el calor

Las grietas en la zona afectada por el calor son generalmente grietas frías, estas pueden ocurrir cuando tres elementos están presentes simultáneamente:

- ◆ Hidrogeno
- ◆ Una microestructura con relativa baja ductibilidad
- ◆ Altos esfuerzos residuales

La grieta en la zona afectada por el calor puede ser tanto longitudinal y transversal, no siempre son detectadas por inspección visual, este tipo de grietas se localizan principalmente en soldaduras de filete como se muestra en la figura 5.17, pero también puede ocurrir en la soldadura de bisel. [16]

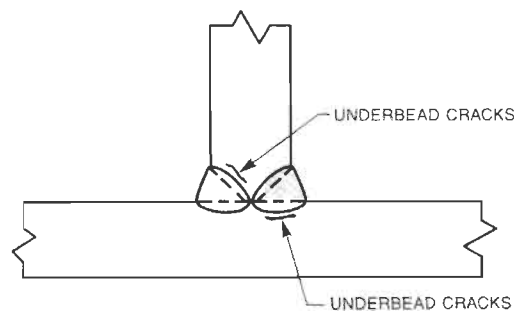


Figura 5.17 Grieta en la zona afectada por el calor

5.12 Penetración incompleta

Penetración incompleta es un tipo de defecto en el cual el charco de soldadura no llena todos los espacios de la unión a soldar figura 5.18, por lo que nos puede provocar una discontinuidad que podría ocasionar un defecto, y se debe principalmente a un mal diseño de junta o a una inapropiada selección del diámetro del material de aporte.

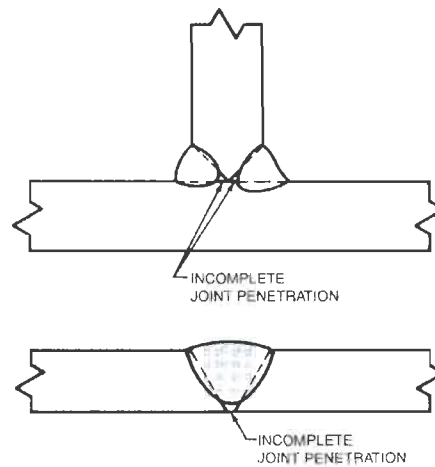


Figura 5.18 Penetración incompleta

6.

Proceso experimental

6.1 Metodología

El proceso experimental consistió en realizar dos soldaduras en un material inoxidable martensítico serie 410, variando la temperatura de precalentamiento, una a la temperatura ambiente y la otra a la temperatura sugerida por la bibliografía que es la de 200° C (400° F).

Los rangos de las variables serán los mismos para las dos soldaduras para tener las mismas condiciones, el método de unión será por soldadura de arco por el proceso GTAW y las pruebas que se realizarán son las de metalografía y microdureza.

Esto con el fin de conocer en qué grado afecta el precalentamiento a este tipo de aceros inoxidables, además de analizar si sería adecuado el uso de aporte austenítico en este tipo de uniones.

6.2 Material base

El material base utilizado es un acero inoxidable martensítico serie 400 en el cual los principales elementos de aleación son Cromo (Cr), Hierro (Fe) y Carbono (C). Y su composición química se muestra en la siguiente figura 6.1.

Material	C	Cr	Mn	Si
AISI 410	0.15	11.5 – 13.5	1.00	0.50

Tabla 6.1 Composición química acero Martensítico 410

6.3 material de aporte

El material de aporte que se necesita para este tipo de unión es un AISI410, pero debido a que este tipo de material de aporte no se encontraba disponible, se reviso la bibliografía para considerar una alternativa, y encontrando que se podría utilizar el tipo ER309 según el handbook ASM volumen 6 en el capítulo de selección de los aceros inoxidable martensíticos en la tabla 7, es por eso que se tomo la decisión de utilizar este tipo de material de aporte el cual es austenítico, tabla 6.2.

Material	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo
ER309	0.15	0.5-2.5	0.04	0.03	1.0	22.0-25.0	12.0-14.0	0.75

Tabla 6.2 Composición química material de aporte

6.4 Variables fijas

Los rangos de las variables fijas se tomaron de la bibliografía estudiada asíéndose pequeñas modificaciones para lograr un cordón más sano en la soldadura. Y los rangos fijos se muestran en las siguientes tablas 6.3, 6.4.

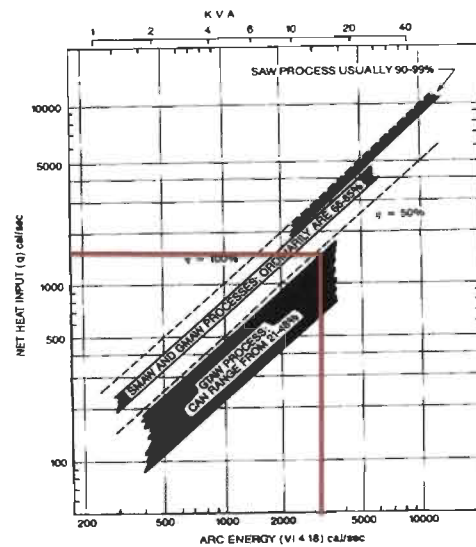
Tipo de gas	Argón
Variable que analizaremos	Pre calentamiento
Tipo de electrodo	Thoriated
Tipo de corriente	DCEN
Enfriamiento	Aire
Tipo de junta	A tope con doble bisel
Material	AISI 410

Tabla 6.3 Variables Fijas

Variables fijas						
Espesor in (cm)	Amperaje	Caudal ft3/hr (l/min)	Velocidad de avance in/min (mm/s)	cordones	Aporte in (mm)	Medida del tungsteno in (mm)
1/2 (1.27)	237	50 (23.4)	5 (2.1)	3	0.045 (1.143)	1/8 (3.2)

Tabla 6.4 Variables fijas continuación

- ♦ **Calculo de heat input:** para realizar el cálculo del heat input es necesario conocer la eficiencia del proceso GTAW, es por eso que utilizamos esta grafica en el cual nos muestra la eficiencia en base a nuestra energía de arco.



Eficiencia = 45%

$$H = \frac{(237 \text{ A})(14 \text{ V})(60)}{(5 \text{ in/min} \times 1000)} (45\%) = 17.91 \text{ KJ/in}$$

6.5 Variable a analizar

La variable a analizar es el precalentamiento debido a que es una de las más importantes al unir este tipo de materiales, debido a la fractura frágil que puede sufrir este material, además de deformaciones, una de las muestras será calentada a 200° C (400° F) debido a que esta es la temperatura recomendada por la bibliografía para obtener soldaduras sanas y libre de defectos, la otra muestra no se le realizara precalentamiento debido a que el no precalentamiento es una práctica no recomendada por la bibliografía y la cual es a una temperatura ambiente de 22° C (70° F), para obtener así resultados de la soldadura de un punto recomendable y otro no, y evaluar la diferencia en la cual afecta esta variable.

Los rangos son mostrados en la siguiente tabla 6.5.

precalentamiento°C (° F)	
# 1	#2
22° C (70° F)	200° C (400° F)

Tabla 6.5 Variables a analizar

6.6 Probetas

El corte re las probetas se realizó en una maquina de corte de sierra vertical con una sierra de carburo, en la cual la maquina tiene sistema de refrigeración para evitar transformaciones de fase debido al calentamiento por fricción durante el corte.

El corte de las probetas se realizó de la siguiente forma, de una placa de metal de 15.5 in x 4.5 in x ½ in de espesor, se cortó en 4 partes de 4.5 in x 3.75 in x ½ in de espesor, figura 6.6.

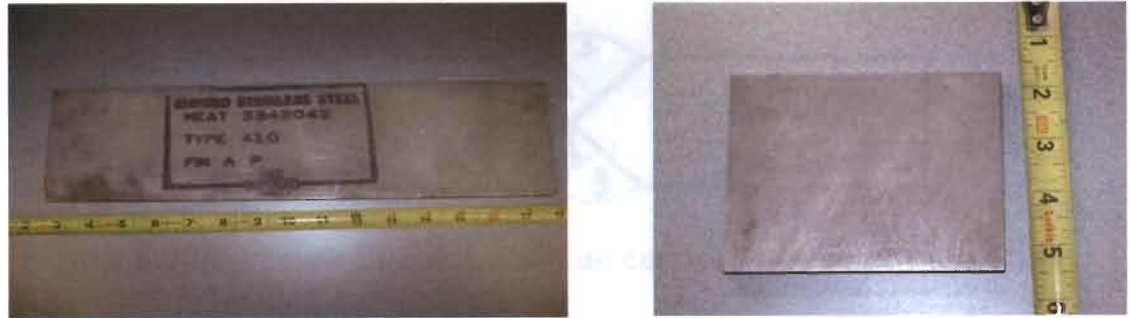


Figura 6.6 Corte de las probetas

6.7 Diseño de junta

El diseño de la pieza que se escogió fue el de a tope con doble bisel en V, esto con la intención de evitar grandes distorsiones durante la soldadura además de tener una mejor unión en la pieza.

Las dimensiones del diseño de junta son tabla 6.7, figura 6.8.

Tabla 6.7 medidas del bisel

Angulo del bisel	60°
Tamaño del hombro de la raíz	1/16
Gap	1/8

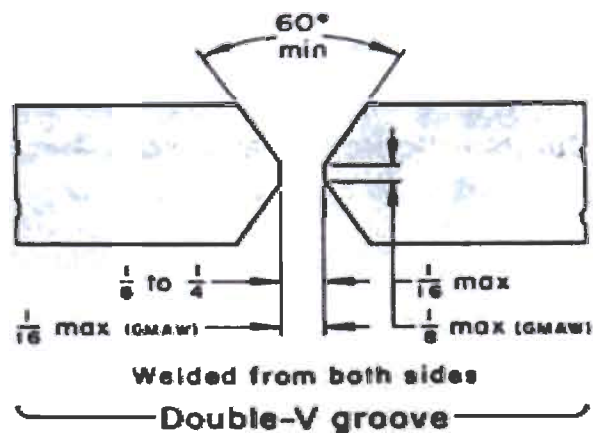


Figura 6.8 Esquema del bisel

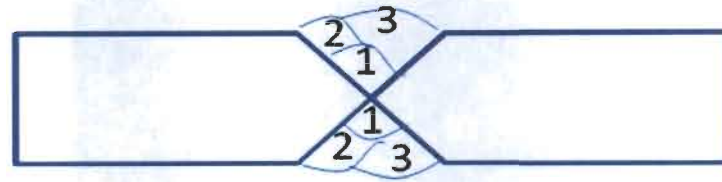


Figura 6.9 diagrama de colocación de cordones de soldadura en la unión

6.8 Equipo para soldar

El equipo para soldar que se utilizó fue una máquina automática del proceso GTAW, marca Yet Line y la fuente de poder es marca Miller, figura 6.10. Se realizaron las soldaduras en posición plana.



Figura 6.10 Equipo GTAW

El modo de alimentación del material de aporte de la maquina es por medio de rollo de alambre, el cual es depositado a cierta velocidad directamente en el charco de soldadura formado por el arco y el metal base, figura 6.11.



Figura 6.11 Modo de alimentación del material de aporte

6.9 Aplicación de los termopares

Los termopares se aplicaron manualmente directo en el charco de soldadura, con la intención de que la primera lectura de la temperatura que se registre sea la de líquido y así vaya decreciendo gradualmente hasta que llegue a la temperatura de sólido, para así conocer su rango de enfriamiento y poderlo relacionar con las propiedades mecánicas de la unión figura 6.12.



Figura 6.12 Ilustración de la colocación del termopar

7.

Resultados

7.1 Inspección visual

En la inspección visual de la pieza se observó que en la muestra A, que no presenta precalentamiento, sufrió mayor deformación durante el enfriamiento, esto se debe a que en la muestra se generaron esfuerzos de compresión durante la solidificación. En cambio la muestra B que presenta precalentamiento no sufrió deformación debido a que no presentó tantos esfuerzos durante el enfriamiento por el efecto del precalentamiento.



7.1 Distorsión en las piezas soldadas

7.2 Lecturas de los termopares

Los termopares nos arrojaron lecturas acerca de cómo se comportó el enfriamiento de la soldadura, los cuales se graficaron en una tabla de Excel, y arrojó las siguientes gráficas del enfriamiento.

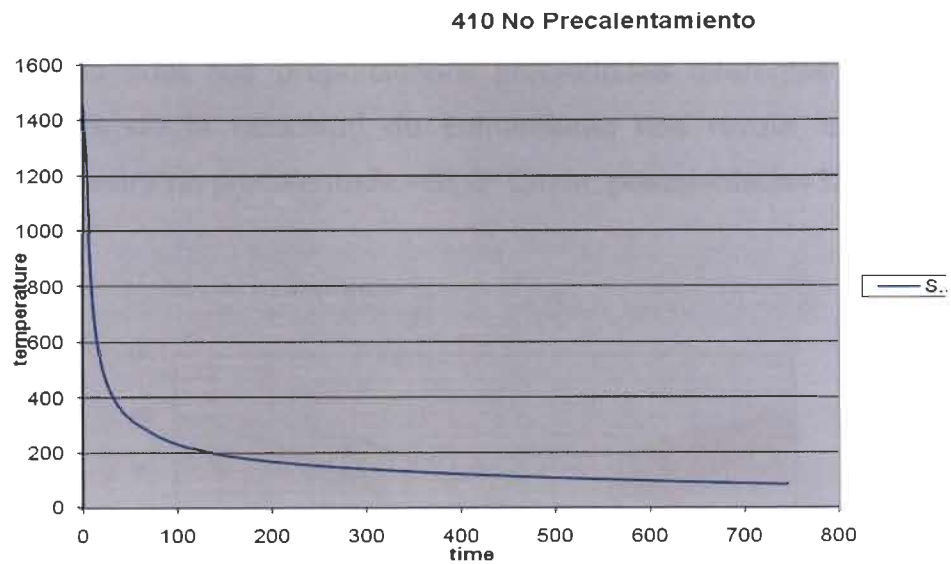


Figura 7.2 Grafica de la velocidad de enfriamiento de la muestra A (no precalentada)

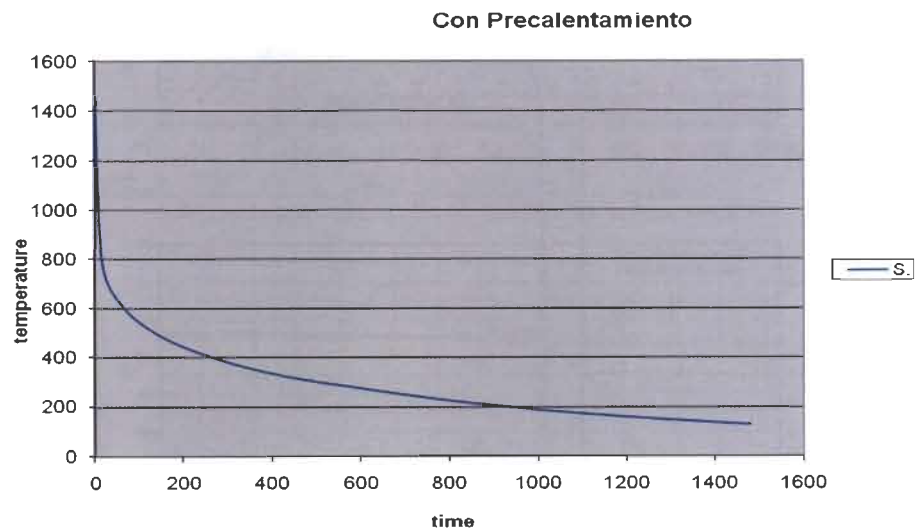


Figura 7.3 Grafica de la velocidad de enfriamiento de la muestra B (con precalentamiento)

En la primera grafica podemos observar cómo se comporto el enfriamiento en la muestra A la cual no le aplicamos precalentamiento, y en la muestra B a la cual le aplicamos precalentamiento, podemos observar que la velocidad de enfriamiento de la pieza a la cual le aplicamos precalentamiento es más lento

debido a que se le subministro mayor calor que a la otra pieza, y esto es debido a que al suministrar precalentamiento disminuimos la velocidad de enfriamiento, lo cual nos proporcionara propiedades diferentes en las dos muestras, midiendo la velocidad de enfriamiento nos revela los siguientes resultados, muestra no precalentada = 63.3° C/min, precalentada = 32.6° C/min.

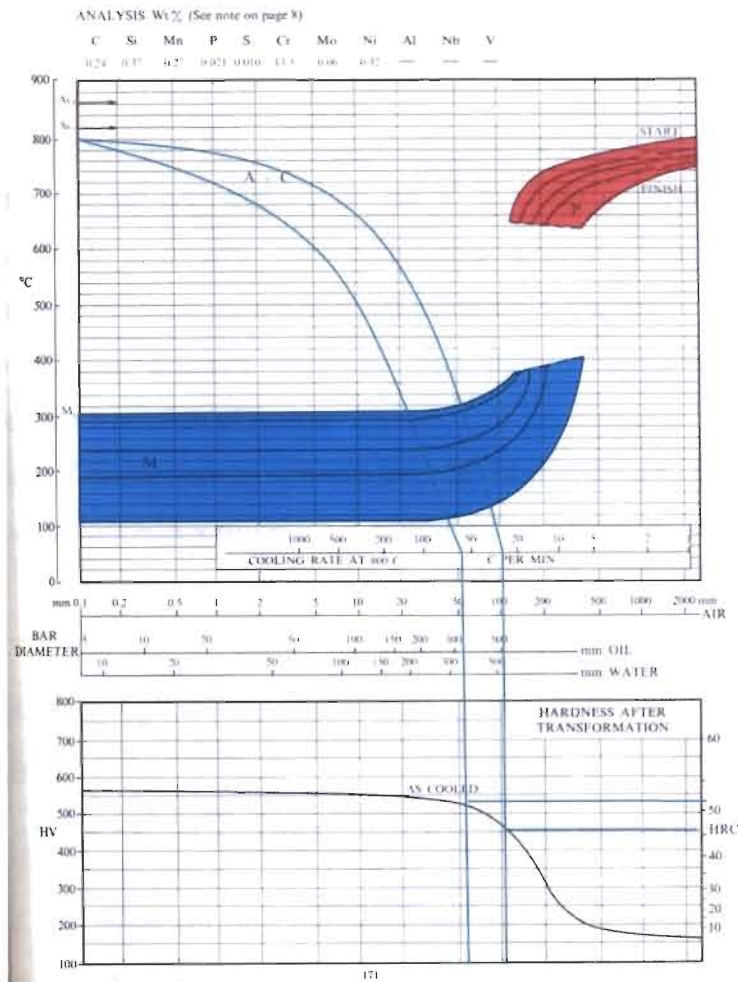


Figura 7.4 Diagrama CCT con las curvas de enfriamiento del acero analizado

En el diagrama CCT realizando el análisis con las curvas de enfriamiento construidas con las velocidades de enfriamiento que nos proporcionaron los termopares, muestra los siguientes resultados, la transformación será

completamente martensítica, debido a que no se alcanzó a llegar a la región de transformación ferrítica, la durezas esperadas se encuentran entre 52-46 HRC.

7.3 Análisis químico

Se le practicó a las muestras A y B un análisis químico y además análisis de carbono y azufre con la finalidad de conocer los elementos aleantes del material.

Para el análisis químico fue necesario proporcionar al laboratorio químico una muestra del material con dimensión de 1" X 1" de cada muestra, para el análisis de carbono y azufre fue necesario proporcionar al laboratorio aproximadamente 10 gramos de rebaba del material a analizar.

Los resultados del análisis químico nos dieron como resultado lo siguiente reporte mostrado en el anexo 1.

En la figura 7.5 podemos observar la composición química de las muestras A no precalentada y muestra B precalentada respectivamente.

Muestras	% C	%Cr	%Mn	%Si	% Ni	% P
Muestra A	0.12	13.00	0.48	0.65	0.23	0.017
Muestra B	0.13	9.17	0.47	0.64	0.24	0.016

Figura 7.5 análisis químico de las muestras.

La figura 7.4 nos muestra una variación en los porcentajes de cromo de la muestra A y la muestra B la cual podemos concluir que es debido a que en los aceros inoxidables martensíticos a medida que se va incrementando la temperatura la capa pasivadora en la superficie se va volviendo más gruesa, por lo cual la muestra se sensibilizó, lo que puede ocasionar que ya no conserve sus propiedades anticorrosivas.

7.4 Cálculo de la penetración

Para realizar el cálculo de la penetración en la pieza, empleamos una grafica en la cual nos muestra la penetración en base al heat input, el cual calculamos anteriormente y se muestra en la siguiente figura.

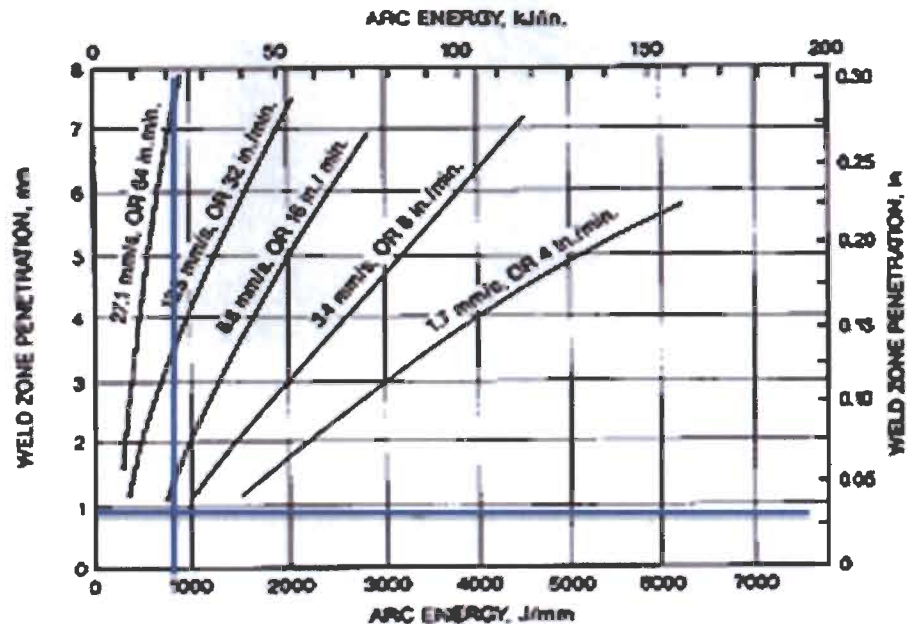


Figura 7.6 Diagrama para el cálculo de la penetración en función del heat input y la velocidad de avance

El resultado que muestra la grafica es que con un heat input de 17.91 KJ/in nuestra penetración será de 1 mm aproximadamente.

7.5 Análisis metalográfico

El análisis metalográfico se realizó en base a la norma ASTM E3 para la preparación de las piezas y la norma ASTM E406 para revelar la microestructura.

El desbaste se realizó con lijas del número 120, 240, 320, 400 y 600 respectivamente y el pulido mediante un disco de paño con pasta de alúmina y de diamante.

7.5.1 Microestructura Muestra no precalentada



Figura 7.7 Metal base muestra A (no precalentada) 500X

En la figura 7.7 podemos observar la microestructura del metal base de la unión no precalentada, lo que nos muestra que la microestructura consiste en una matriz martensítica.

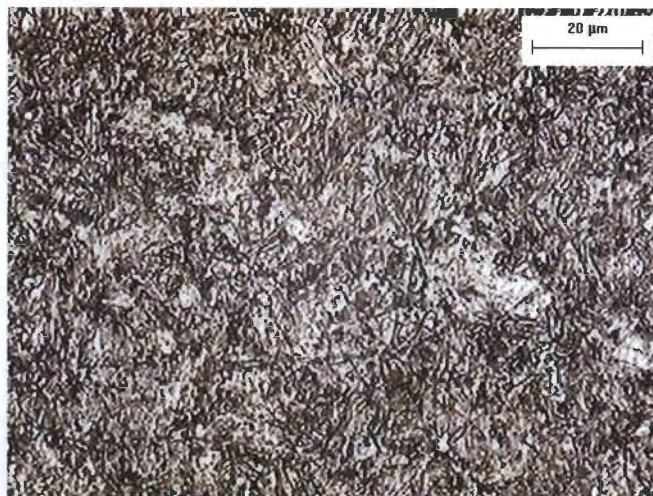
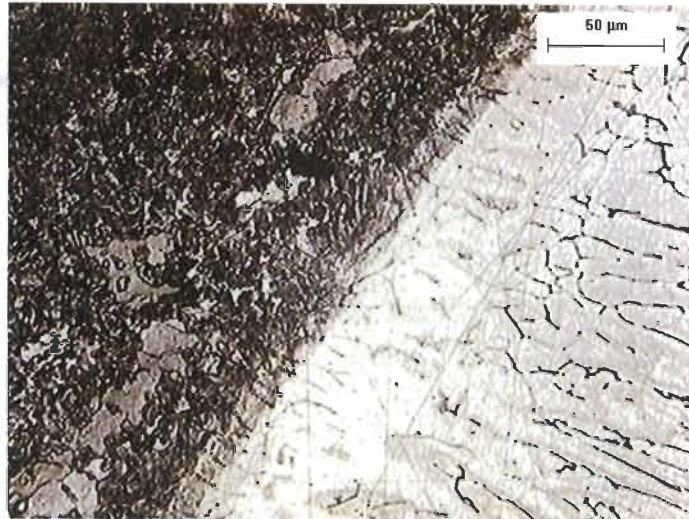


Figura 7.8 Zona afectada por el calor muestra A (precalentada) 500X

En la figura 7.8 se observa la microestructura de la unión soldada en la zona afectada por el calor, lo que nos muestra una microestructura de martensita fina.



Figuran7.9 Zona epitaxial muestra A (no precalentada) 200X

En la figura 7.9 podemos observar la zona epitaxial de la unión soldada sin precalentamiento, la cual nos muestra que existe una buena unión entre el metal base y la soldadura la cual no evidencia grietas y rechupes.

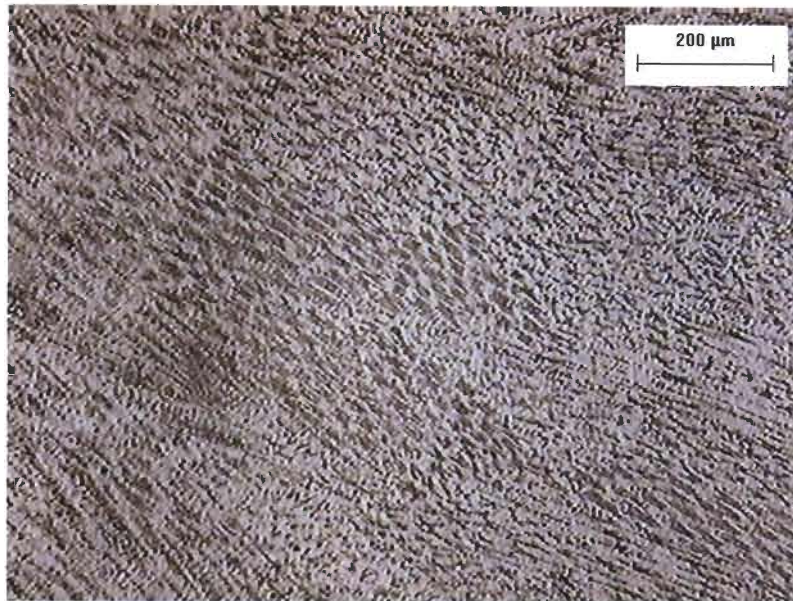


Figura 7.10 Soldadura muestra A (no precalentada) 50X

En la figura 7.10 se puede observar la microestructura de la soldadura a 50X, la cual muestra que su microestructura consiste en una matriz de granos dendríticos.

7.5.2 Microestructura Muestra precalentada



Figura 7.11 Metal base muestra B (precalentada) 500X

La figura 7.11 nos muestra la microestructura del metal base a 500X, en la cual podemos observar que consiste en una matriz martensítica.

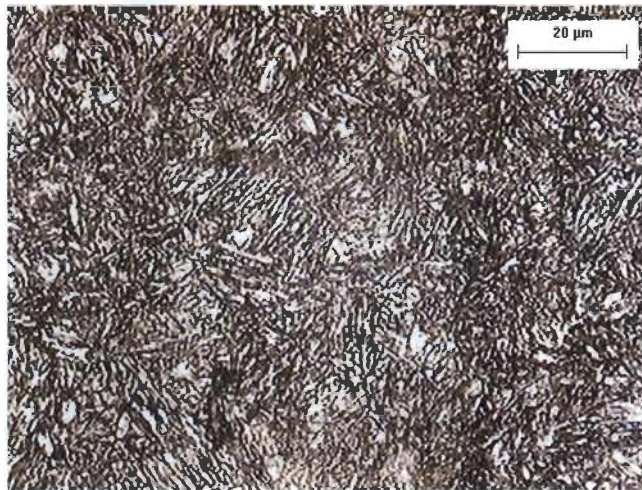


Figura 7.12 Zona afectada por el calor muestra B (precalentada) 500X

En la figura 7.12 se muestra la microestructura de la zona afectada por el calor a 500X, la cual nos muestra que la microestructura consiste en una estructura martensítica.

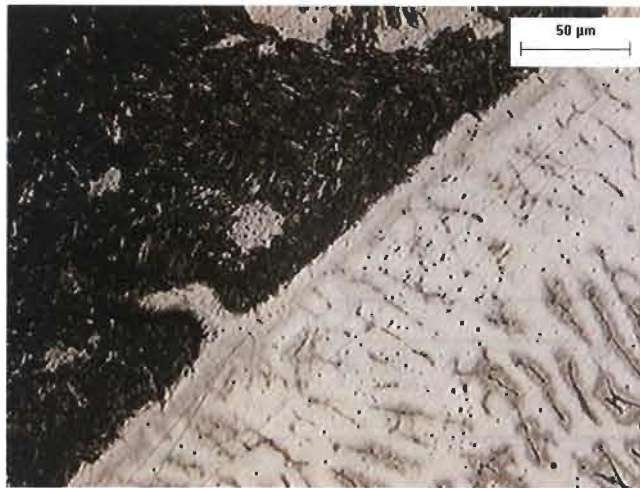


Figura 7.13 Zona epitaxial de la muestra B (precalentada) 200X

La figura 7.13 nos muestra la zona epitaxial a 200X entre el metal base y la soldadura, la cual nos muestra una buena unión en las paredes del metal base y la soldadura, sin evidencia grietas ni rechupes.

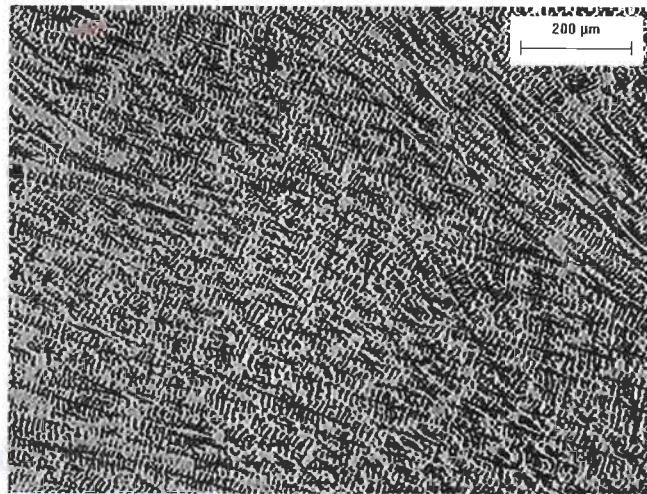


Figura 7.14 soldara muestra B (precalentada) 50X

En la figura 7.14 podemos observar la microestructura de la soldadura a 50X, la cual nos muestra que su estructura consiste en una matriz de granos colubnares dendríticos.

7.6 Prueba de micro dureza.

Para la prueba de dureza se secciono las muestras en A, B, C y obtuvimos las durezas del material base, ZAC, soldadura. En la figura 7.15 podemos observar la configuración de las zonas donde se midió la dureza.

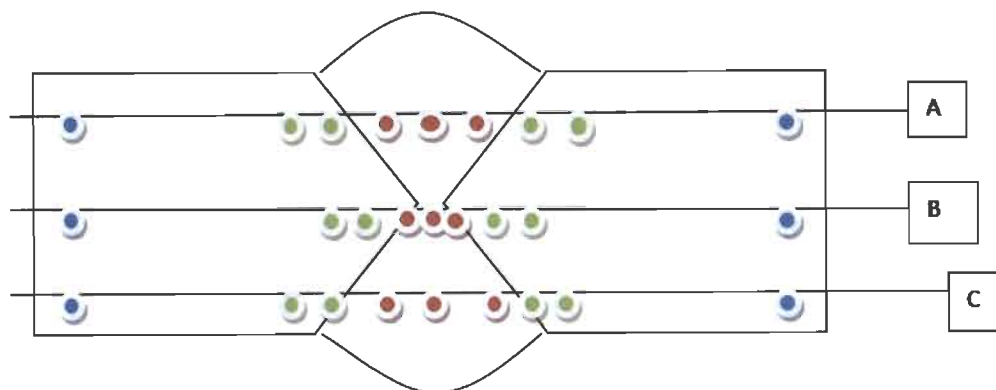
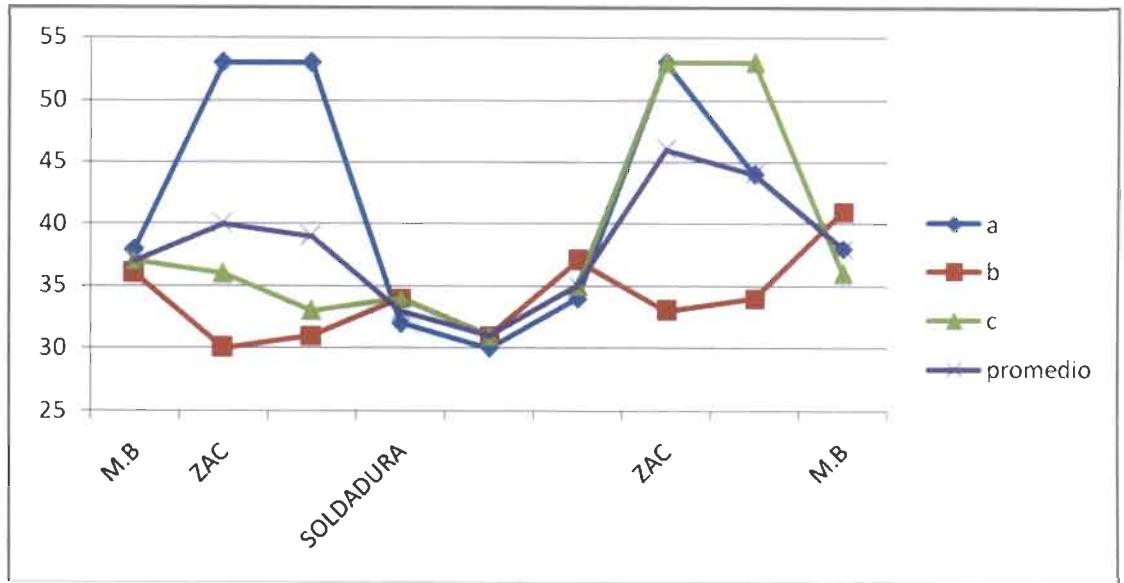


Figura 7.15 Configuración de las zonas de medición de la dureza.

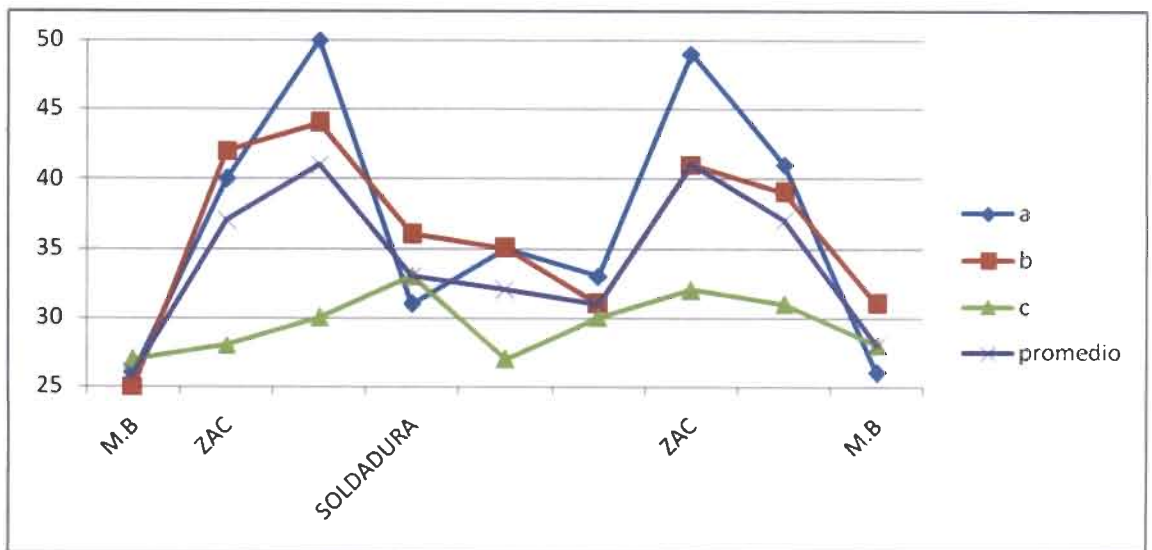
Muestra No Precautada								
M. B.	Z. A. C.		Soldadura			Z. A. C.		M. B.
38 RC	53 RC	53 RC	32 RC	30 RC	34 RC	53 RC	44 RC	38 RC
36 RC	30 RC	31 RC	34 RC	31 RC	37 RC	33 RC	34 RC	41 RC
37 RC	36 RC	33 RC	34 RC	31 RC	35 RC	53 RC	53 RC	36 RC
Promedio								
37 RC	40 RC	39 RC	33 RC	30 RC	35 RC	46 RC	44 RC	38 RC

Muestra Precautada								
M. B.	Z. A. C.		Soldadura			Z. A. C.		M. B.
26 RC	40 RC	50 RC	31 RC	35 RC	33 RC	49 RC	41 RC	26 RC
25 RC	42 RC	44 RC	36 RC	35 RC	31 RC	41 RC	39 RC	31 RC
27 RC	28 RC	30 RC	33 RC	27 RC	30 RC	32 RC	31 RC	28 RC
Promedio								
26 RC	37 RC	41 RC	33 RC	32 RC	31 RC	41 RC	37 RC	28 RC

Figura 7.16 Durezas obtenidas en las muestras



Grafica 7.17 Durezas muestra A



Grafica 7.18 Durezas muestra B

En las figuras podemos observar que la muestra no precalentada alcanzó mayor dureza en algunas zonas debido a que su rango de enfriamiento es más rápido y por lo tanto logro mayor dureza en algunas zonas, pero en general en la zona de la soldadura se comportó muy similar en las dos muestras.

8.

Conclusiones

En conclusiones podemos tener que, las variables de proceso son de gran importancia al momento de escoger un proceso de soldadura debido a que estas variables están extremadamente ligadas a las propiedades mecánicas además de la sanidad de las uniones soldadas. Por lo que es de gran importancia saber cómo la variación de alguna de estas puede modificar la soldadura para poder identificar los posibles defectos y aplicar las correcciones.

Además podemos concluir que la variable más importante de este tipo de materiales es el precalentamiento, debido a que es la que más afecta al momento de soldar, debido a los esfuerzos residuales que se generan debido al enfriamiento, en donde tenemos esfuerzos de contracción y tensión en nuestra pieza, lo que podría originar una grieta. Además que se pueden deformar la pieza soldada, lo que es muy importante debido a que debemos mantener las mismas dimensiones al momento de soldar.

También pueden aparecer esfuerzos frágiles debido a que la velocidad de enfriamiento es más alta y esto ayuda a la formación de estructura frágiles.

Otro factor que es de gran importancia es la difusión de hidrogeno, debido a que este afecta nuestra pieza por lo que al precalentar tenemos una velocidad de enfriamiento más baja, lo que permite salga el hidrogeno de la pieza.

De el proceso experimental podemos concluir, un precalentamiento nos ayuda a evitar deformaciones, se debe de tener un precalentamiento controlado ya que a veces si se excede al precalentar lento la muestra puede sensibilizarse.

Y por último el concluirse que en casos en los que un precalentamiento no pueda ser posible, se puede utilizar un aporte austenítico con el cual observamos que se logra una buena unión en la zona epitaxial de la soldadura lo que evidencia grietas o faltas de fusión en estos dos tipos de metales, no se observo defectos de grietas o fracturas en ningún punto de la soldadura, zona afectada o material base, la única desventaja es que no alcanzaría las durezas obtenidas con el acero inoxidable martensítico, por lo que si aplicáramos una prueba de tensión a la unión fallaría en la zona de la soldadura debido a que es la zona más dúctil de este tipo de uniones..

Bibliografía

- www.sciencedirect.com
 - [1] Effects of the heat treatment in the resistance corrosion of a martensitic stainless steel CA6NM.
 - [2] Effect of residual stress on thermal fatigue in a type 420 martensitic stainless steel.
 - [3] Effect of delta ferrite on impact properties of supermartensitic stainless steel heat affect zones.
 - [4] The relationship between alloying elements and retained austenite in martensitic stainless steel welds.
 - [5] Welding of tube to tube joints between martensitic and austenitic stainless steel for reactor applications.
 - [6] Austenite preferential corrosion attack in 316 austenitic stainless steel weld metals.

- www.euroinox.com

- [7] Guía de acabados de acero inoxidable
- [8] Erection and installation of stainless steel components
- [9] The forming potential of stainless steel
- [10] Mechanical finishing
- [11] Passivating pickling
- [12] Alloying elements in stainless steel

- [13] Welding metallurgy and weldability of stainless steels

Autor: John C. Lippold

- [14] Welding metallurgy

Autor: Sindo Kou

- ♦ [15] ASM handbook volume 6 (welding, brazing and soldering)
- ♦ [16] AWS B 1.11:2000 (Guide for the visual examination of welds)
- [17] Key Concepts in Welding Engineering

Autor: R. Scott Funderburk

- [18] Apuntes de clases materias:
 - Códigos y especificaciones
 - Tratamientos térmicos
 - Calidad

- ♦ [19] Technical guide of gas tungsten arc welding

Autor: Hobart institute of welding technology

- ♦ [20] Aceros inoxidable

Autor: Ing. Sergio G. Laufgang

- ♦ [21] Inspección en reactores de unidad de plataforming

Autor: Dr. Mario Solari, Agustín A. García

- ♦ [22] Efecto de la temperatura de precalentamiento en la soldabilidad de un acero ASTM A514 GRB.

Autor: Eduardo P. / Mónica Salazar / Héctor Quesada

- ♦ [23] Soldadura de los aceros inoxidable

Autor: Acerind S. C.

- ♦ [24] Stainless steel past, present and future

Autor: Leif Karlsson.

♦ [25] Thermocapillary and arc phenomena in stainless steel welding.

Autor: W. Pierce, / P. Burgand

red huncro
red plomak
red elange

Lista de figuras

- 2.1 Capa pasivadora de cromo
- 2.2 Evolución de la transformación Martensítica.
- 2.3 Microestructura completamente Martensítica.
- 2.4 Evolución de la transformación Martensita-Ferrita Eutéctica.
- 2.5 Microestructura Martensita-Ferrita Eutéctica.
- 2.6 Microestructura Martensita-Ferrita primaria.
- 2.7 Regiones de la ZAC de una soldadura GTAW.
- 2.8 Microdurezas de las 4 regiones de ZAC.
- 2.9 Microestructura de una soldadura compuesta por Martensita-Ferrita
- 3.1 Diagrama de fase de equilibrio Fe-Cr
- 3.2 Efecto del carbono en la expansión de la fase austenítica
- 3.3 Diagrama pseudobinario Fe-Cr-C con un contenido de 13% de Cr
- 3.4 Sección pseudobinaria del sistema ternario Fe-Cr-Ni
- 3.5 diagrama CCT acero inoxidable Martensítico
- 4.1 Influencia del heat input en la velocidad de enfriamiento
- 4.2 Efecto de la velocidad de avance con respecto a la penetración
- 5.1 Soldadura fracturada en frío
- 5.2 Fusión incompleta en una unión soldada
- 5.3 Inclusión de escoria en una unión soldada
- 5.4 Inclusión de tungsteno en la soldadura
- 5.5 Ilustraciones de socavados en uniones soldadas soldadura
- 5.6 Distorsiones en uniones soldadas
- 5.7 Porosidad dispersa en una unión soldada
- 5.8 Porosidad hundida en una unión soldada
- 5.9 Porosidad alineada en una unión soldada
- 5.10 Porosidad alargada en una unión soldada

- 5.11 Concavidad en una unión soldada
- 5.12 Traslape en una unión soldada
- 5.13 Chisporroteo en el cordón de soldadura
- 5.14 Tipos de grietas en la unión
- 5.15 Grieta de cráter en la soldadura
- 5.16 Grieta en la pierna de la soldadura
- 5.17 Grieta en la zona afectada por el calor
- 5.18 Penetración incompleta
- 6.1 Composición química del acero inoxidable martensítico 410
- 6.2 Composición química del material de aporte
- 6.3 Variables fijas
- 6.4 Variables fijas (continuación)
- 6.5 Variables a analizar
- 6.6 Corte de las probetas
- 6.7 Medidas del bisel
- 6.8 Esquema del bisel
- 6.9 Diagrama de colocación de los cordones de soldadura en la unión
- 6.10 Equipo GTAW
- 6.11 Modo de alimentación del material de aporte
- 6.12 Ilustración de la colocación del termopar
- 7.1 Distorsiones en piezas soldadas
- 7.2 Gráfica de la velocidad de enfriamiento de la muestra A (no precalentada)
- 7.3 Gráfica de la velocidad de enfriamiento de la muestra B (precalentada)
- 7.4 Diagrama CCT con las curvas de enfriamiento del acero analizado
- 7.5 Análisis químico de las muestras
- 7.6 Diagrama para el cálculo de la penetración en función del heat input y la velocidad de avance
- 7.7 Metal base muestra A (no precalentada) 500X
- 7.8 Zona afectada por el calor muestra A (no precalentada) 500X
- 7.9 Interface muestra A (no precalentada) 200X

- 7.10 Soldadura muestra A (no precalentada) 50X
- 7.11 Metal base muestra B (precalentada) 500X
- 7.12 Zona afectada por el calor muestra B (precalentada) 500X
- 7.13 interface muestra B (precalentada) 200X
- 7.14 Soldadura muestra B (precalentada) 50X
- 7.15 Configuración de las zonas de medición de dureza
- 7.16 Durezas obtenidas en las muestras
- 7.17 Grafica durezas muestra A
- 7.18 Grafica durezas muestra B