

00522
13



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA
DE MEXICO

FACULTAD DE QUIMICA

COMPORTAMIENTO DE LA SOLDADURA
EN SERVICIO

TRABAJO MONOGRAFICO DE
ACTUALIZACION
QUE PARA OBTENER EL TITULO DE:
INGENIERO QUIMICO METALURGICO
P R E S E N T A :
LUIS MIGUEL RIOS CASTELLANOS



MEXICO. D. F.



EXAMENES PROFESIONALES
FACULTAD DE QUIMICA

2003

7



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

PAGINACION DISCONTINUA

JURADO ASIGNADO

Presidente	Prof. Francisco Javier Rodríguez Gómez
Vocal	Prof. Imelda Velázquez Montes
Secretario	Prof. Balbina Ojeda Ramírez
1er Suplente	Prof. José Luis García Villalobos
2do suplente	Prof. Verónica Martínez Flores.

Sitio donde se desarrolló el tema:

Coordinación de Sistemas de Información Digital, Edificio A, Facultad de Química,
UNAM.

Asesor del tema.

Sustentante



M. en C. Imelda Velázquez Montes

Luis Miguel Ríos Castellanos

DEDICATORIA

A mi madre Eloisa, gracias por estar conmigo en todo momento y que a pesar del dolor que padeciste por haberme traído a este mundo, espero que la vida te haya recompensado. Te estoy eternamente agradecido.

A mi padre Emerson, gracias por heredarme tú inteligencia, capacidad y energía.

A mi hermano Emerson, te admiró por tú valentía, tú desempeño y coraje.

A mi hermana Blanca Estela, siempre estaré contigo.

AGRADECIMIENTOS

Doctor Francisco Javier Rodríguez Gómez, Maestra Imelda Velásquez Montes, y Maestra Balbina Ojeda Ramírez, gracias por todas sus aportaciones y paciencia y mi más profunda admiración.

Antecedentes.....	1
Introducción.....	4
Objetivos.....	9
CAPITULO I. PROCESOS DE SOLDADURA UTILIZADOS EN LA FABRICACIÓN, MANTENIMIENTO Y REPARACIÓN DE MATERIALES METÁLICOS.....	10
1.1. Introducción.....	10
1.1.2. Reseña histórica.....	11
1.2. Procesos de soldadura.....	19
1.2.1. Soldadura por arco metálico protegido "SMAW: Shielded Metal Arc Welding".....	19
1.2.2. El proceso SMAW.....	19
1.2.2.1. Ventajas y limitaciones.....	20
1.2.2.2. Calidad de la soldadura.....	20
1.2.2.3. Espesor de la pieza de trabajo.....	20
1.2.2.4. Circuito del proceso.....	21
1.2.2.5. Equipo.....	21
1.2.3. Aplicaciones.....	22
1.2.4. Electrodo.....	23
1.2.4.1. Electrodo para aceros de baja y media aleación.....	24
1.2.4.2. Electrodo para aceros inoxidables.....	26
1.2.4.3. Electrodo para aleaciones níquel y cobre.....	26
1.2.4.4. Electrodo para aleaciones de aluminio.....	26
1.2.4.5. Sulfijos.....	26
1.2.4.6. Velocidades de depósito.....	27
1.2.5. Soldadura por arco metálico de tungsteno con gas "GTAW: Gas Tungsten Arc Welding".....	28
1.2.6. Aplicaciones.....	29
1.2.7. Ventajas y limitaciones.....	29
1.2.7.1. Antorcha.....	30
1.2.7.2. Electrodo.....	31
1.2.7.3. Oscilación del arco.....	32
1.2.8. Parámetros en el proceso.....	33
1.2.8.1. Corriente (A).....	33
1.2.8.2. Gases de protección.....	35
1.2.8.3. Metales de aporte.....	36
CAPITULO II. TIPOS DE CORROSIÓN PRESENTES EN LA SOLDADURA.....	38
2.1. Agrietamiento inducido por el ambiente.....	38
2.1.1. Características de la corrosión inducida por esfuerzos "SCC: Stress Corrosion Cracking".....	38
2.1.1.1. Definición y descripción.....	38
2.1.1.2. Efectos metalúrgicos.....	39

2.1.1.3. Efectos electroquímicos.....	41
2.1.2. Características de Corrosión por fatiga "CFC: Corrosion Fatigue Cracking".	42
2.1.2.1. Definición y descripción.....	42
2.1.3. Características de Agrietamiento inducido por hidrógeno "HIC: Hydrogen Induced Cracking".	43
2.1.3.1. Definición y descripción.....	43
2.1.4. Métodos de prevención.....	45
2.1.4.1. Prevención de SCC.....	45
2.1.4.2. Prevención de CFC.....	46
2.1.4.3. Prevención de HIC.....	47
2.2. Efecto de la estructura metalúrgica en corrosión.....	47
2.2.1. Corrosión intergranular de aceros inoxidables austeníticos "IGC: Intergranular Corrosion".	47
2.2.1.1. Deterioro de la soldadura y ataque en filo de cuchillo "KFL: Knifeline attack".	51
2.2.1.2. Prevención.....	54
2.2.2. Factores que afectan a la soldadura.....	56
2.2.2.1. Esfuerzos residuales y concentración de esfuerzos.....	57
2.2.2.2. Composición del metal de soldadura.....	60
2.2.2.3. Metalurgia de la soldadura.....	63
2.2.3. Corrosión en soldadura para diferentes aleaciones.....	63
2.2.3.1. Aceros inoxidables austeníticos.....	63
2.2.3.2. Aceros al carbono y de baja aleación.....	65
2.3. Corrosión inducida por esfuerzo en aceros 2.25Cr-Mo manufacturado por soldadura en el medio corrosivo H ₂ S.....	66
2.4. Resistencia a la corrosión inducida por esfuerzos de un acero de la serie WDL y su soldabilidad.....	75
CAPITULO III. ESFUERZOS RESIDUALES PRESENTES EN LA SOLDADURA.....	80
3.1. Formación de esfuerzos residuales.....	80
3.2. Técnicas para la medición de esfuerzos residuales.....	81
3.3. Magnitud y distribución de los esfuerzos residuales en las soldaduras.....	81
3.3.1. Esfuerzos residuales en soldadura.....	81
3.4. Efecto de los esfuerzos residuales en el comportamiento de las estructuras soldadas en servicio.....	81
3.5. Efecto de los esfuerzos residuales en la fractura frágil de estructuras sometidas a soldadura.....	82
3.6. Efecto de los tratamientos de alivio de esfuerzos.....	84
3.7. Efecto de los esfuerzos residuales en la fractura por fatiga en estructuras soldadas.....	84

3.8. Efecto del medio ambiente corrosivo.....	85
3.9. Tratamientos térmicos en soldaduras.....	86
3.9.1. Pre calentamiento.....	86
3.9.2. Tratamientos térmicos posteriores a la soldadura.....	86
3.10. Determinación experimental de esfuerzos residuales en un tubo de acero al carbono con recubrimiento de soldadura	87
3.10.1. Preparación de las muestras y caracterización de la microestructura.....	89
3.10.2. Mediciones a través de la técnica de difracción por rayos X.....	91
3.11. Distribución de la temperatura y esfuerzos residuales debido a múltiples pasos de soldadura en un acero inoxidable tipo 304 y un acero de bajo carbono	97
3.11.1. Ciclos térmicos en la soldadura.....	104
3.11.2. Distribución de los esfuerzos residuales en la soldadura.....	106
3.11.3. Variación de esfuerzos de tensión con el número de pasos.....	108
3.11.4. Esfuerzos residuales en el cordón de soldadura.....	109
3.11.5. Efecto del espesor del cordón de soldadura en los esfuerzos residuales.....	110
3.12. Efecto de las condiciones de soldadura en los esfuerzos residuales debido a la unión a tope	112
3.12.1. Análisis del modelo térmico.....	114
3.12.1.1. Ecuaciones.....	114
3.12.1.2. Propiedades del material.....	116
3.12.2. Modelo mecánico.....	116
3.12.2.1. Ecuaciones mecánicas.....	116
3.12.2.2. Iteración.....	117
3.12.3. Estimación de los esfuerzos residuales en la soldadura.....	117
3.12.3.1. Análisis del modelo.....	117
3.12.3.2. Efecto de la longitud de la muestra.....	120
3.12.3.3. Efecto del espesor de la muestra.....	121
3.12.3.4. Efecto de la velocidad de avance de la soldadura.....	122
3.12.3.5. Efecto del pre calentamiento.....	123
3.13. Efecto del contenido de nitrógeno presente en el gas de protección y la ferrita retenida en los esfuerzos residuales en aceros inoxidables austeníticos unidos por soldadura	124
3.13.1. Efecto en el contenido de nitrógeno en la metalurgia y contorno del cordón de soldadura.....	126
3.13.2. Efecto del contenido de nitrógeno y la ferrita retenida en los esfuerzos residuales.....	129
3.13.3. Distribución de los esfuerzos residuales cercanos a HAZ.....	132
CAPITULO IV. REPARACIÓN.....	135

4.1. Análisis y desarrollo de procedimientos de reparación.	135
4.2. Reparación.	137
4.2.1. Preparación de la soldadura.	137
4.2.2. Soldadura.	140
4.2.3. Operación posterior a la soldadura.....	141
4.3. Espesor mínimo requerido para realizar un encamisado mecánico circunferencial cuando se repara por soldadura en tuberías de gas corroídas	142
4.3.1. Modelo para la distribución de la temperatura.	146
4.3.2. Determinación del espesor mínimo para la soldadura.	147
4.4. Desempeño de la soldadura en la reparación de calderas con acero 2.25Cr-1Mo	150
4.4.1. Materiales para el ensayo.	151
4.4.2. Secuencia en la técnica de reparación.	151
4.4.3. Preparación de las muestras.	151
4.4.4. Ensayo de microdureza.	152
4.4.5. Ensayo de fluencia.	153
4.4.6. Ensayo de impacto Charpy.	156
4.5. Ensayos de soldabilidad a través del proceso de soldadura TIG en aceros inoxidables austeníticos sujetos a radiación	157
4.5.1. Materiales.	158
4.5.2. Condición de irradiación.	159
4.5.3. Procedimiento de soldadura.	159
4.5.4. Ensayo de tensión.	159
4.5.5. Estimación en la generación de Helio.	160
4.5.6. Propiedades mecánicas.	160
4.6. Reparación por soldadura de álabes de turbinas generadoras de vapor usando como consumibles aceros inoxidables austeníticos y martensíticos	163
4.6.1. Desarrollo del procedimiento de reparación.	165
4.6.1.1. Ensayos mecánicos de las piezas soldadas.	166
4.6.1.2. Optimización de los parámetros de PWHT.	168
4.6.1.3. Propiedades mecánicas.	171
4.6.1.4. Selección del material consumible para la reparación por soldadura (SS austenítico).....	171
4.6.2. Reparación en planta a través de soldadura a álabes con grietas.	172
4.6.2.1. Remoción de la grieta y preparación de junta.	172
4.6.2.2. Proceso de soldadura para la reparación.	172
4.6.2.3. PWHT local.	173

4.6.2.4. Examinación no destructiva de las soldaduras reparadas.	174
4.6.2.5. Conclusiones.	174
4.7. Reparación en plantas de energía nuclear por soldadura a componentes tubulares a través del proceso Nd: YAG Láser.	175
4.7.1. Prueba de corrosión inducida por esfuerzos en la soldadura.	178
4.7.2. Propiedades mecánicas de la soldadura.	179
4.8. Revisión de los procedimientos de reparación por soldadura para aceros de baja aleación diseñados para minimizar el riesgo de futuras grietas	182
4.8.1. Consideraciones en la reparación por soldadura.	183
4.8.1.1. Materiales.	183
4.8.1.2. Material de aporte.	183
4.8.1.3. Pre calentamiento.	185
4.8.1.4. PWHT.	185
4.8.1.5. Técnicas de soldaduras.	186
4.8.1.6. Técnica "half-bead".	186
4.8.1.7. Técnica "temper-bead".	188
4.8.1.8. Soldadura automática.	189
4.8.1.9. Soldadura con material de aporte base níquel.	190
4.8.1.10. Tiempo de vida de la reparación.	190
4.9. Características de la soldadura en placas de Inconel usando el procedimiento Nd: YAG Láser	191
CAPITULO V. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS.	198
CAPITULO VI. CONCLUSIONES.	204
GLOSARIO.	207
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.	209
APENDICE A.	220

11

Antecedentes.

Con el descubrimiento de la fuente de energía más importante en el mundo, el petróleo, se inició una era muy importante en el desarrollo del ser humano. Comenzó la era de las máquinas de combustión interna como automóviles y aviones y una gama de productos derivados del petróleo como el gas natural. Pero al mismo tiempo, los ingenieros debieron de suministrar estos productos a las grandes ciudades a partir de refinerías y plataformas marítimas.

Para lograr tal suministro, lo debe al uso de metales que ahora forman parte de nuestra vida cotidiana y, se ha creado una dependencia tal que sería imposible hablar del avance de la civilización moderna sin el uso de metales y aleaciones. La fabricación de oleoductos, tuberías, reactores, intercambiadores de calor, turbinas y tanques de almacenamiento a partir de diferentes procesos de manufactura y en especial la soldadura, ha generado el desarrollo en los últimos años de ciertas técnicas con la finalidad de extender la vida útil de los metales y aleaciones.

Sin embargo, se sabe que los metales se degradan inexorablemente con el tiempo de muy diversas formas, dejan de ser funcionales perdiendo sus propiedades metalúrgicas y mecánicas. Algunos simplemente se disuelven en su totalidad en el medio que los envuelve y otros presentan grietas, fisuras o fractura total de las secciones debido a los procesos a los cuales están sujetos. Alargar la vida útil de los materiales, reduce considerablemente los gastos económicos por mantenimiento lo que implica cambio de secciones parciales o completas e incrementa la vida útil en el servicio garantizando el bienestar de todas las personas.

Las técnicas de fabricación, así como las de mantenimiento, ha demandado el empleo de materiales novedosos, aleaciones no trabajadas con anterioridad en nuestro

país, con técnicas y procesos nuevos para su tratamiento tecnológico. Una de las ramas de mayor incidencia en la economía nacional es la metalmeccánica. Nuevas fábricas, amplias y modernas, sirven de base para su propio desarrollo y para el resto de los sectores económicos. La soldadura se convierte, como proceso tecnológico, en un potente medio para acelerar el desarrollo de esta rama, pues introduce cambios importantes en la tecnología de producción de piezas al ejercer una gran influencia sobre la organización y economía de la producción.

Debido a la aplicación de este proceso ha sido posible crear muchas construcciones, equipos y mecanismos, que prácticamente antes no se habían podido materializar.

El crecimiento ininterrumpido de la producción mecánica y de las construcciones que se desarrollan en nuestro país, en correspondencia con los planes de desarrollo de la economía nacional, exigen la aplicación de procesos productivos de la soldadura, así como el incremento de la mecanización y automatización de este proceso. Se han logrado avances para la sustitución de construcciones remachadas, fundidas y forjadas, por soldadura sencilla y económica. Se desarrollan empresas y talleres especializados para la elaboración centralizadas de estructuras soldadas y se introduce el relleno con materiales resistentes al desgaste en máquinas y piezas, que permiten su recuperación y alarga su vida útil; además se introducen métodos de soldadura automática de alta productividad.

Para poder participar en el desarrollo económico del país, se exige un mejor conocimiento del proceso de soldadura y relleno, así como la actualización constante de los conocimientos sobre materiales, equipos, tecnologías, etc.

El término *soldadura* se puede definir como la unión mecánicamente resistente de dos o más piezas diferentes. La primera manifestación de ello, aunque poco tiene que ver

con los sistemas modernos, se remonta a los comienzos de la fabricación de armas. Los trozos de hierro a unir eran calentados hasta alcanzar un estado plástico, para ser así fácilmente deformados por la acción de golpes sucesivos. Mediante un continuo golpeteo se hacía penetrar parte de una pieza dentro de la otra. Luego de repetidas operaciones de calentamiento, seguidos de un martilleo intenso, se lograba una unión satisfactoria. Este método, denominado "*caldeado*", se continuó utilizando hasta no hace mucho tiempo, limitando su uso a piezas de acero forjable, de diseño sencillo y de tamaño reducido.

Los diversos trozos o piezas metálicas que se deseen fijar permanentemente entre sí, deben ser sometidas a algún proceso que proporcione uniones que resulten lo más fuerte posible. Es aquí cuando los sistemas de soldadura juegan un papel primordial.

El calor necesario para unir dos piezas metálicas puede obtenerse a través de distintos medios. Se pueden definir dos grandes grupos. Los sistemas de calentamiento por combustión con oxígeno de diversos gases (denominados soldadura por gas), y los de calentamiento mediante energía eléctrica (por inducción, arco, punto, etc.).

Las uniones logradas a través de una soldadura de cualquier tipo se ejecutan mediante el empleo de una fuente de calor (una llama, un sistema de inducción, un arco eléctrico, etc.).

Para rellenar las uniones entre las piezas o partes a soldar, se utilizan varillas de relleno o *material de aporte* o *electrodos*, realizadas con diferentes aleaciones, en función de los metales a unir. En la soldadura, las dos o más piezas metálicas son calentadas junto con el material de aporte a una temperatura correcta, entonces fluyen y se funden conjuntamente. Cuando se enfrían, forman una unión permanente. La soldadura así obtenida, resulta tan fuerte o más que el material original de las piezas, siempre y cuando la misma esté realizada correctamente. Para verificar las uniones se pueden utilizar ensayos no destructivos como líquidos penetrantes, radiografías, ultrasonido, etc.

Introducción.

Alrededor del mundo existen cientos de miles de kilómetros de ductos y oleoductos para el transporte y almacenamiento de petróleo y gas natural de las plataformas y refinerías hasta las grandes ciudades. Los ductos y sus componentes se encuentran en el subsuelo y están sujetos a condiciones severas de corrosión. Cuando el daño por corrosión ha afectado seriamente los materiales, el procedimiento es el reemplazo parcial o total de la parte afectada. Este procedimiento se realiza a través de algún proceso de soldadura y su desempeño puede o no ser exitoso debido a la calidad en la soldadura que está relacionada directamente con los esfuerzos mecánicos (residuales) y los ambientes corrosivos.

Resulta difícil determinar con exactitud en qué país y en qué momento se han desarrollado ciertas técnicas de soldadura en particular, ya que los experimentos han sido simultáneos y continuos en diversos lugares. Aunque los trabajos con metales han existido desde hace siglos, los métodos tal cual los conocemos hoy, datan desde el principio del siglo XX.

El primer capítulo de este trabajo presenta dos de los procesos de soldadura más utilizados actualmente en la manufactura, mantenimiento y reparación de metales y aleaciones como aceros al carbono, aceros aleados y aleaciones no ferrosas: la soldadura por arco metálico protegido "SMAW" y soldadura por arco metálico de tungsteno con gas "GTAW".

El proceso de soldadura por arco metálico protegido "SMAW", es un proceso de soldadura manual en el cual se genera un arco eléctrico entre un electrodo consumible revestido y la pieza de trabajo. El proceso usa la descomposición del fundente que genera un gas de protección y provee de elementos escoriaformantes para proteger las gotas de

metal fundidas y la fusión del metal base. El resultado es la fusión del electrodo y del metal base. La fusión del electrodo metal/fundente es transferida al metal base donde ésta es depositado y protegido por una escoria de baja densidad. El proceso SMAW es el más utilizado de los procesos de soldadura. Es simple en términos de equipo, pero quizá lo más difícil es el entrenamiento de los soldadores y la habilidad de los mismos. El equipo es relativamente pequeño y los electrodos (excepto para metales muy reactivos como titanio, magnesio y otros) están disponibles para todas las aplicaciones tanto en manufactura, construcción y mantenimiento. Este proceso es el más versátil que todos los demás procesos de soldadura debido a que puede ser usado en todas las posiciones (plana, horizontal, vertical, sobre cabeza) para cualquier espesor en las piezas de trabajo a partir (1.6 mm o 1/16 in y mayores) y en áreas de limitado acceso.

La soldadura con arco metálico de tungsteno con gas "GTAW" también conocida como TIG "Tungsten Inert Gas" fue desarrollada a finales de los años 30. Este proceso de soldadura continúa hasta nuestros días con muchas mejoras pero no ha cambiado en su fundamento. La temperatura de fusión de los materiales en el GTAW es obtenida manteniendo un arco entre el electrodo de tungsteno y la pieza de trabajo. Esta temperatura puede alcanzar hasta 2500 °C. Un gas inerte mantiene estable al arco y protege el metal fundido de la contaminación atmosférica. El gas inerte es normalmente argón, helio o una mezcla de ambos. El proceso GTAW es usado para la soldadura de aceros inoxidables, aluminio, magnesio, cobre y materiales reactivos (por ejemplo, titanio y tantalio). Este proceso también puede ser usado en aceros aleados y al carbono. También se aplica cuando se requiere una elevada calidad. Puede ser usado para casi todos los materiales.

El segundo capítulo presenta los esfuerzos residuales que ocurren cuando un cuerpo está sujeto a cambios de temperatura no uniformes; estos esfuerzos son llamados

esfuerzos térmicos. La intensidad de los esfuerzos es expresada en cargas o fuerza por unidad de área como Newton por metro cuadrado (N/m^2) o pascuales (Pa), kilogramos fuerza por milímetro cuadrado (kg/mm^2) o libras por pulgada cuadrada (psi).

Los esfuerzos residuales en estructuras metálicas ocurren por muchas razones durante algunas etapas de manufactura incluyendo colada, laminado, corte, forja, maquinado y esmerilado. Los tratamientos térmicos en varias etapas también influyen en los esfuerzos residuales. Por ejemplo, los tratamientos por temple producen esfuerzos residuales, mientras que los tratamientos de alivio de esfuerzos reducen éstos. El uso de programas matemáticos para computadora ayuda a evaluar y explicar el comportamiento de los esfuerzos residuales en la soldadura incrementando el desempeño de la soldadura. También se describe el efecto de los esfuerzos térmicos que se traducen en esfuerzos residuales producto de los procesos de manufactura y en particular, procesos de soldadura y el comportamiento de éstos esfuerzos en condiciones severas de corrosión. Estos esfuerzos residuales desencadenan en ciertas variantes de la corrosión inducida por esfuerzos "SCC" como corrosión intergranular, transgranular y el fenómeno de sensitización en aceros inoxidable.

El tercer capítulo muestra algunos tipos de corrosión presentes en la soldadura. El agrietamiento inducido por esfuerzos "SCC" es la falla frágil a bajos esfuerzos de tensión constante en una aleación expuesta a un ambiente corrosivo.

El modo de falla intergranular, donde las grietas continúan a través del límite de grano, en ocasiones no es homogéneo. Por ejemplo, la segregación de azufre y fósforo en el límite de grano es una probable causa de SCC intergranular (ISCC) en aceros de baja aleación ya que muchas aleaciones presentan evidencia de corrosión intergranular pero sin esfuerzos. La SCC puede ser transgranular o intergranular pero la grieta siempre será normal a los esfuerzos de tensión.

En la falla transgranular, las grietas se propagan a través de los granos en el plano cristalino teniendo índices como (1 0 0), (1 1 0) y (2 1 0). Las fallas transgranulares son menos comunes que las fallas intergranulares, pero ambos pueden existir en el mismo sistema o en la misma sección dependiendo de las condiciones.

La corrosión por fatiga "CFC" es una falla frágil en una aleación causada por la fluctuación de esfuerzos en un ambiente corrosivo.

El agrietamiento inducido por hidrógeno "HIC" es una fractura frágil mecánica causada por la penetración y difusión de hidrógeno atómico dentro de la estructura cristalina de una aleación.

La forma más conocida de corrosión intergranular "IGC" ocurre en aceros inoxidable austeníticos cuando el tratamiento térmico reduce la cantidad de cromo en los límites de grano a través de una reacción con carbono. La estructura resultante es susceptible a IGC. En el rango de temperatura de sensitización 425 a 815 °C (800 a 1500 °F), los carburos de cromo (en su mayoría $Cr_{23}C_6$) precipitan en el límite de grano, reduciendo la cantidad de cromo en este sitio. Por debajo del 10% de cromo, estas áreas pierden resistencia y son corroídas.

Al final se presenta un capítulo dedicado a los procedimientos básicos de reparación desde el encamisado mecánico (sleeve) en oleoductos, uniones de piezas metálicas a través de juntas a tope hasta el cambio de secciones completas de materiales que han sufrido algún grado de deterioro y la reparación emergente de componentes en servicio. Este capítulo incluye la reparación de tubos, ductos y oleoductos para el transporte y almacenamiento de petróleo y gas natural hasta álabes de turbinas e intercambiadores de calor.

El éxito de un trabajo de reparación depende de considerar y preparar a *priori* el trabajo o proyecto. Existen cuatro puntos a tomar en cuenta:

Comportamiento de la soldadura en servicio

- Realizar un estudio detallado de las partes que fallaron.
- Reunir la información preliminar concerniente a las especificaciones de construcción y diseño
- Realizar una investigación del material utilizado.
- Realizar una lista de todos los factores que ayuden a concluir cuál fue el posible motivo de la falla.

Además aunado a todos los factores que han sido revisados y analizados y la decisión se ha tomado que debe realizarse la reparación a través de soldadura. En este caso existen tres etapas para realizar el trabajo. Ellos son:

- Preparación para la soldadura.
- Soldadura.
- Operación posterior a la soldadura.

Objetivos.

Objetivo general.

- Localizar, recuperar, compilar y procesar la información existente relacionada con el comportamiento de la soldadura en servicio.

Objetivos particulares.

- Obtener información publicada recientemente sobre el comportamiento de la soldadura en servicio mediante la búsqueda bibliográfica a través de las bases de datos especializadas con las que cuenta la UNAM.
- Presentar el comportamiento de la soldadura en materiales destinados a la industria petroquímica y generación de energía, bajo ambientes corrosivos, esfuerzos mecánicos o residuales, así como las condiciones posteriores a una reparación cuando los materiales han presentado una falla.
- Proponer usos, especificaciones y metodologías apropiadas para resolver los problemas relacionados con el comportamiento de la soldadura bajo servicio.

CAPITULO I. PROCESOS DE SOLDADURA UTILIZADOS EN LA FABRICACIÓN, MANTENIMIENTO Y REPARACIÓN DE MATERIALES METÁLICOS.

1.1. Introducción.

El término *soldadura* [1] se puede definir como la unión mecánicamente resistente de dos o más piezas diferentes. La primera manifestación de ello, aunque poco tiene que ver con los sistemas modernos, se remonta a los comienzos de la fabricación de armas. Los trozos de hierro a unir eran calentados hasta alcanzar un estado plástico, para ser así fácilmente deformados por la acción de golpes sucesivos. Mediante un continuo golpeteo se hacía penetrar parte de una pieza dentro de la otra. Luego de repetidas operaciones de calentamiento, seguidos de un martilleo intenso, se lograba una unión satisfactoria. Este método, denominado "*caldeado*", se continuó utilizando hasta no hace mucho tiempo, limitando su uso a piezas de acero forjable, de diseño sencillo y de tamaño reducido.

Los diversos trozos o piezas metálicas que se deseen fijar permanentemente entre sí, deben ser sometidas a algún proceso que proporcione uniones que resulten lo más fuerte posible. Es aquí cuando los sistemas de soldadura juegan un papel primordial.

El calor necesario para unir dos piezas metálicas puede obtenerse a través de distintos medios. Se pueden definir dos grandes grupos. Los sistemas de calentamiento por combustión con oxígeno de diversos gases (denominados soldadura por gas), y los de calentamiento mediante energía eléctrica (por inducción, arco, punto, etc.).

Las uniones logradas a través de una soldadura de cualquier tipo, se ejecutan mediante el empleo de una fuente de calor (una llama, un sistema de inducción, un arco eléctrico, etc.).

Para rellenar las uniones entre las piezas o partes a soldar, se utilizan varillas de relleno o *material de aporte* o *electrodos*, realizadas con diferentes aleaciones, en función de los metales a unir. En la soldadura, las dos o más piezas metálicas son calentadas junto con el material de aporte a una temperatura correcta, entonces fluyen y se funden conjuntamente. Cuando se enfrían, forman una unión permanente. La soldadura así obtenida, resulta tan o más fuerte que el material original de las piezas, siempre y cuando la misma esté realizada correctamente. Para verificar las uniones se pueden utilizar ensayos no destructivos como líquidos penetrantes, radiografías, ultrasonido, etc.

1.1.2. Reseña histórica.

Resulta difícil determinar con exactitud en que país y en que momento se han desarrollado ciertas técnicas de soldadura en particular, ya que los experimentos han sido simultáneos y continuos en diversos lugares. Aunque los trabajos con metales han existido desde hace siglos, los métodos tal cual los conocemos hoy, datan desde el principio del siglo XX.

En 1801, el inglés Sir H. David descubrió que se podía generar y mantener un arco eléctrico entre dos terminales. En 1835, E. Davey, en Inglaterra, descubrió el gas acetileno, pero para dicha época su fabricación resultaba muy costosa. Posteriormente, en 1892, el canadiense T. L. Wilson descubrió un método económico de fabricación. El francés H. E. Chatelier, 1895, descubrió la combustión del oxígeno con el acetileno, y en 1900, los franceses E. Fouch y F. Picard desarrollaron el primer soplete de oxiacetileno [1].

En el año 1881, el francés De Meritens logró con éxito soldar diversas piezas metálicas empleando un arco eléctrico entre carbones, utilizando como suministro de

corriente acumuladores de plomo. Este fue un importante desarrollo que dio inicio a muchas experiencias para intentar desplazar el caldeoado en fragua por este nuevo sistema. La gran dificultad hallada para forjar materiales ferrosos con elevado contenido de carbono (aceros), motivó diversos trabajos de investigación de parte de los ingenieros rusos S. Olczewski y F. Bernardos, en el año 1885. En dicho año se logró la unión en un punto definido de dos piezas metálicas por fusión. Se utilizó corriente continua, produciendo un arco desde la punta de una varilla de carbón (conectada al polo positivo) hacia las piezas a unir (conectadas al polo negativo). Dicho arco producía suficiente calor para provocar la fusión de ambos metales en el plano de unión, que al enfriarse quedaban mecánicamente unidos. El operario comenzaba el trabajo de soldadura apoyando el electrodo de carbón, el que estaba provisto de un mango aislante, sobre la parte por soldar hasta producir chisporroteo y alejándolo de la pieza hasta formar un arco eléctrico continuo. Para lograr dicho efecto se debía aplicar una diferencia de potencial suficiente para poder mantener el arco eléctrico a una distancia relativamente pequeña. Una vez lograda la fusión de los metales en el punto inicial de contacto, se comenzaba con el movimiento de translación del electrodo hacia el extremo opuesto, siguiendo el contorno de los metales por unir, a una velocidad de translación uniforme y manteniendo constante la longitud del arco producido, lo que es equivalente a decir mantener fija la distancia entre el electrodo y la pieza. Las experiencias que necesariamente se realizaron para determinar las condiciones óptimas de trabajo para lograr una unión metálica sin defectos, permitieron verificar desde aquel entonces que con el arco eléctrico se podía cortar metal o perforarlo en algún sitio deseado. Los trabajos de soldadura efectuados no eran eficientes, ya que resultaba difícil gobernar el arco eléctrico, debido a que éste se generaba en forma irregular. Continuando con los ensayos en función de obtener mejores resultados, se obtuvo un éxito concluyente al invertir la polaridad de los electrodos (pieza

conectada al positivo), debido a que en estas condiciones el arco no se genera desde cualquier punto del electrodo de carbón, sino sólo desde la punta, es decir, en el mismo plano de la unión.

El comportamiento del arco, según la polaridad elegida, llevó en 1889 al físico alemán, el doctor H. Zerener, a ensayar un tipo de soldadura por generación de un arco eléctrico entre dos electrodos de carbón. Como bajo estas condiciones no se lograba buena estabilidad en el arco producido, adicionó un electroimán, el cual actuaba sobre el mismo dirigiéndolo magnéticamente en el sentido deseado. Por este motivo se denominó a este tipo de soldadura por *arco soplado*, encontrándose interesantes aplicaciones en procesos automáticos para chapas de poco espesor. El flujo del arco se dominaba con facilidad, variando la corriente de excitación I_e del electroimán, y por ende variando el campo magnético producido (figura 1.1).

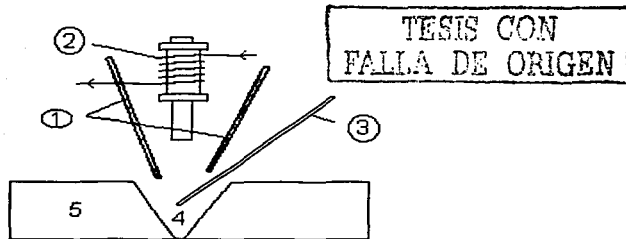


Figura 1.1. Soldadura por arco soplado (Método Zerener) [1]

El arco eléctrico resultante era de gran estabilidad. Los dos electrodos de carbón (1) y el electroimán (2) eran parte de un solo conjunto portátil. El metal utilizado como aporte surgía de una tercera varilla metálica (3), la cual se ubicaba debajo del arco, más cerca de la pieza. Con el calor producido, se fundía el metal de base (5) conjuntamente con el aporte de la varilla, generando la unión (4). Este sistema fue utilizado

industrialmente por primera vez en el año 1899 por la firma Lloyd & Lloyd de Birmingham (Inglaterra) para soldar cañones de acero de 305 mm de diámetro, los que luego de soldados eran capaces de soportar una prueba hidráulica de 56 atmósferas. Se trabajaba empleando 3 dinamos de 550 amperes cada uno con un potencial de 150 Volts, los cuales cargaban una batería de 1.800 acumuladores Plante, destinados a proveer una fuerte corriente en un breve lapso de tiempo. En los Estados Unidos, en 1902, la primera fábrica que comenzó a utilizar industrialmente la soldadura por arco con electrodo de carbón fue The Baldwin Locomotive Works.

El excesivo consumo de electrodos de carbón y el deseo de simplificar los equipos de soldadura, hicieron que en el año 1891, el ingeniero ruso N. Slavianoff sustituyera los electrodos de carbón por electrodos de metal (figura 1.2).

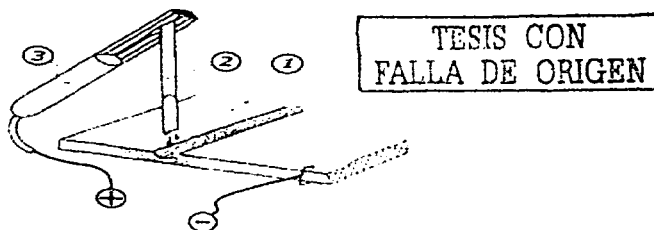


Figura 1.2. Soldadura por arco con electrodos metálicos [1].

Este cambio produjo mejoras en las uniones de los metales (a nivel metalográfico), al evitar la inclusión de partículas de carbón (aportado por los mismos electrodos antes utilizados) dentro de la masa de metal fundido, y luego derretidas en la misma al solidificarse.

TESIS CON FALLA DE ORIGEN

Comportamiento de la soldadura en servicio

El método Slavianoff, con algunas mejoras técnicas implementadas en 1892 por el estadounidense C. L. Coffin (quien logró desarrollar el método de soldadura por puntos), ha sido usado hasta la fecha y es la soldadura por arco conocida en la actualidad. A partir de las determinaciones de Slavianoff se continuaron utilizando indistintamente electrodos de carbón y/o metálicos.

En el año 1910 se abandonó definitivamente el electrodo de carbón. Se comenzaron a utilizar electrodos de hierro sin recubrir, pero se obtuvieron resultados deficientes debido a la poca resistencia a la tracción y a su reducida ductilidad.

La nociva acción de la atmósfera (oxidación acelerada por el calentamiento) sobre los electrodos sin recubrir durante la formación del arco, llevó a los investigadores a tratar de solucionar dichos inconvenientes. Una de las primeras experiencias en busca de evitar dicho problema, se debió a los ensayos realizados por Alexander, quien pensó en eliminar la acción perniciosa del oxígeno que rodeaba al arco, haciendo que este último se produjera en una atmósfera de gas protector (figura 1.3 donde se observa el metal base a soldar (1), el porta electrodo con el electrodo ubicado (2), y el abastecimiento del gas) (3). Alexander ensayó con diversos gases, logrando buenos resultados con el metanol, pero este requería de un complejo equipamiento, por lo que lo hacía poco viable.

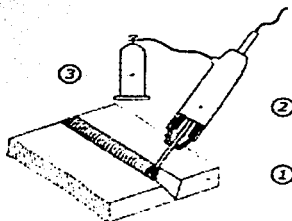


Figura 1.3. Soldadura por arco con atmósfera de gas (Método Alexander) [1]

TESIS CON FALLA DE ORIGEN

Comportamiento de la soldadura en servicio

Retomando y modificando la idea original de Alexander, en 1907, O. Kjellberg, revistió los electrodos con material refractario aglomerado, rodeando el electrodo con una sustancia sólida que poseía idéntico punto de fusión que el metal de aporte. Al producirse el arco eléctrico, ambas se fundirían simultáneamente, formando una cascarilla sobre el metal fundido brindando la adecuada protección contra el oxígeno del ambiente en la etapa de enfriamiento. En 1908, N. Bernardos desarrolla un sistema de electroescoria que se volvió muy popular en su momento.

Los electrodos fusibles fueron mejorados nuevamente en 1914 por su creador, el sueco O. Kjellberg junto al inglés A. P. Strohmenger. Quedaron constituidos por una varilla de una aleación metálica (metal de aporte) y un recubrimiento especial a base de asbesto, tal como se utilizan en la actualidad (figura 1.4).

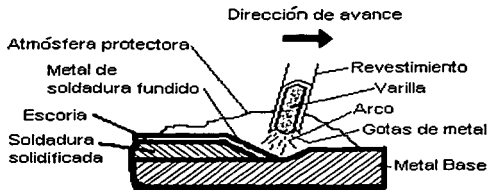


Figura 1.4. Electrodo metálico con recubrimiento en plena acción.

En 1930, los estadounidenses H. M. Hobart y P. K. Devers desarrollaron el sistema de soldadura con gas inerte, y basado en ello, el doctor Orving Langmuir ideó la soldadura atómica de hidrógeno. En ésta, el arco se produce entre dos electrodos insolubles de tungsteno, en una atmósfera de hidrógeno soplado sobre el arco. En la figura 1.5, se observa la fuente eléctrica (5), la fuente de hidrógeno a presión (4), los electrodos de tungsteno (3), el material de aporte (2) y el material a soldar (1).

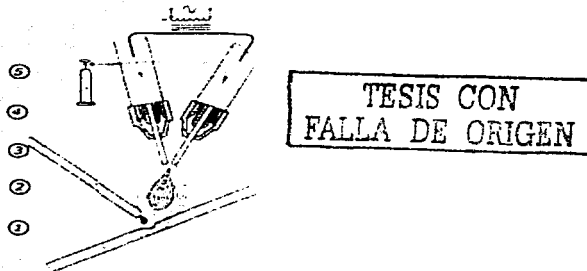


Figura 1.5. Soldadura atómica con atmósfera de H_2 (Método Langmuir) [1]

Por acción térmica, el hidrógeno molecular se descompone en hidrógeno atómico, el que vuelve a su estado primitivo una vez atravesado el arco, transfiriendo el calor de recombinación a las piezas por soldar. Este método se emplea en la actualidad para soldar chapas delgadas.

Una variedad del sistema anterior fue desarrollada en 1942 por el norteamericano R. Meredith (creador del soplete para TIG) y en 1948 por diversos ingenieros (que desarrollaron el sistema MIG), incluye las soldaduras por arco en atmósfera de helio o argón, ambos gases inertes desplazan al oxígeno de la zona por soldar. En estos casos, el gas rodea al electrodo de tungsteno, mientras un electrodo o varilla (en caso de ser necesario), provee el metal de aporte o de relleno (figura 1.6).

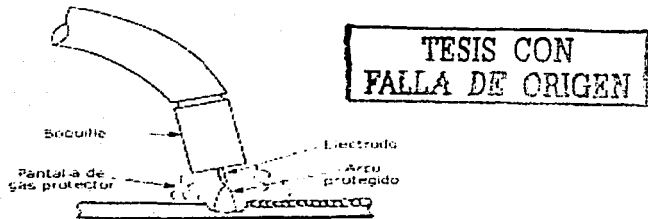


Figura 1.6. Esquema de un sistema de soldadura bajo gas protector [1].

Este sistema se utiliza para soldar con éxito aleaciones de magnesio y algunas aleaciones livianas. Los progresos logrados en la industria electrónica, permitieron utilizar dichos adelantos para desarrollar así la soldadura por resistencia (a tope, continua y por puntos), la soldadura por inducción para materiales conductores del calor, la soldadura dieléctrica para los no conductores y, finalmente, la aluminio-térmica, que resulta una combinación de un sistema de calentamiento con el procedimiento Slavianoff.

La variedad de aplicaciones industriales de los sistemas de soldadura llegó a un grado tal que inclusive han sustituido en la mayoría de los casos al tradicional forjado y remachado. No solamente significaba una operación más sencilla y rápida, sino que la eliminación del remachado permitió reducir el peso de las construcciones metálicas, al simplificar sus estructuras. La soldadura asegura una reducción de costos apreciable con respecto a los métodos de construcción y reparación empleados antiguamente. Se han resuelto problemas de estanqueidad y rigidez, eliminando las vibraciones (de difícil resolución en uniones remachadas).

La soldadura eléctrica usada en la actualidad era desconocida a fines del siglo XIX. Muchas circunstancias influyeron en el extraordinario desarrollo adquirido por la misma. La carrera armamentista potencializó el desarrollo en los centros de investigación

técnicos y científicos, estudios que se cristalizaron en las novedades utilizadas por los distintos países durante la Segunda Guerra Mundial.

1.2. Procesos de soldadura.

1.2.1. Soldadura por arco metálico protegido "SMAW: Shielded Metal Arc Welding".

El proceso de soldadura por arco metálico protegido "SMAW" [2], es un proceso de soldadura manual en el cual se genera un arco eléctrico entre un electrodo consumible revestido y la pieza de trabajo.

El proceso usa la descomposición del fundente que genera un gas de protección y provee de elementos escorificantes para proteger las gotas de metal fundidas y la fusión del metal base.

1.2.2. El proceso SMAW

Las características importantes del proceso de soldadura SMAW se muestran en la figura 1.7.

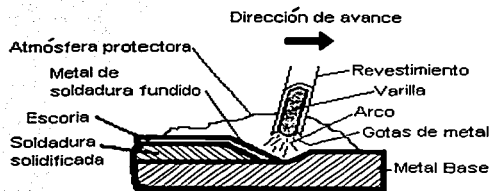


Figura 1.7. Características del proceso de soldadura SMAW.

El arco es generado por el contacto del electrodo con el metal base. El resultado es la fusión del electrodo y del metal base. La fusión del electrodo metal/fundente es

Luis Miguel Ríos Castellanos

M. en C. Imelda Velázquez Montes

transferida al metal base donde éste es depositado y protegido por una escoria de baja densidad.

1.2.2.1. Ventajas y limitaciones.

El proceso SMAW es el más utilizado de los procesos de soldadura. Es simple en términos de equipo, pero quizá lo más difícil es el entrenamiento de los soldadores y la habilidad de los mismos. El equipo es relativamente pequeño y los electrodos (excepto para metales muy reactivos como titanio, magnesio y otros) están disponibles para todas las aplicaciones tanto en manufactura, construcción y mantenimiento. Este proceso es más versátil que todos los demás procesos de soldadura debido a que puede ser usado en todas las posiciones (plana, horizontal, vertical, sobre cabeza) para cualquier espesor en las piezas de trabajo a partir (1.6 mm o 1/16 in y mayores) y en áreas de limitado acceso.

1.2.2.2. Calidad de la soldadura.

La calidad de la soldadura depende del diseño y accesibilidad a la junta o unión, los electrodos, la técnica y la habilidad del soldador. Otros factores que reducen la calidad de la soldadura son la mala limpieza de la junta y ciertas imperfecciones en los electrodos.

1.2.2.3. Espesor de la pieza de trabajo.

El espesor del metal base que puede ser sujeto a este tipo de proceso es generalmente a partir de 1.6 mm (1/16 in) y mayores. En materiales delgados requiere de mayor habilidad del soldador y un diámetro pequeño en el electrodo y la posición es importante cuando se ha determinado el espesor.

Las posiciones plana y horizontal de filete son consideradas fáciles de soldar, mientras que las posiciones vertical y sobre cabeza requieren de mayor habilidad.

1.2.2.4. Circuito del proceso.

El equipo consiste de una fuente de poder, un portaelectrodo y cables que conectan a la fuente de poder con el electrodo y la pieza de trabajo. Corriente alterna (ac) o corriente directa electrodo negativo "DCEN: Direct Current Electrode Negative" o corriente directa electrodo positivo "DCEP: Direct Current Electrode Positive" pueden ser utilizados dependiendo de las características del revestimiento del electrodo, figura 1.8.

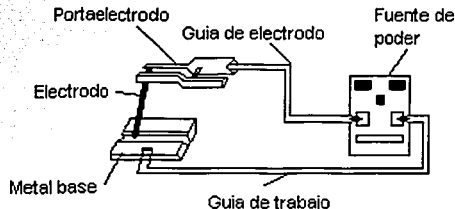


Figura 1.8. Diagrama del circuito de soldadura para el proceso SMAW [2].

1.2.2.5. Equipo.

La máquina de soldar o fuente de poder es crucial en el proceso SMAW. El propósito primordial es proveer de energía eléctrica (corriente A y voltaje V) para mantener controlado y estable el electrodo. Los electrodos operan en un rango de corriente de 25 a 500 A y el voltaje de 15 a 35 V. El portaelectrodo sujeta al electrodo y transmite la corriente. En la figura 1.9 están disponibles algunos diseños.

TESIS CON FALLA DE ORIGEN

Comportamiento de la soldadura en servicio

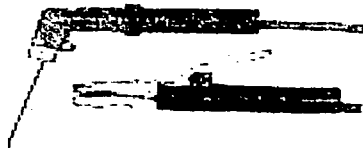


Figura 1.9. Portaelectrodo para proceso SMAW [2].

El portaelectrodo está diseñado bajo ciertas características de operación como son tamaño máximo del electrodo y cables, corriente y voltaje, etc., como lo muestra la tabla 1.1.

Tabla 1.1. Tamaño y capacidad del portaelectrodo [2].

Portaelectrodo	Rating		Tamaño máximo del electrodo		Tamaño máximo del cable
	Corriente máxima (A)	Duty Cycle (%)	mm	in	
Pequeño	100	50	3.2	1/8	1
	200	50	4.0	5/32	1/0
Mediano	300	60	5.5	7/32	2/0
	400	60	6.4	1/4	3/0
Extra grande	500	75	7.9	5/16	4/0
	600	75	9.5	3/8	4/0

Todos los portaelectrodos se encuentran aislados debido a su cercanía con el arco y las altas temperaturas que tienden a deteriorarlo rápidamente. Es importante mantener al portaelectrodo en buenas condiciones para asegurar buena corriente y agarre del electrodo.

1.2.3. Aplicaciones.

Aunque el proceso SMAW tiene una gran aplicación para todos los aceros y muchas aleaciones no ferrosas, es utilizado primeramente en aceros. Esta familia de

materiales incluye aceros de bajo y mediano carbono, aceros de baja aleación, aceros de alta resistencia, aceros templados y revenidos y muchos hierros colados. El proceso SMAW puede ser utilizado en níquel y sus aleaciones y cobre y sus aleaciones. También puede unir piezas como aluminio pero es raro.

1.2.4. Electrodo.

Los electrodos usados en el proceso SMAW tienen diferentes composiciones y una variedad de revestimientos y pesos. Los diámetros estándar de los electrodos están a partir de 1.6 mm a 8 mm (1/16 in a 5/16 in).

La longitud de los electrodos oscila entre 230 a 455 mm (9 a 18 in); longitudes cortas están relacionadas con diámetros pequeños. El revestimiento del electrodo tiene numerosas funciones. Provee:

- Gas (normalmente, dióxido de carbono), a partir de la descomposición de ciertos elementos en el revestimiento que protegen el arco y la soldadura de la atmósfera.
- Desoxidantes, para purificar el depósito de soldadura.
- Formación de escorias, para proteger el depósito de la oxidación atmosférica y ayuda a la forma de la soldadura.
- Elementos ionizantes, para mantener estable el arco cuando se opera con corriente directa.
- Elementos de aleación, que proveen de características especiales al depósito.
- Polvo de hierro, que en ciertos electrodos incrementa la productividad de la soldadura en metales ferrosos.

La Sociedad Americana de Soldadura "AWS: American Welding Society" ha establecido un sistema para identificar y clasificar los diferentes tipos de electrodos.

Todos los electrodos en SMAW tienen el prefijo E. Los símbolos que siguen después del prefijo están basados en el criterio que describe mejor la capacidad de soldadura con el electrodo. Este criterio incluye la composición química, propiedades mecánicas, ciertos parámetros del proceso del depósito o la combinación de estos factores.

1.2.4.1. Electrodo para aceros de baja y media aleación.

El prefijo usado para identificar estos electrodos es seguido por una serie de números que indican nivel de resistencia mínima, posición, tipo de revestimiento y corriente.

La tabla 1.2 explica cómo se utiliza la serie de números en AWS A5.1, especificación para electrodos en aceros al carbono para SMAW y AWS A5.5, especificación para electrodos de aceros de baja aleación.

Tabla 1.2. Sistema de identificación de electrodos recubiertos para aceros al carbono y de baja aleación [2].

Clasificación AWS (a)	Mínimo esfuerzo de tensión		Mínimo esfuerzo de fluencia		Mínima elongación
	MPa	ksi	MPa	ksi	(%)
E60XX	430-460	62-67	340-380	50-55	17-22
E70XX	480-500	70-72	390-420	57-60	17-25
E80XX	550	80	460-550	67-80	16-24
E90XX	620	90	530-620	77-90	14-24
E100XX	690	100	600	87	13-20
E110XX	760	110	670-760	97-110	15-20
E120XX	830	120	740-830	107-120	14-18
Clasificación (b)	Posición plana	Posición horizontal	Posición vertical	Sobre cabeza	
EXX1X	Si	Si	Si	Si	
EXX2X	Si	Filete	No	No	
EXX4X	Si	Si	Abajo	Si	
Clasificación (c)	Corriente	Arco	Penetración	Recubrimiento/escoria	Polvo de hierro (%)
EXX10	DCEP	Digging	Profunda	Celulosa/sodio	0-10
EXXX1	ac y DCEP	Digging	Profunda	Celulosa/potasio	0
EXXX2	ac y DCEN	Medio	Media	Rutilo/sodio	0-10
EXXX3	ac y dc	Ligero	Ligera	Rutilo/potasio	0-10
EXXX4	ac y dc	Ligero	Ligera	Rutilo/polvo de hierro	25-40
EXXX5	DCEP	Medio	Media	Bajo hidrógeno/sodio	0
EXXX6	ac o DCEP	Medio	Media	Bajo hidrógeno/potasio	0
EXXX8	ac o DCEP	Medio	Media	Bajo hidrógeno/polvo de hierro	25-40
EXX20	ac o dc	Medio	Media	Oxido de hierro/sodio	0
EXX24	ac o dc	Ligero	Ligera	Rutilo/polvo de hierro	50
EXX27	ac o dc	Medio	Media	Oxido de hierro/polvo de hierro	50
EXX28	ac o DCEP	Medio	Media	Bajo hidrógeno/polvo de hierro	50

DCEN: Corriente directa electrodo negativo.

DCEP: Corriente directa electrodo positivo.

ac: Corriente alterna.

dc: Corriente directa.

Esta tabla muestra que los dos primeros dígitos después de la letra E en el electrodo E 6010 es la resistencia a la tensión no menos de 43000 MPa (62 ksi) para el depósito. El tercer dígito indica la posición en el cual se tiene buen depósito. De este modo, el 1 en E 6010, por ejemplo, significa que el electrodo es satisfactorio en todas las posiciones (plana, horizontal, vertical y sobre cabeza). El número 2 en E 6020 indica que

el electrodo es apropiado para las posiciones plana y horizontal de filete. El último dígito o dos últimos dígitos indican el tipo de corriente aplicado a ser usado y el tipo de recubrimiento del electrodo.

1.2.4.2. Electrodo para aceros inoxidables.

Los tres dígitos que siguen después del prefijo E indican la composición química. La especificación AWS A5.4 identifica y clasifica los electrodos para aceros al cromo resistentes a la corrosión y al cromo-níquel.

1.2.4.3. Electrodo para aleaciones níquel y cobre.

La designación y clasificación para productos no ferrosos como níquel y sus aleaciones en AWS A5.11 y cobre y sus aleaciones en AWS A5.6, seguidos del prefijo con una lista de elementos químicos abreviados que significan su composición como son ENiCu, ENiCrFe, ECuSi y ECuNi.

1.2.4.4. Electrodo para aleaciones de aluminio.

La especificación para aluminio y sus aleaciones, AWS A5.3, usa el prefijo E que indica electrodo recubierto seguido de una serie de números que identifica la composición química como son E 1100, E 3003 y E 4043.

1.2.4.5. Sufijos

Los sufijos son usados en varias clasificaciones. La especificación AWS A5.5 para metales de baja aleación usa A1, B22, B2L y C1 que indican la composición química. La tabla 1.3 identifica la composición química del depósito asociado con un número de sufijos para electrodos de baja aleación.

Tabla 1.3. Sulfijos y composición química correspondiente para electrodos recubiertos para aceros de baja aleación.

Sufijo (a)	Composición (%)						
	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	V
A1	0.12	0.6-1.0(b)	0.40-0.80(b)	-	-	0.40-0.65	-
B1	0.12	0.9	0.60-0.80(b)	-	0.40-0.65	0.40-0.65	-
B2L	0.05	0.9	0.8-1.0(b)	-	1.00-1.50	0.40-0.65	-
B2	0.12	0.9	0.60-0.80(b)	-	1.00-1.50	0.40-0.65	-
B3L	0.05	0.9	0.8-1.0(b)	-	2.00-2.50	0.90-1.20	-
B3	0.12	0.9	0.60-0.80	-	2.00-2.50	0.90-1.20	-
B4L	0.05	0.9	1.00	-	1.75-2.25	0.40-0.65	-
B5	0.07-0.15	0.40-0.70	0.30-0.60	-	0.50-0.60	1.00-1.25	0.05
C1	0.12	1.20	0.60-0.80(b)	1.00-2.75	-	-	-
C2	0.12	1.20	0.60-0.80(b)	3.00-3.75	-	-	-
C3	0.12	0.40-1.25	0.80	0.80-1.10	0.15	0.35	0.05
D1	0.12	1.25-1.75	0.60-0.80(b)	-	-	0.25-0.45	-
D2	0.15	1.65-2.00	0.60-0.80(b)	-	-	0.25-0.45	-
G	-	1.0 min	0.80 min	0.50 min	0.30 min	0.20 min	0.10 min
M (c)	0.10	0.6-2.25(b)	0.60-0.80(b)	1.4-2.5(b)	0.15-1.5(b)	0.25-0.55(b)	0.05

(a) El sufijo indica la composición química del depósito

(b) La cantidad depende de la clasificación del electrodo

(c) Existen muchas clases M, clasificación conforme a la especificación militar.

Los electrodos recubiertos para aceros inoxidable emplean un número, -15 o -16, como sufijo. El sufijo -15 indica que el electrodo está diseñado para operar en todas las posiciones usando DCEP. El sufijo -16 indica la operación en todas las posiciones con corriente alterna o DCEP.

1.2.4.6. Velocidades de depósito.

La rapidez de fusión del electrodo está directamente relacionada con la corriente. La densidad de corriente en el electrodo se incrementa con el aumento de la corriente el cual amplía la rapidez de fusión y la velocidad del depósito.

El revestimiento del electrodo también afecta la velocidad del depósito. Los electrodos con polvo de hierro están diseñados para tener altas velocidades de depósito y, por lo tanto, alta productividad. El tamaño de los electrodos y la densidad de corriente a aplicar están determinados por el espesor de la pieza de trabajo, posición, habilidad del

soldador y detalle de la junta. La tabla 1.4 muestra los rangos en el amperaje para electrodos en el proceso SMAW.

Tabla 1.4. Rangos de amperaje para electrodos en el proceso SMAW

Diámetro del electrodo									
mm	1.6	2.0	2.4 (a)	3.2	4.0	4.8	5.6	6.4	8.0 (a)
in	1/16	5/64	3/32	1/8	5/32	3/16	7/32	1/4	5/16
E 6010	-	-	40-80	75-125	110-170	140-215	170-215	210-320	275-425
E 6011	-	-	-	-	-	-	-	-	-
E 6012	20-40	25-60	35-85	80-140	110-190	140-240	200-320	250-400	300-500
E 6013	20-40	25-60	45-90	80-130	105-180	150-230	210-300	250-350	320-430
E 6020	-	-	-	100-150	130-190	175-250	2250-310	275-375	340-450
E 6022	-	-	-	110-160	140-190	170-400	370-520	-	-
E 6027	-	-	-	125-185	160-240	210-300	250-350	300-420	375-475
E 7014	-	-	80-125	110-160	150-210	200-275	260-340	330-415	390-500
E 7015	-	-	65-110	100-150	140-200	180-225	240-320	300-390	375-475
E 7016	-	-	-	-	-	-	-	-	-
E 7016-1	-	-	70-100	115-165	150-220	200-275	260-340	315-400	375-470
E 7018	-	-	-	-	-	-	-	-	-
E 7018-1	-	-	100-145	140-190	180-250	230-305	275-365	335-430	400-525
E 7024	-	-	-	-	-	-	-	-	-
E 7024-1	-	-	-	-	-	-	-	-	-
E 7028	-	-	-	-	-	-	-	-	-
E 7048	-	-	-	80-140	150-220	210-270	-	-	-

1.2.5. Soldadura por arco metálico de tungsteno con gas "GTAW: Gas Tungsten Arc Welding" [3].

La soldadura con arco metálico de tungsteno con gas "GTAW" también conocido como TIG "Tungsten Inert Gas" fue desarrollado a finales de los años 30 cuando se tuvo la necesidad de soldar magnesio. Russell Meredith [4] desarrolló un proceso de soldadura usando como gas inerte al helio y un electrodo de tungsteno. Este proceso de soldadura continúa hasta nuestros días con muchas mejoras pero no ha cambiado en su fundamento. La temperatura de fusión de los materiales en el GTAW se obtiene manteniendo un arco entre el electrodo de tungsteno y la pieza de trabajo, figura 1.10.

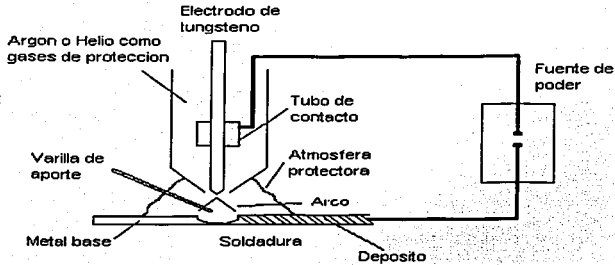


Figura 1.10. Esquema de los componentes y parámetros en el proceso de soldadura GTAW [3].

La temperatura del metal de soldadura puede alcanzar hasta 2500 °C. Un gas inerte que mantiene estable al arco y protege el metal fundido de la contaminación atmosférica. El gas inerte es normalmente argón, helio o una mezcla de argón y helio.

1.2.6. Aplicaciones.

El proceso GTAW es usado ampliamente para la soldadura de aceros inoxidables, aluminio, magnesio, cobre y materiales reactivos (por ejemplo, titanio y tántalo). Este proceso también puede ser usado en aceros aleados y al carbono.

1.2.7. Ventajas y limitaciones.

Ventajas del proceso GTAW [5].

- Produce alta calidad y baja distorsión en la soldadura.
- Puede ser usado con o sin material de aporte.
- Soldadura para casi todos los materiales incluyendo uniones disímiles.
- Control preciso del calor en la soldadura.

TESIS CON
 FALLA DE ORIGEN

El proceso GTAW se aplica cuando se requiere una elevada calidad. Puede ser usado para casi todos los materiales. El operador tiene excelente control del calor y una visión no limitada por humos del proceso.

Limitaciones del proceso GTAW [6].

- Produce bajas velocidades de depósito en comparación a los procesos de soldadura con arco metálico y electrodo consumible.
- Requiere algo más de destreza y coordinación del soldador.
- Problemas en ambientes con corrientes de aire debido a la dificultad de mantener la protección en el arco.
- Inclusiones de tungsteno si el electrodo tiene contacto con el metal de soldadura fundida.
- Contaminación del metal de soldadura si no se mantiene la protección con el gas.
- Baja tolerancia de contaminantes en varillas de aporte o en metales base.
- Contaminación o porosidad causada por la fuga del refrigerante de la antorcha.

1.2.7.1. Antorcha.

La antorcha tiene como electrodo una varilla de tungsteno que conduce la corriente para la formación del arco, provee del gas de protección y la fusión de la soldadura. Los componentes de la antorcha se muestran en la figura 1.11.

TESIS CON FALLA DE ORIGEN

Comportamiento de la soldadura en servicio

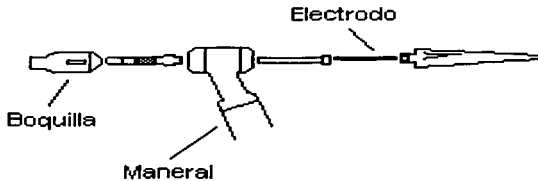


Figura 1.11. Esquema de los componentes de una antorcha [3].

Cuando la densidad de corriente en la antorcha es menor a 200 A normalmente el refrigerante es el mismo gas de protección. Las antorchas enfriadas con agua son usadas en operaciones continuas o en altas densidades de corriente que son comunes en procesos automáticos. El enfriamiento de la antorcha es a partir de agua y puede ser suministrado por un tanque de recirculación usando un radiador para enfriar el agua.

1.2.7.2. Electrodo.

Los electrodos no consumibles son usados en el proceso GTAW y están compuestos de tungsteno y sus aleaciones. El electrodo más común es 2% $\text{ThO}_2\text{-W}$ (EWTh-2). Este material tiene excelentes características en la operación y buena estabilidad del arco. El torio es radioactivo, por lo que se debe tener cuidado para no inhalar los polvos de éste en el momento de darle forma al electrodo [7].

Los electrodos de tungsteno puro y algunas aleaciones de zirconio se usan con corriente alterna (ac) y tienen alta velocidad de consumo. Los electrodos de tungsteno se clasifican con base en su composición química (tabla 1.5).

Tabla 1.5. Clasificación de los elementos de aleación en electrodos de tungsteno para el proceso GTAW [7].

Clasificación AWS	Color	Elemento de aleación	Oxido	Oxido (wt%)
EWP	Verde	-	-	-
EWCe-2	Naranja	Cerio	CeO ₂	2
EWLa-1	Negro	Lantano	La ₂ O ₃	1
EWTh-1	Amarillo	Torio	ThO ₂	1
EWTh-2	Rojo	Torio	ThO ₂	2
EWZr-1	Café	Zirconio	ZrO ₂	0.25
EWG	Gris	No especificado	-	-

Los requerimientos para electrodos de tungsteno se encuentran en la especificación ANSI/AWS A5.12 "Specification for Tungsten and Tungsten Alloy Electrodes for Arc Welding and Cutting". La forma del electrodo puede afectar en la forma de la soldadura. Los electrodos con ángulos desde 60 a 120° son estables y proporcionan buena penetración [8].

1.2.7.3. Oscilación del arco.

La oscilación del arco es usada tanto en soldadura manual como automática. Los beneficios en la soldadura manual se aprecian en el control del metal de soldadura cuando se adapta a los cambios de forma de la junta. En soldadura automática, la oscilación es típica y producida por un movimiento mecánico de la antorcha. La oscilación permite que el calor se localice en sitios específicos. Esta es una ventaja cuando las partes son irregulares. La figura 1.12 muestra el efecto de la oscilación [9].



Figura 1.12. a) Soldadura producida con oscilación del arco. b) Soldadura producida sin oscilación del arco [9].

1.2.8. Parámetros en el proceso.

1.2.8.1. Corriente (A).

La corriente es uno de los más importantes parámetros en el control de cualquier operación, debido a que está relacionado con la penetración, velocidad de avance, velocidad de depósito y calidad de la soldadura. Existen tres tipos de corrientes:

- Corriente directa electrodo negativo "DCEN: Direct Current Electrode Negative".
- Corriente directa electrodo positivo "DCEP: Direct Current Electrode Positive".
- Corriente alterna.

Las figuras 1.13 y 1.14 muestran el efecto de la corriente directa (dc) y corriente alterna (ac) en la forma de la soldadura.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

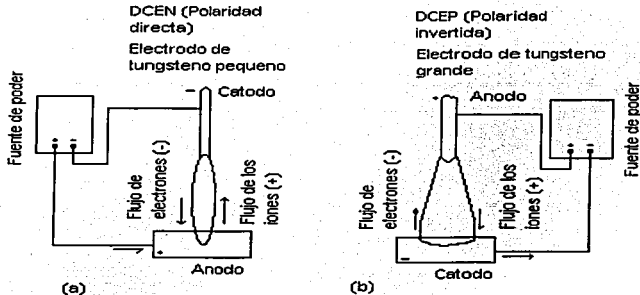


Figura 1.13. Efecto de la polaridad en el proceso GTAW utilizando corriente directa. (a) DCEN: Mayor penetración, aproximadamente 30% del calor es depositado en el electrodo y 70% en el metal base. (b) DCEP: Menor penetración, alrededor del 70% del calor es depositada en el electrodo y 30% en el metal base [3].

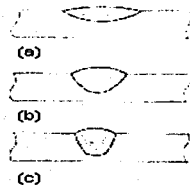


Figura 1.14. Configuración de la soldadura como una función del tipo de corriente (ac o dc). (a) DCEP, baja penetración; (b) Corriente alterna, mediana penetración; (c) CDEP, alta penetración [3].

La tabla 1.6 muestra el tipo de corriente recomendado para diferentes piezas de trabajo.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Tabla 1.6. Tipos de corrientes apropiadas para metales en GTAW.

Metal soldado	Corriente alterna (a)	DCEN	DCEP
Acero de bajo carbono: 0.38-0.76 mm (0.015-0.030 in)	G (b)	E	NR
0.76-3.18 mm (0.030-0.125 in)	NR	E	NR
Acero de alto carbono	G (b)	E	NR
Hierro colado	G (b)	E	NR
Acero inoxidable	G (b)	E	NR
Aceros resistentes a la temperatura	G (b)	E	NR
Metales refractarios	NR	E	NR
Aleaciones de aluminio: ≤0.64 mm (0.025 in)	E	NR (c)	G
>0.64 mm (0.025 in)	E	NR (c)	NR
Berilio	G (b)		NR
Cobre y aleaciones: Latón	G (b)	E	NR
Cobre deoxidado	NR	E	NR
Bronce	NR	E	
Aleaciones de Magnesio: ≤3.2 mm (1/8 in)	E	NR (c)	G
>4.8 mm (3/16 in)	E	NR (c)	NR
Plata	G (b)	E	NR
Aleaciones de titanio	NR	E	NR

E: Excelente; G: Bueno; NR: No recomendado

(a) Estable

(b) El amperaje debe ser alrededor del 25% más que cuando se utiliza DCEN.

(c) Limpieza mecánica o química en el área a ser soldada.

1.2.8.2. Gases de protección.

El proceso original GTAW utilizó helio como gas de protección para la soldadura de magnesio y aluminio. Hoy en día, el argón es el gas de protección predominante.

Argón es el menos caro de los gases inertes utilizados como gas de protección en el proceso GTAW. Tiene bajo potencial de ionización (2.52×10^{-18} J) haciendo más fácil la forma del plasma que otros gases de protección. El argón es aproximadamente 1.4 veces más pesado que el aire, desplazando a éste en la antorcha, resultando en una excelente protección de la soldadura.

Helio tiene un potencial de ionización de 3.92×10^{-18} J, el cual representa dificultad en la iniciación y operación del arco a altos voltajes.

Estos valores de energía elevados pueden ser benéficos cuando se desea soldar cobre, aluminio y otros materiales con alta conductividad.

Pureza. La mayoría de los materiales pueden ser soldados con gases con 99.995% de pureza o 50 ppm de impurezas. Sin embargo, algunos materiales reactivos (titanio, molibdeno, tántalo) requieren que el nivel de contaminantes sea menor a 50 ppm, los cuales pueden requerir de ciertos filtros y purificadores [10].

Flujo. El Helio, que debido a su baja densidad, debe ser usado con altas velocidades de flujo en comparación al argón. El flujo para el argón es 7 L/min (15 ft³/h) y 14 L/min (30 ft³/h) para el helio.

1.2.8.3. Metales de aporte.

El espesor de la parte a ser soldada determinará la necesidad de metales de aporte. Los materiales delgados (3.2 mm) pueden ser soldados exitosamente sin metales de aporte. Los metales de aporte, cuando son necesarios, pueden ser agregados de manera manual o automática (figura 1.15).

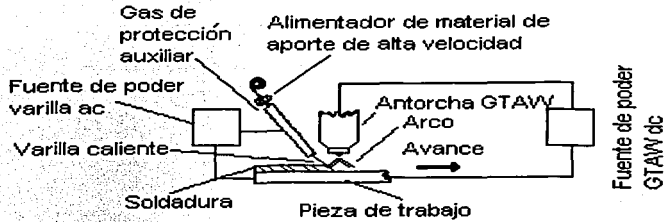


Figura 1.15. Esquema que muestra los componentes y parámetros del proceso de soldadura GTAW automatizado [6].

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

CAPITULO II. TIPOS DE CORROSIÓN PRESENTES EN LA SOLDADURA.

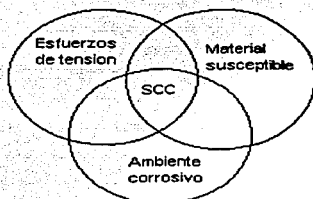
2.1. Agrietamiento inducido por el ambiente [11].

2.1.1. Características de la corrosión inducida por esfuerzos "SCC: Stress Corrosion Cracking".

2.1.1.1. Definición y descripción.

El agrietamiento inducido por esfuerzos (SCC) es la falla frágil a bajos esfuerzos de tensión constantes en una aleación expuesta a un ambiente corrosivo.

Históricamente, se ha pensado que tres condiciones deben de estar presentes simultáneamente para producir SCC: un ambiente crítico, una aleación susceptible y algún componente de esfuerzos de tensión (figura 2.1).



TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Figura 2.1. Factores requeridos para SCC.

Algunos ambientes son específicos para ciertas aleaciones y no pueden tener el mismo efecto en otras aleaciones de diferente tipo. Por ejemplo, soluciones acuosas de cloruros atacan rápidamente a los aceros inoxidable pero no tienen el mismo efecto en aceros al carbono, aluminio y otras aleaciones no ferrosas. No todos los ambientes causan agrietamiento en cualquier aleación en particular, pero la combinación de ciertos ambientes corrosivos con ciertas aleaciones resulta en SCC. Así, muchos investigadores son de la opinión que un ambiente específico no es requerido para SCC. Sin embargo, los

Ingenieros deben de familiarizarse con esta combinación de ambientes corrosivos-aleaciones los cuales son conocidos y que producen SCC y evitarlos en el diseño.

Aunque los tres factores de la figura 2.1 usualmente no están presentes al mismo tiempo, las condiciones de tiempo y servicio pueden producir la combinación necesaria que resulte sorpresivamente en una falla. En ocasiones las soluciones presentes en las calderas son críticas y afectan a los materiales que los contienen, pero debido al fenómeno de evaporización dichas soluciones se diluyen y dejan de ser agresivas. Cuando se han reparado secciones de equipos de manera imperfecta y los esfuerzos residuales presentes en el material se encuentren por debajo del esfuerzo de fluencia del material son suficientes para desencadenar en SCC. La expansión y contracción térmica durante la soldadura y en algunos tratamientos térmicos favorecen la aparición de esfuerzos de tensión residuales que aunado a un ambiente agresivo desencadenan en SCC.

La SCC esta generalmente asociada con esfuerzo de tensión estática. Sin embargo, una ligera variación de la carga acelera la SCC.

2.1.1.2. Efectos metalúrgicos.

Los metales puros son más resistentes a SCC que las aleaciones del mismo metal base, pero no son inmunes. Por ejemplo, el cobre puro ha sido inducido a la formación de grietas [12] en el ensayo "SSRT: Show Strain Rate Test" pero estas condiciones son absolutamente severas en comparación a las condiciones de servicio. Virtualmente todas las aleaciones son susceptibles a algún grado de ataque en ambientes apropiados y la susceptibilidad se incrementa con la resistencia mecánica en cualquier clase de aleación. Sin embargo, algunas aleaciones de baja resistencia mecánica como latones y aceros inoxidable son susceptibles también a SCC. Para entender completamente la SCC

requiere de una explicación de la alta resistencia en metales puros comparado con las aleaciones.

La SCC puede ser transgranular o intergranular pero la grieta siempre será normal a los esfuerzos de tensión. En la falla transgranular, las grietas se propagan a través de los granos en el plano cristalino teniendo bajos índices como $(1\ 0\ 0)$, $(1\ 1\ 0)$ y $(2\ 1\ 0)$ [13]. Las grietas que continúan a través del límite de grano son del modo intergranular. Las fallas transgranulares son menos comunes que las fallas intergranulares, pero ambos pueden existir en el mismo sistema o en la misma sección dependiendo de las condiciones. Ejemplo de secciones metalográficas de la morfología de las dos grietas se muestran en la figura 2.2 [14]. En ambos casos la grieta es el mecanismo de fractura con una pequeña disolución electroquímica o corrosión durante el proceso de fractura.



Figura 2.2. Secciones metalográficas de SCC. (a) Transgranular en bronce; (b) intergranular en acero al carbono ASTM A 245 [14].

El modo de falla intergranular en ocasiones no es homogéneo en el límite de grano. Por ejemplo, la segregación de azufre y fósforo en el límite de grano es una probable causa de SCC intergranular "ISCC: Intergranular Stress Corrosion Cracking" en aceros de baja aleación. De hecho, ISCC puede ser el resultado de corrosión intergranular inducida por esfuerzos dado que muchas aleaciones muestran fallas sin evidencia de corrosión intergranular sin esfuerzos [15].

2.1.1.3. Efectos electroquímicos.

El potencial electroquímico tiene un efecto crítico en la SCC. La figura 2.3 [16, 17] muestra el esquema de la curva de polarización anódica potenciodinámica para una aleación resistente a la corrosión con zonas activo-pasivo donde ocurre SCC en combinaciones aleación-solución susceptibles.

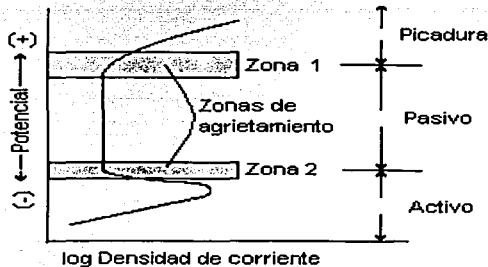


Figura 2.3. Curva de polarización anódica que muestra las zonas de susceptibilidad a SCC.

La película pasiva es un prerequisite aparente para SCC, pero las dos zonas de susceptibilidad aparecen en el límite del potencial donde la película pasiva es menos

estable. En la zona 1, SCC y el fenómeno llamado picadura están asociados en rangos de potencial adyacentes. El ejemplo común de la zona 1 de SCC en aceros inoxidables austeníticos en soluciones de $MgCl_2$ [17], dado que los aceros inoxidables austeníticos presentan una capa pasiva en su superficie, los cloruros atacan por picadura. En esta misma zona, la SCC ocurre a un potencial elevado o donde un potencial donde el material es más noble, la película de óxido (pasivo) que se encuentra en la superficie del material se rompe y como consecuencia aparece una grieta o picadura. Aunque SCC puede iniciar en una picadura debido a la intensidad de los esfuerzos, no son necesariamente un prerrequisito para la SCC. Sin embargo ciertas soluciones y óxidos que son inestables en superficies expuestas pueden acumularse en los "pits" e iniciar la grieta. Por ejemplo, el agrietamiento de aceros al carbono expuestos a agua caliente o nitratos inician en "pits" donde la magnetita puede acumularse [15].

En la zona 2, a partir del potencial de picadura, la SCC ocurre cuando la película pasiva es relativamente débil en potenciales activos. La SCC de la zona 2 es típica de aceros al carbono en soluciones de carbonatos/bicarbonatos a elevada temperatura [18]. La SCC ha sido observada también en la región activa, por ejemplo, para aceros al carbono en soluciones cáusticas fuertes [18]. Sin embargo, debido a que la corriente anódica decrece con el tiempo, la formación y crecimiento de la película están presentes en el rango de potencial activo.

2.1.2. Características de Corrosión por fatiga "CFC: Corrosion Fatigue Cracking".

2.1.2.1. Definición y descripción.

La Corrosión por fatiga (CFC) es una falla frágil en una aleación causada por la fluctuación de esfuerzos en un ambiente corrosivo. Un ejemplo de CFC es una caldera de

acero al carbono que se muestra en la figura 2.4 [19] el cual muestra productos de corrosión típicamente presentes en grietas que crecen lentamente en servicio.

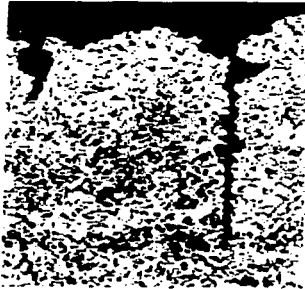


Figura 2.4. Corrosión por fatiga en un tubo de acero al carbono perteneciente a una caldera [19].

Bajas frecuencias conducen a grandes propagaciones de la grieta por ciclo, da/dN. A altas frecuencias se elimina el efecto del ambiente corrosivo y el fenómeno avanza por un mecanismo debido a la fatiga.

2.1.3. Características de Agrietamiento inducido por hidrógeno "HIC: Hydrogen Induced Cracking".

2.1.3.1. Definición y descripción.

El agrietamiento inducido por hidrógeno (HIC) es una fractura frágil mecánica causada por la penetración y difusión de hidrógeno atómico dentro de la estructura cristalina de una aleación. El hidrógeno puede estar presente a partir de la reducción de agua y ácido por

TESIS CON FALLA DE ORIGEN

Comportamiento de la soldadura en servicio



en una solución neutra y ácida respectivamente. Debido a su pequeño tamaño, el hidrógeno atómico puede entonces penetrar en la red para producir HIC.

Durante la protección catódica las reacciones (2.1) y (2.2) se aceleran y el peligro de HIC se incrementa. El hidrógeno atómico puede también ser suministrado por la disociación de gas hidrógeno en la superficie durante la exposición a elevadas temperaturas.

Los efectos del HIC a menudo son reversibles. La figura 2.5 [20] muestra el tiempo de falla de un acero SAE 4340 (0.4%C) cargado catódicamente con hidrógeno y que ha sido recocido durante diferentes tiempos a 300°F (150°C).

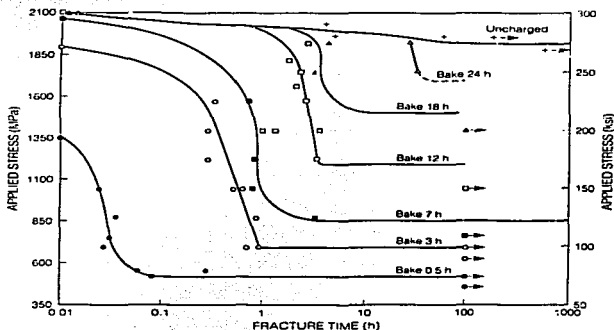
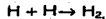


Figura 2.5. Gráfica que muestra el tiempo de falla de un acero SAE 4340 (0.4%C) cargado catódicamente con hidrógeno y que ha sido recocido durante diferentes tiempos a 300°F (150°C) [20].

Los tratamientos de recocido a baja temperatura con subsiguiente carga catódica permitieron la disolución del hidrógeno y su escape, restaurando sus propiedades mecánicas originales. Esta figura también muestra que existe un tiempo de incubación antes del agrietamiento el cual decrece con el incremento de los esfuerzos aplicados y que existe un valor de esfuerzos mínimo por debajo del cual HIC no ocurrirá. Incrementar la dureza o la resistencia a la tensión del acero ayuda a decrece el tiempo de incubación y el valor de esfuerzo mínimo para HIC.

El ácido sulfhídrico, H_2S , dramáticamente acelera la entrada del hidrógeno y el daño es más rápido. El anión S^{2-} lentamente promueve la recombinación de la reacción,



(2.3)

y suministra de gran actividad al hidrógeno atómico en la superficie. El resultado es algunas veces llamado "SSCC: Sulfide Stress Corrosion Cracking", aunque es en realidad una forma de HIC.

La HIC es generalmente limitada a aceros que tienen una dureza de 22 o más en la escala Rockwell C. Los aceros inoxidables fcc y aleaciones de cobre bcc, aluminio y níquel son más resistentes por su alta ductilidad y baja difusividad del hidrógeno, pero todos pueden hacerse susceptibles si existe gran trabajo en frío.

2.1.4. Métodos de prevención.

2.1.4.1. Prevención de SCC.

La prevención de la corrosión inducida por esfuerzos generalmente requiere la eliminación de uno de los tres factores que se muestran en la figura 2.1, esfuerzos de tensión, ambiente crítico o aleación susceptible. El rediseño puede permitir la eliminación

de los esfuerzos residuales de tensión en partes críticas. La remoción de los esfuerzos residuales de tensión puede realizarse a través del recocido de alivio de esfuerzos, los cuales permiten suficiente fluencia para relajar las cargas debido a la fabricación por prensado o soldadura. El recocido puede ser impráctico en algunos aceros inoxidables, los cuales están sensibilizados y pueden ser susceptibles a un ataque intergranular.

El control del ambiente a través de la reducción de agentes oxidantes (por ejemplo oxígeno disuelto) o la remoción de especies críticas es probablemente el método más popular para controlar la SCC. Los recubrimientos son imprácticos o inefectivos debido a que no soportan los ambientes agresivos tanto químicos como físicos asociados a la SCC. También los inhibidores pueden ser efectivos en algunos casos.

Agregar elementos de aleación a los materiales, se altera la estructura que puede incrementar la resistencia a SCC. La elección de aleaciones resistentes a ambientes particulares es la mejor opción.

La protección catódica usualmente detiene la SCC pero acelera el agrietamiento inducido por hidrógeno. Así, las aleaciones enlistadas en el apéndice A [11], donde la aparición de grietas se debe por mecanismos anódicos, permite el control de SCC a través de protección catódica.

2.1.4.2. Prevención de CFC

La corrosión por fatiga puede ser mitigada por cualquier método que reduzca la velocidad de corrosión en general, incluyendo inhibidores, protección catódica (cuando HIC no es peligroso), reducción de óxidos o incremento en el pH. Un cambio para favorecer a un más la resistencia a la corrosión será muy efectiva, pero únicamente si la velocidad de corrosión es sumamente baja. El rediseño también reduce o mejora los esfuerzos cíclicos para prevenir o mejorar la resistencia a CFC.

2.1.4.3. Prevención de HIC

Es posible eliminar el agrietamiento inducido por hidrógeno a través de la remoción de la fuente de hidrógeno, disminuyendo los esfuerzos de tensión y el nivel de resistencia mecánica o tratamientos térmicos o por la selección de una aleación más resistente. Existen numerosas fuentes de hidrógeno que pueden ser el resultado de procesos de manufactura [21]. Los inhibidores o el incremento del pH (para aceros al carbono y de baja aleación) reducirá la velocidad de corrosión y consecuentemente el grado de producción de hidrógeno en la superficie. Otra forma de detener o disminuir el contenido de hidrógeno en la superficie del material, es a través de la protección catódica así como la remoción o el reemplazo de recubrimientos galvánicos. El recocido puede incrementar la movilidad y permitir el escape del hidrógeno disuelto. El rediseño del equipo que pueda remover los esfuerzos de tensión residuales también puede ser efectivo. El reemplazo de aceros ferríticos por aleaciones más resistentes con estructuras fcc son una opción frecuentemente usada. Sin embargo, algunas aleaciones con estructura fcc también son susceptibles a algún grado de HIC.

2.2. Efecto de la estructura metalúrgica en corrosión [11].

2.2.1. Corrosión intergranular de aceros inoxidables austeníticos "IGC: Intergranular Corrosion".

Ciertas impurezas reactivas pueden segregar o pasivar elementos como el cromo que puede ser disminuido en la matriz del grano. Como resultado, el límite de grano o regiones adyacentes son a menudo menos resistentes a la corrosión y puede ser

suficientemente severa para exponer los granos en la superficie. Así, la corrosión intergranular "IGC: Intergranular Corrosion", en ocasiones llamado ataque intergranular es un problema común en muchas aleaciones.

La forma más conocida a partir de IGC ocurre en aceros inoxidable austeníticos cuando el tratamiento térmico reduce la cantidad de cromo en la matriz de los granos a través de una reacción con carbono. La estructura resultante es susceptible a IGC. En el rango de temperatura de sensitización 425 a 815 °C (800 a 1500 °F), los carburos de cromo (en su mayoría $Cr_{23}C_6$) son insolubles y precipitan en el límite de grano, reduciendo la cantidad de cromo en éste sitio. Por debajo del 10% de cromo, estas áreas pierden resistencia y son corroídas. La figura 2.6 [22, 23] muestra un ejemplo de corrosión intergranular en un acero inoxidable austenítico sensitizado. Por arriba de 815 °C los carburos de cromo son solubles; por debajo de 425°C la velocidad de difusión de carbono es tan baja que permite la formación también de los carburos (figura 2.7).

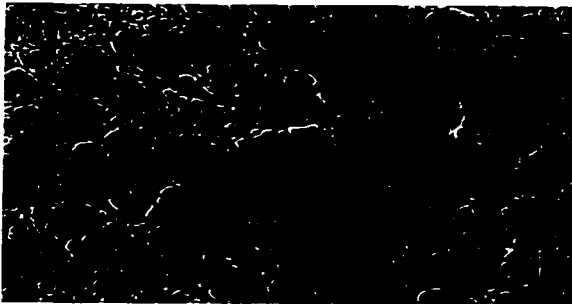


Figura 2.6. Corrosión intergranular en una acero inoxidable asutenítico sensitizado [22].

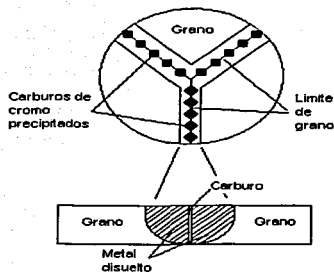


Figura 2.7. Representación esquemática de la precipitación de carburos de cromo en el límite de grano durante la sensibilización y corrosión intergranular en un acero inoxidable austenítico.

La aleación que ha sido reducida a cierta cantidad de cromo en el límite de grano es mucho menos resistente a la corrosión que en los granos circundantes. La figura 2.8 [24] muestra las curvas de polarización anódica para aleaciones con contenido de Ni constante y Cr variable en una solución de ácido sulfúrico típico de ensayos químicos.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

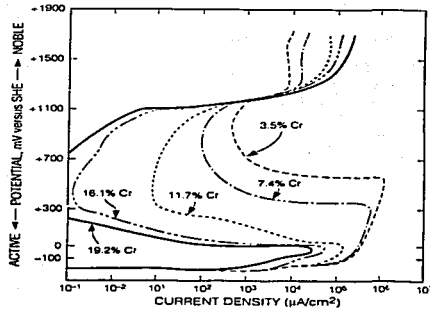


Figura 2.8. Efecto del contenido de cromo en la polarización anódica de aleaciones Fe-Ni (8.3 a 9.8 % Ni) en 2N H₂SO₄ a 90 °C [24].

Por debajo del 12% Cr, la región del potencial de pasividad es substancialmente restringido. La baja relación del área de la superficie ánodo/cátodo resulta en un ataque galvánico microscópico rápido y IGC en el límite de grano. Los carburos de cromo son resistentes, pero la aleación con reducción de cromo en el límite de grano es agresivamente corroído.

En los aceros inoxidables, donde en ocasiones son sometidos a algún tratamiento térmico pueden producir carburos en el límite de grano y es conocido como sensitización. La figura 2.9 muestra el diagrama de sensitización para aceros inoxidables tipo 304 para diferentes contenidos de carbono [25].

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

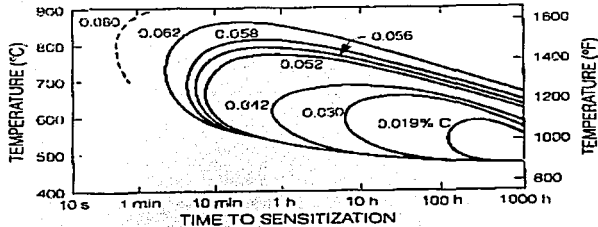


Figura 2.9. Diagrama de sensitización para acero inoxidable 304 para diferentes contenidos de carbono [25].

Aparentemente el cromo y el carbono son los primeros elementos en causar sensitización pero otros elementos pueden tener efectos secundarios, por ejemplo, el níquel incrementa la actividad de cromo en solución sólida y facilita la precipitación de carburos y por ello aumenta la sensitización. El molibdeno tiene mayor preferencia que el cromo para precipitar como carburo en el límite de grano y contribuye a reducir a la sensitización. El molibdeno tiene un efecto mucho menor, sin embargo, se encuentra en baja concentración en las aleaciones.

2.2.1.1. Deterioro de la soldadura y ataque en filo de cuchillo "KFL: Knifeline attack".

La sensitización de aceros inoxidables durante los procesos de soldadura es un deterioro de la misma soldadura. La forma clásica de este deterioro resulta en IGC en la zona afectada por el calentamiento "HAZ: Heat Affected Zone". Las isotermas producidas durante la soldadura en sus diferentes zonas se muestra en la figura 2.10 [26].

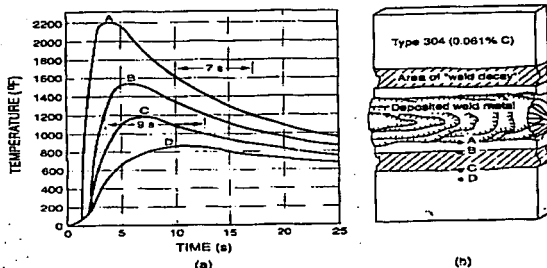


Figura 2.10. Isotermas producidas durante la soldadura de acero inoxidable austenítico. (a) Relación temperatura-tiempo, (b) Localización de termopares [26].

En la intercara cordón/metal base, A, el tiempo es insuficiente para producir sensitización en el rango de temperatura crítica. Los puntos lejanos a partir de cordón de soldadura, C y D, no alcanzan el rango de temperatura crítica y el material permanece sin sensitizar. Sin embargo en la posición intermedia, B, la aleación en dicho rango de temperatura crítica tiene suficiente tiempo para producir sensitización. La posición exacta de la región deteriorada donde ocurre IGC es en HAZ en el intervalo de temperatura crítica. La zona IGC no puede ser siempre eliminada a partir del cordón de soldadura que es comúnmente representado como lo muestra la figura 2.11 [27].

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

TESIS CON FALLA DE ORIGEN

Comportamiento de la soldadura en servicio

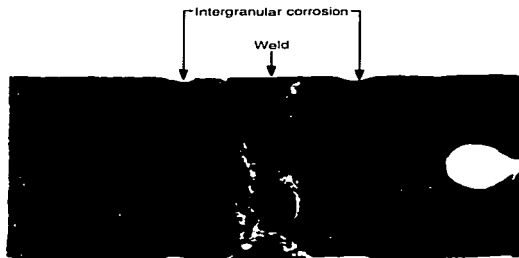


Figura 2.11. Esquema que muestra el deterioro de una soldadura de acero inoxidable en la zona afectada por el calor [27].

La IGC está relacionado con agrietamiento inducido por esfuerzos intergranulares "IGSCC: Intergranular Stress Corrosion Cracking" de aceros inoxidables austeníticos sensitizados, particularmente en sistemas de enfriamiento de reactores nucleares y sistemas petroquímicos que contienen ácido polifluorhídrico ($\text{H}_2\text{S}_n\text{O}_6$). Aunque la IGC no se relaciona con partes sin esfuerzos, la presencia de esfuerzos de tensión produce agrietamiento intergranular.

El ataque en filo de cuchillo (KLA) es una forma altamente localizada de IGC que ocurre únicamente en granos de poco diámetro que están inmediatamente adyacentes al cordón de soldadura en aceros inoxidables austeníticos tipos 321 y 347. Estos aceros contienen titanio y niobio, respectivamente, los cuales reaccionan con el carbono para prevenir la sensitización. En el ataque en filo de cuchillo (KLA), los carburos de titanio y niobio se disuelven en solución sólida a alta temperatura ($>1230^\circ\text{C}$) próximo al cordón de

soldadura, seguido por un enfriamiento rápido el cual retiene todos los carburos en solución sólida. La adición de pasos de soldadura o tratamiento de alivio de esfuerzos tiene efectos en la sensitización de carburos de cromo ya que realizan una sensitización convencional debido a que el titanio y el niobio no han tenido oportunidad de reaccionar con el carbono. Así, las fallas ocurren por IGC convencional en la estrecha región sensitizada próxima a la soldadura. La tabla 2.1 muestra el rango de temperaturas relevantes.

Tabla 2.1. Rango de temperaturas para corrosión intergranular debido a la sensitización en aceros inoxidable austeníticos [11].

Temperatura	Reacciones metalúrgicas	Inestable, ausencia de Nb/Ti (tipo 304)	Estable, presencia de Nb/Ti (tipo 321, 347)
Punto de fusión			
A	Todos los carburos disueltos	Rápido enfriamiento previene IGC	Rápido enfriamiento y recalentamiento en C causa KLA
1230 °C (2250 °F)			
B	Carburos de Niobio precipitados. Carburos de cromo disueltos.	Rápido enfriamiento previene IGC	Prevención de IGC por precipitación de carburos disueltos uniformemente.
815 °C (1500 °F)			
C	Precipitación de carburos de cromo en el límite de grano.	Sensitización que causa IGC en el punto B.	No sensitización. Carburos Nb/Ti.
425 °C (800 °F)			
D	No existen reacciones.	Temperatura que no permite una adecuada difusión.	

2.2.1.2. Prevención.

Generalmente, las fuertes condiciones de oxidación son necesarias para generar corrosión intergranular. Muchas condiciones débiles de corrosión no causan IGC en

microestructuras sensitizadas. Las condiciones de baja acidez y de oxidación generalmente reducirán la susceptibilidad a IGC. En sistemas de enfriamiento de reactores nucleares, una disminución del oxígeno disuelto a través de la inyección de hidrógeno ha sido efectiva para mitigar IGSCC de aceros inoxidables austeníticos sensitizados [28]. Condiciones agresivas son inherentes en procesos químicos industriales, sin embargo, alterar las condiciones corrosivas a menudo no es una opción fiable.

Las mediciones metalúrgicas son más comunes para prevenir IGC. Estas caen en tres categorías: (a) recocido, (b) modificación de aleaciones de bajo carbono y (c) aleaciones que contienen niobio y titanio. El recocido consiste en el calentamiento de la aleación por arriba de 815 °C, donde todos los carburos de cromo están disueltos, seguido de un enfriamiento rápido (a menudo inmersión en agua) para retener los carburos en solución. A partir de que los carburos no son precipitados, la aleación está en condiciones de no sensitización y por lo tanto no ocurrirá IGC.

La modificación de aleaciones de bajo carbono durante la soldadura y en otros tratamientos térmicos en el rango de sensitización es debido a que no existe suficiente carbono disponible para la precipitación de carburos de cromo en el límite de grano. El acero inoxidable tipo 304 contiene <0.03% C y fue desarrollado para aplicaciones nucleares pero hoy en día es preferentemente usado en la industria.

Los aceros inoxidables estables, tipos 347 y 321, contienen niobio y titanio, respectivamente, los cuales reaccionan con el carbono para por arriba de 815 °C para precipitar en sus respectivos carburos. Entonces la aleación se encuentra libre de carbono y no existe disponible para precipitar con el cromo en el límite de grano en el rango de temperatura de 425 a 815 °C.

TESIS CON FALLA DE ORIGEN

Comportamiento de la soldadura en servicio

El KLA puede ser prevenido simplemente por el calentamiento por arriba de 815 °C donde los carburos de cromo están disueltos y el carbono precipita como carburos con titanio y niobio.

2.2.2. Factores que afectan a la soldadura.

La soldadura es un proceso físico que funde las zonas a unir de las partes del metal a permanecer unidos. Los drásticos ciclos de calentamiento, fusión, mezclado y enfriamiento afectan la constitución metalúrgica y mecánica de la soldadura. La soldadura es definida como la fusión y solidificación del metal de soldadura y las zonas adjuntas del metal base de la aleación afectada por los ciclos de calentamiento y enfriamiento. La soldadura tiene a menudo baja resistencia a la corrosión y buenas propiedades mecánicas en comparación al metal base que es de composición idéntica.

La estructura de la soldadura es compleja como lo ilustra la figura 2.12 [29].

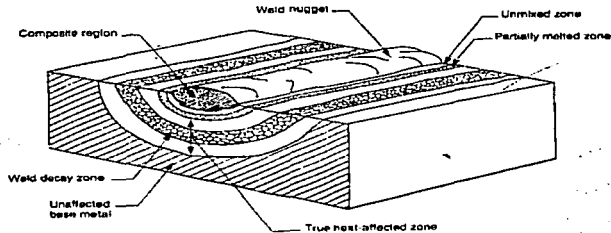


Figura 2.12. Esquema de la estructura de la soldadura [29].

TESIS CON FALLA DE ORIGEN

Comportamiento de la soldadura en servicio

La estructura básica de la soldadura es afectada por la composición y temperatura de fusión, espesor y geometría de las partes a ser unidas y las velocidades de calentamiento y enfriamiento.

2.2.2.1. Esfuerzos residuales y concentración de esfuerzos

Los esfuerzos residuales en soldadura son importantes porque pueden causar SCC y HIC. Los esfuerzos residuales son producto de los procesos de soldadura. La figura 2.13 [30] traza los esfuerzos como una función de la temperatura y deformación durante el calentamiento, fusión y enfriamiento en la soldadura.

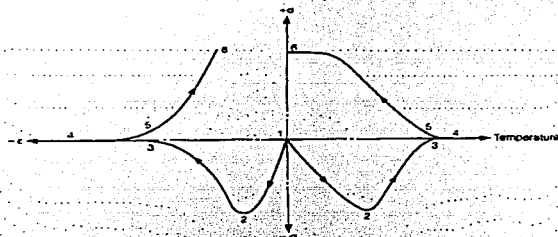


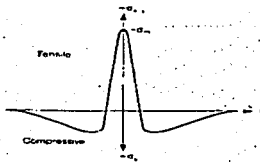
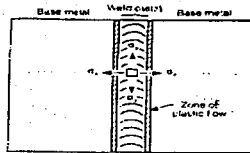
Figura 2.13. Relación entre temperatura, esfuerzo σ y deformación ϵ durante la soldadura [30].

Comenzando en el punto 1, el calentamiento induce expansión térmica y esfuerzos de compresión en partes que son físicamente obligadas en sus posiciones requeridas cercanas una de otra. Como la temperatura aumenta a la posición 2, el metal es suave y tiende a fluir, libera los esfuerzos de compresión, los cuales regresan a cero.

Se continúa con el incremento de la temperatura y la expansión térmica continúa a través de 3 y 4 en el metal suave y fundido, respectivamente. Después de pasar la zona de

fusión, la temperatura cae y el metal de soldadura se enfría hasta 5. El proceso de enfriamiento trae consigo una gran contracción del volumen a partir del metal fundido al metal de soldadura sólido con una contracción térmica adicional subsiguiente al enfriamiento. En partes obligadas del metal base, estas contracciones causan grandes esfuerzos residuales y de tensión σ , y deformación ϵ , en 6.

La distribución de los esfuerzos a lo largo de la unión a tope se muestra en la figura 2.14.



TIENE CON
FALLA DE ORIGEN

Figura 2.14. Distribución de los esfuerzos a lo largo de la soldadura [11].

Con el metal de soldadura, los altos esfuerzos de tensión, σ_x y σ_y , son aparentemente esfuerzos significativos de compresión circundantes al metal base. La expansión térmica y el ablandamiento durante el calentamiento son suficientes para causar deformación plástica en el metal base, cercana a la zona de fusión. El subsiguiente enfriamiento y contracción térmica generan esfuerzos de tensión y se producen en y cerca del metal de soldadura. Los esfuerzos de compresión circundantes al metal base son necesarios para

TESIS CON FALLA DE ORIGEN

Comportamiento de la soldadura en servicio

resolver el total de estado de esfuerzos a cero. Otras geometrías unidas por soldadura resultan en campos de esfuerzos más complejos alrededor de la soldadura [31]. Es importante apreciar que los esfuerzos residuales resultantes de los procesos de soldadura pueden causar SCC y HIC en los planos transversales y longitudinales a la soldadura.

Los procesos de soldadura en geometrías discontinuas concentran esfuerzos residuales. Como resultado, se presentan fallas de CFC además de SCC y HIC, a menudo originados en el pie de una soldadura, como lo muestra la figura 2.15 [32].

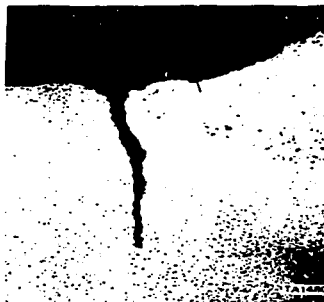


Figura 2.15. Corrosión por fatiga originada a partir del pie de la soldadura en acero al carbono [32].

Aunque existe equipo disponible para producción automática y continua, la soldadura se realiza a menudo en el campo y los procesos se detienen continuamente. La calidad depende mucho de la habilidad del soldador, de los materiales y equipos utilizados. Como resultado, los defectos ocurren frecuentemente; algunos ejemplos son ilustrados en la figura 2.16. Estos defectos agravarán más la concentración de esfuerzos los cuales conducen a agrietamiento inducido mecánicamente o por el ambiente.

TESIS CON FALLA DE ORIGEN

Comportamiento de la soldadura en servicio

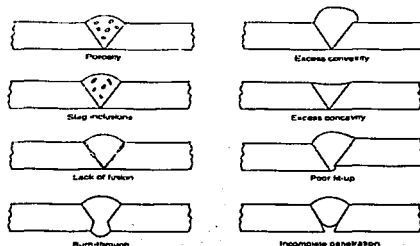


Figura 2.16. Esquema de algunos defectos típicos en soldadura [11].

Los altos esfuerzos residuales y su concentración hacen a la soldadura más débil para todas las formas de ambientes que inducen agrietamiento CFC, SCC y HIC.

Así, cualquier combinación de esfuerzos, aleación y ambiente causaría agrietamiento en el metal base que a menudo causará agrietamiento preferentemente en la soldadura.

2.2.2.2. Composición del metal de soldadura.

El material de aporte, agregado al metal de soldadura fundido durante el proceso de soldadura, es usualmente de composición diferente que el metal base. Esto permite flexibilidad y diseño de las propiedades del metal de soldadura compensadas por los esfuerzos residuales y reducir la resistencia a la corrosión en la soldadura. Los materiales de aporte para aceros inoxidables austeníticos y ferríticos son enlistados en la tabla 2.2 [33].

Tabla 2.2. Materiales de aporte para aceros inoxidable [33]

Tipc	Aleación metal base	Aleación material de aporte
Austenítico	301, 302, 304, 308	308
	302B	309
	304L	308L, 347
	309, 309S	309
	310, 310S	310
	316	316
	316L	318, 316L
	318, 316Cb	318
	321	347
	347	347
	348	347
Ferríticos	405	405Cb, 430
	405, 430	308, 309, 310
	446	308, 446

En todos los casos, la composición del metal de soldadura debe de ajustarse para hacer que el potencial de corrosión sea noble en el metal base y soldadura. En este sentido, la soldadura está catódicamente protegida en el par galvánico entre la soldadura y el metal base. Los efectos perjudiciales de la disociación anódica en el metal base usualmente son mínimos porque la corriente anódica es extendida en una gran área de superficie.

Los aceros inoxidable de alta aleación pueden ser sujetos a picadura anódica si los elementos de aleación segregan o son diluidos en el metal de soldadura, como los muestra la figura 2.17 [32].

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Caracterización de la soldadura en servicio

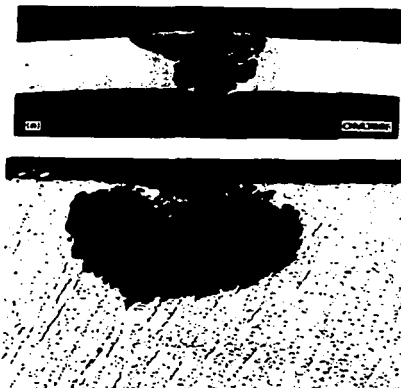


Figura 2.17. Picadura en una soldadura de acero 18Cr-10Ni-2.5Mo [32].

Cuando se utiliza la soldadura en aleaciones de alta resistencia, las varillas de metal de aporte deben ser guardadas rigurosamente libres de mezcla. El agua absorbida en ella se descompondrá a la temperatura del proceso contaminando la soldadura con hidrógeno conduciendo a HIC. Por el mismo estilo, los electrodos de bajo hidrógeno, el cual no usa orgánicos como aglomerantes o fundentes adicionales son en ocasiones requeridos.

Los materiales de aporte deben ser ricos en elementos de aleación que corresponden al metal base. Un porcentaje de estos elementos de aleación pueden perderse debido a la oxidación y/o volatilización e inevitablemente será menor en el metal de soldadura por la mezcla con el metal base. La oxidación de la superficie "heat tinting: termocoloración" del metal base puede agotar la superficie de cromo u otros elementos de aleación que protegen y por ello reduce la resistencia a la corrosión [33].

El cepillado [34, 35], utilizado para remover escoria y óxidos, puede conducir a un incremento en la velocidad de corrosión. Dichos efectos pueden ser causados por una remoción incompleta de la superficie reduciendo las capas o por depósito de material de aporte de bajo grado a partir del cepillado.

2.2.2.3. Metalurgia de la soldadura.

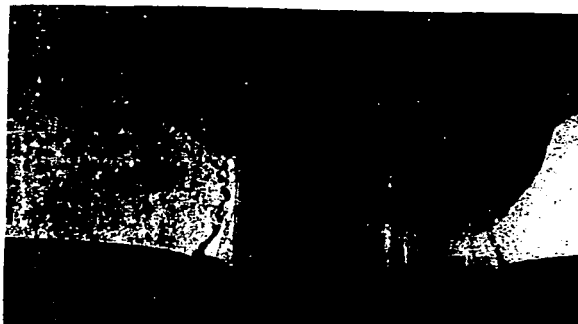
Los efectos metalúrgicos de la soldadura son a menudo perjudiciales en la resistencia a la corrosión. El enfriamiento no uniforme del metal de soldadura puede producir segregación en el límite de grano y algunas subestructuras. La zona sin mezclar (figura 2.12) es una región que siempre está presente en el metal base, el cual no cambia en composición por la mezcla con el metal de soldadura fundido.

El enfriamiento rápido en la zona sin mezclar puede formar fases y precipitados que son perjudiciales en las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión de la soldadura. Por eso, la soldadura no homogénea comparada con metal base.

2.2.3. Corrosión en soldadura para diferentes aleaciones.

2.2.3.1. Aceros inoxidables austeníticos.

El fenómeno de corrosión intergranular es debido a la precipitación de carburos de cromo, llamado sensitización comúnmente en aceros inoxidables austeníticos que ha sido descrito anteriormente. Estructuras sensitizadas son también susceptibles a IGSCC en reactores en sistemas de enfriamiento de reactores (figura 2.18) [28]. Algunas soldaduras pueden ser preferentemente atacadas por organismos microbiológicos (figura 2.19).



TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Figura 2.18. Corrosión inducida por esfuerzo intergranular en la zona afectada por el calor en una tubería de acero inoxidable austenítico tipo 304 [28].



Figura 2.19. Ataque por microorganismos en aceros inoxidables austeníticos [11].

Los materiales de aporte para aceros inoxidables austeníticos son de diferente composición para maximizar la resistencia a IGC y IGSCC. Por ejemplo, el tipo 308, especificado como material de aporte para acero inoxidable tipo 304, contiene alto cromo y níquel, los cuales confieren de mayor resistencia a la corrosión a la soldadura. La ferrita

primaria en la soldadura es deseable para prevenir microgrietamiento en los límites interdendríticos durante el enfriamiento y solidificación del metal de soldadura. También las estructuras bifásicas o duplex son resistentes a la corrosión intergranular debido a que los carburos que están presentes, segregan en los límites de grano ferrita-austenita que no es tan fácil precipitar como carburos de cromo.

2.2.3.2. Aceros al carbono y de baja aleación.

El rápido enfriamiento de diferentes aceros al carbono y de baja aleación en la zona de parcial fusión y sin mezclar de la soldadura (figura 2.12) produce estructura martensítica que es susceptible a HIC. La figura 2.20 [36] muestra HIC a través de una banda de martensita en una soldadura en tanques de almacenamiento de ácido hidrofluorhídrico de acero al carbono.



TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Figura 2.20. Agrietamiento inducido por hidrógeno en la zona afectada por el calor en una soldadura de acero al carbono [36].

La prevención requiere de una cuidadosa selección en la templabilidad del metal base y metal de soldadura, velocidad de enfriamiento y tratamiento posterior a la soldadura para mantener la dureza a niveles específicos. El contenido de carbón equivalente (ECC) relaciona la composición con la templabilidad:

$$ECC = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Ni}{15} + \frac{\%Cr}{5} + \frac{\%Cu}{13} + \frac{\%Mo}{4} \quad (2.4)$$

La regla general es que HIC es posible si $ECC < 0.40\%$. Para mantener el ECC a valores bajos, la templabilidad debe ser mínima y esto es posible si se reduce la formación de la martensita durante el enfriamiento de la soldadura; además la dureza de la soldadura también debe ser baja, por lo tanto, y HIC no estará presente. Si ECC está entre 0.40 y 0.65% se recomienda precalentamiento para incrementar el tiempo de enfriamiento y permitir mayor conversión de martensita a ferrita. Si $ECC > 0.65$, se requiere entonces de tratamiento térmico posterior a la soldadura "PWHT: Post-Weld Heat Treatment".

2.3. Corrosión inducida por esfuerzo en aceros 2.25Cr-Mo manufacturado por soldadura en el medio corrosivo H_2S [37].

Los aceros al cromo 2.25Cr-Mo (A387 Gr22), son extensamente usados en la industria del petróleo y en plantas de vapor generadoras de energía a temperaturas elevadas en servicio. Sin embargo, estos aceros exhiben excelentes propiedades mecánicas a altas temperaturas, micro agrietamiento y/o fragilización que ocurre durante la fabricación o bajo servicio.

La fragilización por revenido, el cual está generalmente asociado con un incremento en la temperatura de transición dúctil-frágil y una disminución en la energía de impacto, ha sido encontrada a lo largo del tiempo en servicio de aceros 2.25Cr-Mo en un rango de temperatura de 340-565 °C (650-1050°F) [38-40]. Estos aceros con alta templabilidad pueden inducir agrietamiento después de la soldadura, las temperaturas de precalentamiento e inter pasos deben ser cuidadosamente controladas para evitar grietas

[41].
Luis Miguel Ríos Castellanos

Las soldaduras están sujetas, en su mayoría, a tratamiento térmico posterior a la soldadura "PWHT: Post-Weld HeatTreatment" no únicamente para restaurar la tenacidad y ductilidad, sino también para reducir los esfuerzos residuales [42,43]. El agrietamiento puede ocurrir durante el tratamiento de alivio de esfuerzos o a altas temperaturas de servicio ocasionalmente [44-47] llamado agrietamiento por recalentamiento [48-53].

Hippsey *et al* [54,55] observó dos modos distintos de agrietamiento por alivio de esfuerzos durante el tratamiento de éstos; el primero, una fractura intergranular a baja ductilidad la cual está asociada con un enriquecimiento de impurezas en el límite de grano resultando en grietas a temperaturas por debajo de 400°C [54,55]. Segundo, a altas temperaturas (425-600 °C) la falla fue por una coalescencia intergranular.

El grano grueso o sin refinar presente en la zona afectada por el calor "CGHAZ: coarse grained Heat Affected Zone" exhibe una alta susceptibilidad al agrietamiento por recalentamiento en varias regiones de la soldadura el cual puede mejorar por refinamiento estructural.

Muchas aplicaciones en soldadura involucran composiciones diferentes en juntas o uniones de metales disímiles, como aceros de baja aleación usando metales de aporte de acero inoxidable (SS) austenítico que son frecuentes en la práctica. Se pueden evitar la aparición de grietas utilizando esta técnica. La SSCC ocurre comúnmente cuando los materiales en servicio se encuentran en ambientes con H₂S, particularmente en la industria petroquímica.

Las uniones con materiales de aporte homogéneos (HM) y heterogéneos (HG) fueron diseñadas de acuerdo a la composición de los materiales de aporte. Las soldaduras con o sin PWHT se evalúan bajo el ensayo "CERT: Constant Extension Rate Tensile" en una solución NACE con saturación de H₂S [37].

Para llevar a cabo dicha evaluación, las condiciones que se presentan en servicio, como características del proceso de soldadura, materiales de aporte, ensayos mecánicos como ensayos de tensión, se preparan ciertas muestras bajo las siguientes condiciones.

El material empleado para el experimento fue el acero al cromo Cr-Mo A387 Gr 22 de 13 mm de espesor. La composición química del acero en por ciento en peso fue: 2.25Cr, 0.93Mo, 0.34Si, 0.58Mn, 0.11C, 0.01P y 0.01S. Dos electrodos recubiertos de 3.2 mm de diámetro usados para las soldaduras HM y HG fueron ER9016-B3 y ER 309-16, respectivamente. La composición química nominal de los electrodos en por ciento en peso para ER9016-B3 fue 2.3Cr, 1.02Mo, 0.4Si, 0.07C, 0.006P, 0.004S y para ER 309-16 fue 23.87Cr, 12.51Ni, 0.41Si, 0.08C, 0.02P y 0.003S [37].

Las dimensiones de las muestras para soldadura fueron 160 mm x 120 mm x 13 mm con un bisel en V de 6 mm de profundidad y 3 mm de raíz. El proceso de soldadura por arco metálico protegido (SMAW) fue utilizado para este experimento. Cuatro pasos de soldadura o cordones fueron necesarios para cubrir completamente la junta. La tabla 2.3 muestra los parámetros de soldaduras empleados en el estudio.

Tabla 2.3. Parámetros de soldadura utilizados en el experimento [37].

Corriente (A)	110
Voltaje (V)	23
Velocidad de avance (mm/min)	150
Numero de pasos	4
Temperatura de precalentamiento e interpasos	250
Precalentamiento posterior a la soldadura (°C/1 h)	250
PWHT (°C/1 h)	690

La figura 2.21 muestra las dimensiones de las muestras para el ensayo de tensión.

TESIS CON FALLA DE ORIGEN

Comportamiento de la soldadura en servicio

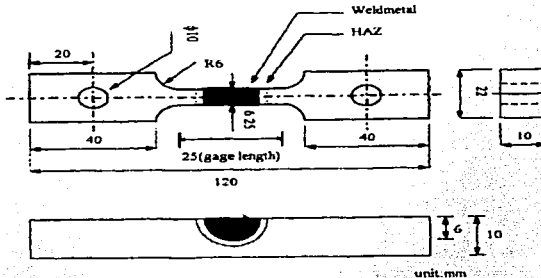


Figura 2.21. Esquema que muestra las dimensiones de las muestras empleadas en el ensayo de tensión [37].

El ensayo CERT fue cuidadosamente conducido en el laboratorio en una solución saturada con H_2S y con una velocidad de deformación constante $5 \times 10^{-6} s^{-1}$. Para asegurar una concentración alta de H_2S , la solución fue deaerada con N_2 por 1 hora y posteriormente burbujeada con H_2S de manera continua. Una parte fundamental en el éxito de los procedimientos experimentales es determinar la microestructura de las piezas o muestras, estas microestructuras a su vez determinan las características mecánicas de los materiales. Dichas mediciones de microdureza, en escala Vickers, se realizaron a lo largo de la línea de fusión entre el metal de soldadura y la zona afectada por el calor (HAZ). Para el ataque o revelado de la microestructura, fue necesaria una solución de nital al 5 %. Esta condición para el revelado de la microestructura, solamente funciona para las muestras HM, sin embargo una solución más corrosiva u oxidante (45 cc HCL + 15 cc HNO_3 + 20 cc CH_3OH) es necesaria para revelar la microestructura para la soldadura HG.

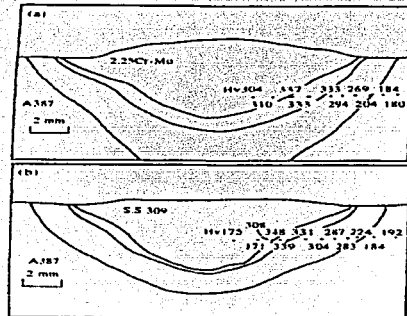
Después del ensayo de tensión, las muestras fracturadas fueron lavadas con una mezcla ácida para eliminar productos de corrosión en la superficie. Observaciones de Luis Miguel Rios Castellanos

M. en C. Imelda Velázquez Montes
69

fractografía fueron realizadas a través de SEM/EDAX. Además la composición química cercana a la línea de fusión fue analizada por EPMA.

Los experimentos arrojaron los resultados de dureza, ensayo de tensión, metalografía y fractografía, bajo diferentes condiciones de soldadura, características de las uniones y tratamientos térmicos antes y después de la soldadura.

La figura 2.22 muestra la distribución de los resultados de microdureza. Los valores de dureza fueron bajos para HG comparando con HM.

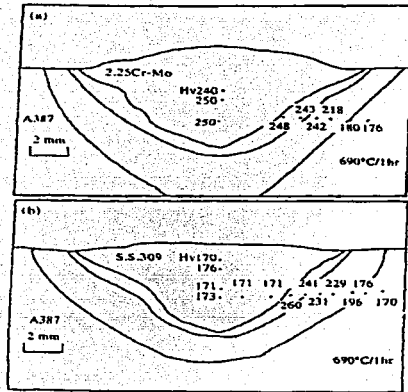


TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Figura 2.22. Diagrama que muestra la distribución de la microdureza en la soldadura. (a) soldadura HM, (b) soldadura HG [37].

Sin tener en cuenta la composición química de la soldadura, el valor promedio de dureza fue (HV=340) localizada en CGHAZ. En ambos casos los valores de dureza decrecen con el incremento de la distancia a partir de la línea central de la fusión al metal base. En el caso de la soldadura HM con tratamiento térmico a 690°C/1 h, la dureza en la soldadura y HAZ obviamente decrecen como se observa en la figura 2.22(a). La

soldadura HG también experimentó una caída en los valores de dureza en HAZ después del PWHT, figura 2.23(b).



TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Figura 2.23. Diagrama que muestra la distribución de la microdureza en las soldaduras después de PWHT. (a) soldadura HM, (b) soldadura HG [37].

La metalografía reveló lo siguiente. Las temperaturas de precalentamiento e interpasos fueron mantenidas a 250 °C durante todo el proceso de soldadura. Al término del proceso, la temperatura de 250 °C se mantuvo por alrededor de una hora para evitar el agrietamiento en frío. Una consecuencia de mantener dicha temperatura fue que el metal de soldadura y HAZ presentó la siguiente microestructura: bainita fina y martensita autorevenida para la soldadura HM. La microestructura del metal base fue de matriz ferrítica con una dispersión uniforme de carburos. A pesar de los materiales que se utilizaron como aporte, la HAZ en el acero 2.25Cr-Mo tiene microestructuras similares si

se experimentan los mismos ciclos térmicos en la soldadura y la línea de fusión no contiene algún tipo de precipitados.

Tanto la observación óptica como con SEM indican la formación de carburos en la frontera de la línea de fusión después del PWHT. Los precipitados, usando EDS, fueron identificados en su mayoría como carburos de cromo.

A continuación la tabla 2.4 presenta las propiedades de tensión de la placa y la soldadura las cuales fueron realizadas en condiciones de temperatura y presión normales y al aire.

Tabla 2.4. Propiedades de tensión de la placa y soldaduras realizadas bajo condiciones normales [37].

Propiedades	Materiales		Soldadura	Soldadura	PWHT	PWHT	PWHT
	A	387					
U.T.S (MPa)	542.9		531.1	530.2	518.4	516.5	515.5
Elongación (%)	41.0		26.2	31.8	40.7	26.6	32.2
Reducción de área (%)	68.9		68.3	64.3	69.6	69.3	65.1
Localización de fractura	-		MB	MB	-	MB	MB

U.T.S = Ultimate Tensile Strength (Resistencia máxima a la tensión)

PWHT = Tratamiento térmico posterior a la soldadura

BM = Metal Base.

Para la soldadura HM, el metal base fue la región más suave en toda la soldadura. En consecuencia, todas las soldaduras en esta región son débiles durante el ensayo de tensión. La soldadura HG muestra bajos valores de dureza en el metal de soldadura, endurecimiento por deformación y ruptura en el metal base. La baja resistencia a la fluencia con el depósito de acero inoxidable en HG causó considerable deformación en la soldadura. Además, la resistencia disminuyó ligeramente con el tratamiento térmico a 690°C/1 h. La siguiente tabla (No. 2.5) presenta las propiedades de tensión de la placa de acero y la soldadura realizadas a las muestras que fueron sometidas a una solución saturada con H₂S.

Tabla 2.5. Propiedades de tensión de las placas de acero y soldadura realizadas a muestras expuestas a una solución saturada con H₂S [37].

Propiedades	Materiales					
	A 387 Base	Soldadura HM	Soldadura HG	PWHT A 387	PWHT HM	PWHT HG
U.T.S (MPa)	546.8	404.7	411.6	492.9	521.4	412.6
Elongación (%)	14.8	12.6	9.18	15.8	13.3	9.72
Reducción de área (%)	15.4	6.4	5.3	16.2	13.2	8.3
Localización de la fractura	-	CGHAZ	CGHAZ	-	CGHAZ	CGHAZ

U.T.S = Ultimate Tensile Strength

PWHT = Tratamiento térmico posterior a la soldadura

CGHAZ = Coarse-grained HAZ.

En contraste con los ensayos bajo condiciones normales, las muestras expuestas a una solución saturada con H₂S muestran una significativa diferencia no únicamente en las propiedades mecánicas sino también en la localización de la fractura. En todas las muestras con soldadura HG, la resistencia a la tensión y la ductilidad decreció en ambientes con H₂S. Prueba de ello, el porcentaje de reducción de área indicó claramente la pobre ductilidad en la soldadura HG. En general la falla en todas las soldaduras HG fue iniciada por una grieta macroscópica que se propagó a lo largo de la línea de fusión independiente del PWHT.

Las superficies de fracturas de las placas de acero 2.25Cr-Mo, con o sin PWHT, muestran fractura dúctil. Cercana a la superficie se presentó una tendencia al ataque por hidrógeno donde se inició la grieta. Sin tener en cuenta el PWHT, la grieta se inició en CGHAZ y fue la región más propensa a la fragilización por hidrógeno que en otras regiones. Después del PWHT a 609 °C/1 h, las soldaduras HG sometidas a H₂S muestran también propiedades de tensión inferiores. Aquí las grietas se inician en CGHAZ y se propagan a lo largo de la soldadura hasta la línea de fusión, mostrando también susceptibilidad a la fragilización por hidrógeno.

La tabla 2.6 muestra la composición química de varias regiones de la soldadura y que corresponden a la posición del indentador.

Tabla 2.6. Composición química [37]

Posición	Composición (wt %)					
	Cr	Mn	Ni	Mo	Si	Fe
A	2.47	0.59	0.03	0.93	0.18	Bal.
B	2.42	0.59	0.27	0.8	0.28	Bal.
C	17.63	1.24	8.52	0.34	0.38	Bal.
D	22.1	1.77	12.04	0.16	0.53	Bal.

Los contenidos bajos de cromo y níquel en cada región promoverán la formación de martensita de acuerdo con las mediciones de microdureza como lo muestra la figura 2.23. En el caso de la soldadura HG, después del PWHT, la grieta creció predominantemente a lo largo de la línea de fusión, donde una considerable cantidad de carburos fue observada. La difusión de carbono a partir del acero 2.25Cr-Mo hacia el depósito de acero inoxidable de la soldadura HG causó la precipitación de carburos de cromo a lo largo de la línea de fusión posterior al PWHT.

La fractura reveló en su mayoría fractura intragranular en CGHAZ. Los resultados entonces indican una región diluida en la soldadura que reveló fractura frágil transgranular.

Por lo tanto, las placas de acero A387 expuestas a una solución saturada de H₂S revelaron insignificante declinación en la resistencia y una drástica disminución en la ductilidad compara con el mismo ensayo pero en condiciones normales. El efecto PWHT en la placa de acero, el cual consistió en la precipitación de carburos de cromo en una matriz ferrítica fue insignificante en las propiedades de tensión. Las propiedades de tensión de las soldaduras HM en ambientes que contenían H₂S podrían mejorarse con PWHT a 609 °C/1 h. En CGHAZ fueron los sitios donde se iniciaron las grietas para propiciar SSCC y fueron propensas a fragilización por hidrógeno que en otras regiones. La soldadura HG, con o sin PWHT, exhiben propiedades de tensión inferiores. Después

del tratamiento en una soldadura HG, una grieta se extendió a lo largo de la línea de fusión donde se encontraron una gran cantidad de carburos precipitados.

2.4. Resistencia a la corrosión inducida por esfuerzos de un acero de la serie WDL y su soldabilidad [56].

La serie de aceros WDL es una nueva generación de aceros de baja aleación con alta resistencia. Tienen alta resistencia mecánica, buena ductilidad y excelente soldabilidad. Las placas de espesor $t \leq 50$ mm no conducen al agrietamiento de la soldadura en frío sin precalentamiento, o con ligero precalentamiento antes de la soldadura. Las placas de espesor $t \leq 38$ mm no requieren de alivio de esfuerzos por recocido "SR: Stress Relief" después de la soldadura. Estos aceros, WDL, son un material ideal para la manufactura de recipientes a presión a gran escala, utilizados en estaciones de generación de energía "hydraulic power station pressure pipes", plataformas petroquímicas y maquinaria pesada sometida a condiciones severas de trabajo.

Las tablas 2.7 y 2.8 muestran la composición química y propiedades mecánicas de los aceros WDL [57].

Tabla 2.7. Composición química.

Grado	Composición (wt%)										
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	B	Pcm*
WDL610D	≤0.09	0.15-0.40	1.20-1.60	≤0.030	≤0.020	≤0.30	0.10-0.30	0.10-0.30	0.020-0.060	≤0.0030	≤0.20
WDL610E	≤0.09	0.15-0.40	1.20-1.60	≤0.025	≤0.015	0.20-0.50	0.10-0.30	0.10-0.30	0.020-0.060	≤0.0030	≤0.21
WDL570D	≤0.11	0.15-0.40	1.20-1.60	≤0.030	≤0.020	≤0.30	≤0.30	≤0.30	0.020-0.060	≤0.0030	-
WDL570E	≤0.11	0.15-0.40	1.20-1.60	≤0.030	≤0.020	≤0.30	≤0.30	≤0.30	0.020-0.060	≤0.0030	-

Pcm* = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B(%)

Tabla 2.8. Propiedades mecánicas.

Grado	Espesor (mm)	YP* (MPa)	Propiedades Mecánicas			Ensayo de impacto (°C)	Akv*** (J)	Doblez b=2a, 180°
			TS** (MPa)	δ_5 (%)				
WDL610D	16-50	≥490	610-740	≥17	-20	≥47	d=3a	
WDL610E	16-50	≥490	610-740	≥17	-40	≥47	d=3a	
WDL570D	16-50	≥490	570-720	≥17	-20	≥47	d=3a	
WDL570E	16-50	≥490	570-720	≥17	-40	≥47	d=3a	

*YP = Resistencia a la fluencia.

**TS = Resistencia máxima a la tensión.

***Akv = Energía absorbida por el material durante el ensayo de impacto.

En investigaciones de tipo experimental, también se requirió de muestras de esta serie de aceros, WDL, donde las muestras fueron unidas a través de soldadura y no requirieron de precalentamiento, la temperatura en cada paso de soldadura fue 150-200 °C. La temperatura para SR fue 570°C ± 15°C.

Para evaluar la soldabilidad las muestras se sometieron al ensayo de impacto Charpy a la temperatura de -40°C. La tabla 2.9 muestra los resultados.

Tabla 2.9. Resultados del ensayo de impacto a -40°C en diferentes posiciones de soldadura [56].

Posición de la soldadura	Condición de la placa	Energía (kJ/cm)	-40°C (J)					
			Soldadura	HAZ				
Plana	Soldada	17-20	101	126	110	177	154	169
Plana	Soldada + SR	17-20	128	160	144	128	184	188
Horizontal	Soldada + SR	15-17	90	90	132	-	-	-
Vertical	Soldada	29-34	68	85	120	180	170	162
Vertical	Soldada + SR	29-34	87	60	76	119	112	154
Sobre cabeza	Soldada	30-33	88	60	64	56	56	64
Sobre cabeza	Soldada + SR	30-33	47	39	47	41	63	80

Esta prueba de impacto se realizó en HAZ a diferentes temperaturas. Los resultados de la prueba aparecen en la tabla 2.10.

Tabla 2.10. Resultados del ensayo de impacto Charpy a una serie de juntas soldadas a diferentes temperaturas (44 mm de espesor) [56].

Condición de la muestra	Temperatura experimental (°C)	Impacto Akv (J)			Tamaño de la expansión (mm)			Cristal sección (%)		
Soldada	RT	208	199	182	2.13	2.10	2.08	0	0	0
	0	236	156	236	2.21	1.73	2.19	0	12	0
	-20	172	202	199	1.84	2.00	2.01	9	5	0
	-40	177	154	169	1.82	1.65	1.71	23	48	32
	-50	189	172	96	1.93	1.78	1.12	34	39	50
	-60	72	115	104	0.91	1.43	1.36	62	55	59
	-80	141	42	168	1.39	0.53	1.46	42	63	38
Soldada + SR por 2 h	RT	208	212	226	1.91	2.10	2.01	0	0	0
	0	215	220	200	2.12	2.15	1.98	0	4	0
	-20	208	182	164	1.99	1.88	1.79	6	18	26
	-40	184	188	122	1.83	1.87	1.67	29	31	47
	-50	200	180	56	1.95	1.81	0.71	24	39	46
	-60	48	158	168	0.57	1.60	1.74	68	49	43
	-80	41	64	52	0.54	0.86	0.63	79	71	77

Cuando se emplea algún proceso de soldadura, en donde se desea incrementar la calidad de la soldadura se utilizan ensayos no destructivos para determinar la presencia de defectos en la misma. Este caso no fue la excepción. La temperatura de transición a diferentes uniones con soldadura y diferentes condiciones en HAZ se muestran en la tabla 2.11.

Tabla 2.11. Resultados de los ensayos no destructivos [56].

Espesor (mm)	Posición del muesca V	Tipo de ranura	Condición de la muestra	Tipo de muestra	Energía de impacto (J)	NDT* (°C)
38	HAZ	Doble V	Soldada	P-2	400-450	-60
			Soldada + SR	P-2	400-450	-60
			Soldada	P-2	400-450	-35
			Soldada + SR	P-2	400-450	-35
44	Metal de soldadura	Doble V	Soldada	P-2	400-450	-55
			Soldada + SR	P-2	400-450	-45
			Soldada + 2-SR	P-2	400-450	-45

* Non Destructive Test.

La corrosión inducida por esfuerzos siempre será causa de defectos y problemas en los aceros cuando éstos han sido manufacturados bajo algún proceso de soldadura.

Generalmente los aceros están expuestos a condiciones de oxidación severas y esta condición es una de las tres que se requieren para la corrosión inducida por esfuerzos. Existe una prueba en la cual los recipientes a presión pueden ser llenados con una solución de H_2S , el cual tiende a causar corrosión inducida por esfuerzos (SCC). Los aceros de alta resistencia ($\sigma_b \leq 570$ MPa) son muy sensibles a este tipo de ataque. Cuando la densidad de H_2S es $\leq 0.005\%$, los aceros no requieren de SR, pero si la densidad es $0.005\%-0.010\%$, los aceros deben ser SR, y cuando es $> 0.01\%$ los aceros no deben ser utilizados.

Para determinar si los aceros pertenecientes a estas series pueden ser usados en recipientes a presión, los ensayos deben estar avalados por los estándares: ensayos de tensión a esfuerzos constantes "CSTT: Constant Stress Tension Test", "SSBT: Simple Supporting Beam Test", ensayo a desplazamiento constante de aceros WOL "CDWOLT: Constant Displacement WOL Test". Los resultados de dichos ensayos se muestran en la tabla 2.12.

Tabla 2.12. Resultados de la resistencia a la corrosión inducida por esfuerzos en H_2S [56].

Posición	Grado	Espesor (mm)	YP (MPa)	σ_{th}/σ_s	Sc (MPa)	K_{ecc} (mm ^{1/2})
Metal base	WDL610D	24	550	-	1360	3.0
	WDL610D	36	590	0.69	965	2.5
	WDL610D	38	570	0.59	-	-
	WDL610E	44	550	0.87	1850	-
	WEL-TEN62CF	36	580	0.36	-	2.4
Soldadura	WDL610D	36	-	0.61	-	2.9
	WDL610D	38	-	-	1170	-
	WEL-TEN62CF	36	-	0.69	940	2.6
Forja	08MnNiCrMo VD	-	540	0.54	-	2.8
	Standard	-	-	≥ 0.45	≥ 830	≥ 1.5

Algunas de las aplicaciones a las cuales son sometidas esta serie de aceros son como recipientes a presión y tuberías en estaciones hidráulicas y maquinaria pesada bajo condiciones severas de servicio.

Comportamiento de la soldadura en servicio

Los aceros de la serie WDL son utilizados en diferentes condiciones de servicio, tanto a elevadas y bajas temperaturas. Su buena soldabilidad y resistencia a la corrosión inducidos por esfuerzos les permite ser usados en diferentes áreas de aplicación.

CAPITULO III. ESFUERZOS RESIDUALES PRESENTES EN LA SOLDADURA.

3.1. Formación de esfuerzos residuales.

Los esfuerzos residuales [58], también referidos como esfuerzos internos, son esfuerzos que existen en un cuerpo después de que todas las cargas han sido removidas. Los esfuerzos residuales también ocurren cuando un cuerpo está sujeto a cambios de temperatura no uniformes; estos esfuerzos son llamados esfuerzos térmicos. La intensidad de los esfuerzos es expresada en cargas o fuerza por unidad de área como Newton por metro cuadrado (N/m^2) o pascales (Pa), kilogramos fuerza por milímetro cuadrado (kg/mm^2) o libras por pulgada cuadrada (psi).

Los esfuerzos residuales en estructuras metálicas ocurren por muchas razones durante algunas etapas de manufactura incluyendo colada, laminado, corte, forja, maquinado y esmerilado. Los tratamientos térmicos en varias etapas también influyen en los esfuerzos residuales. Por ejemplo, los tratamientos por temple producen esfuerzos residuales, mientras que los tratamientos de alivio de esfuerzos reducen éstos.

En resumen, algunas características básicas de los esfuerzos residuales son:

- El movimiento del metal durante la soldadura (expansión) es opuesto a la distorsión.
- La soldadura es completada en un pequeño período (en algunos minutos), mientras que los esfuerzos residuales toman tiempo en desarrollarse completamente (30 minutos a 1 hora).
- Debido a que la mayoría de las deformaciones no elásticas que causan esfuerzos residuales son producidas durante el proceso de soldadura deben realizarse acciones que durante la soldadura tengan absoluto control y reducir los esfuerzos residuales.

3.2. Técnicas para la medición de esfuerzos residuales.

Muchas técnicas han sido utilizadas para la medición de esfuerzos residuales en metales [59-61]. A continuación se enlista la mayoría de las técnicas de medición disponibles y su clasificación:

- Técnicas de relajación de esfuerzos.
- Técnicas de difracción de rayos X.
- Técnicas usando propiedades sensitivas de esfuerzos.
- Técnicas de agrietamiento.

3.3. Magnitud y distribución de los esfuerzos residuales en las soldaduras.

3.3.1. Esfuerzos residuales en soldadura.

Los esfuerzos residuales pueden ser clasificados como (1) esfuerzos producidos por desigual estructural o reemplazo y (2) esfuerzos producidos por una desigual distribución de deformación no elástica. El mismo método de clasificación es aplicable a esfuerzos residuales en soldaduras: (1) esfuerzos de reacción causados cuando la soldadura es restringida externamente y (2) esfuerzos residuales producidos sin restricción de la soldadura.

3.4. Efecto de los esfuerzos residuales en el comportamiento de las estructuras soldadas en servicio.

Los altos esfuerzos de tensión en áreas cercanas al depósito pueden causar fallas prematuras en las estructuras soldadas bajo ciertas condiciones. Basados en muchos

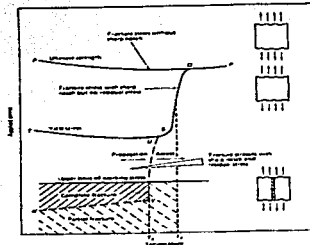
análisis, el efecto de los esfuerzos residuales en la soldadura se enlista de la siguiente manera:

- Los esfuerzos residuales en el desempeño de estructuras soldadas son significantes únicamente para fenómenos que ocurren bajo la aplicación de esfuerzos de baja escala, como fractura frágil y corrosión inducida por esfuerzos (SCC).
- Como el nivel de esfuerzos aplicados se incrementa, el efecto de los esfuerzos residuales decrece.
- El efecto de los esfuerzos residuales en el desempeño de estructuras soldadas es insignificante bajo la aplicación de esfuerzos mayores a los esfuerzos de fluencia.
- Los esfuerzos residuales tienden a disminuir después de repetir cierto número de cargas.

3.5. Efecto de los esfuerzos residuales en la fractura frágil de estructuras sometidas a soldadura.

Extensos estudios han sido conducidos en los efectos de los esfuerzos residuales en la fractura frágil en construcciones de acero a través de procesos de soldadura [58, 62]. Los investigadores han observado diferencias entre los datos obtenidos a partir de fracturas frágiles en barcos y otras estructuras y los datos experimentales obtenidos con muestras en el laboratorio. De hecho la estructura de las fracturas fue observada cuando ocurren esfuerzos rápidos por debajo de esfuerzos de fluencia de los materiales. Bajo ciertas condiciones de ensayo, la fractura de las muestras ocurre siempre aunque la magnitud de los esfuerzos aplicados estuvo muy por debajo del esfuerzo de fluencia de material.

La figura 3.1 muestra las resistencias a las fracturas generales de soldaduras en muestras de aceros de bajo carbono a varias temperaturas y el efecto de la forma en la muesca y los esfuerzos residuales en la resistencia a la fractura.



TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Figura 3.1. Efecto de la forma de la muesca y los esfuerzos residuales en la resistencia a la fractura [58].

Cuando las muestras no presentan alguna forma en la muesca, la fractura ocurre en la resistencia máxima del material cuando el ensayo es a cierta temperatura, como lo muestra la curva PQR. Cuando una muestra contiene muesca (pero sin esfuerzos residuales) la fractura ocurre en los esfuerzos que muestra la curva PQST. Cuando la temperatura es superior a la de transición (T_t) una fractura a alta energía (cizallamiento o cortante) ocurre a altos esfuerzos. Cuando la temperatura está por debajo de T_t la fractura presenta cambios de tipo baja energía (cleavage) y los esfuerzos en la fractura decrecen cercanos a los esfuerzos de fluencia.

Estas fracturas pueden ocurrir cuando la muesca se encuentra localizada en áreas donde existen altos esfuerzos residuales. En temperaturas mayores a la de transición, el esfuerzo de fractura es igual a la resistencia máxima (curva PQR). Los esfuerzos no tienen efecto en la resistencia a la fractura. A temperaturas por debajo de T_t , pero mayores

a la temperatura de "crack-arrested" (T_a), una grieta puede iniciarse a bajos esfuerzos pero se detendrá. A temperaturas por debajo de T_a , uno de dos fenómenos puede ocurrir, dependiendo del nivel de esfuerzos para iniciar la fractura:

- Si el esfuerzo está por debajo de los esfuerzos críticos (VW), la grieta se detendrá después de avanzar una pequeña distancia; la fractura completa ocurrirá en el esfuerzo de fluencia (ST).
- Si los esfuerzos para iniciar una fractura son elevados en comparación a VW, la fractura completa ocurrirá en la soldadura.

3.6. Efecto de los tratamientos de alivio de esfuerzos.

Los esfuerzos residuales en las soldaduras pueden ser reducidos por la generación de deformación plástica en cierta distribución y cantidad. Esta deformación puede ser aplicada de manera mecánica, térmica o por una combinación de ambos a través de ciertos métodos. La técnica más utilizada se denomina tratamiento de alivio de esfuerzos, donde la pieza que ha sido sometida a algún proceso de soldadura es introducida a un horno o se colocan calentadores de manera local por cierto periodo de tiempo a una temperatura específica, dependiendo del tipo de material y espesor y posteriormente es enfriada lentamente. Por ejemplo, para aceros de bajo carbono, el rango de temperaturas para el alivio de esfuerzos es de 595 a 650 °C (1100 a 1200 °C).

3.7. Efecto de los esfuerzos residuales en la fractura por fatiga en estructuras soldadas.

Muchos investigadores han reportado que la resistencia a la fatiga (número de ciclos para fractura bajo cierta carga) se incrementa cuando las muestras presentan esfuerzos residuales de compresión [59, 63-65]. Debido a que las grietas se originan en la superficie es importante que ésta tenga una buena calidad para obtener buena resistencia a la fatiga.

3.8. Efecto del medio ambiente corrosivo.

Cuando las estructuras no están sometidas a cargas externas, el agrietamiento puede ocurrir en soldaduras cuando el material es fragilizado por la exposición a ciertos ambientes y esfuerzos residuales presentes.

La corrosión inducida por esfuerzos (SCC) es un tipo de fractura frágil que ocurre en un material expuesto a ciertos ambientes; no debe confundirse con otros tipos de ataque localizado, ya sea picadura, ataque galvánico, corrosión intergranular o cavitación [59, 65]. La SCC ha sido observada en un número de aleaciones ferrosas y no ferrosas expuestas a ciertos ambientes (Apéndice A).

Las aleaciones de alta resistencia son sensibles a la difusión de hidrógeno atómico. Muchas grietas en soldaduras son causadas por hidrógeno que es introducido durante los procesos de soldadura o que esté presente en el metal base. El agrietamiento inducido por hidrógeno en soldaduras en varios aceros ha sido estudiado y se han realizado intentos para desarrollar una técnica para determinar los esfuerzos residuales en una soldadura observando el desarrollo de grietas inducidas por hidrógeno [58].

3.9. Tratamientos térmicos en soldaduras.

Los tratamientos térmicos son necesarios en algunas ocasiones para mantener o restaurar las propiedades del metal base afectado por el calentamiento de la soldadura. Los tratamientos térmicos pueden también afectar las propiedades en el metal de soldadura. Los cambios en el metal base, soldadura y zona afectada por el calentamiento (HAZ) son determinados por muchos factores, incluyendo temperatura, tiempo, velocidad de enfriamiento y espesor del material [58, 66].

3.9.1. Precalentamiento.

El precalentamiento es el tratamiento térmico más común aplicado a los materiales que serán sometidos a algún proceso de soldadura. Proponer este tratamiento puede minimizar los esfuerzos residuales que normalmente ocurrirían durante la soldadura como resultado del bajo nivel en gradientes térmicos alrededor de la soldadura. El precalentamiento también tiene el efecto benéfico en aceros para reducir la tenacidad para la formación de HAZ y agrietamiento de la soldadura.

3.9.2. Tratamientos térmicos posteriores a la soldadura.

Una correcta ejecución del tratamiento térmico posterior a la soldadura resulta en propiedades mecánicas uniformes y reducción de los esfuerzos residuales. Los efectos del tiempo y la temperatura de alivio de esfuerzos en esfuerzos residuales se muestran en la figura 3.2(a) y 3.2(b), respectivamente [66]. Cuando el espesor de las soldaduras

requiere un maquinado posterior a la soldadura, un tratamiento de alivio de esfuerzos es necesario para conseguir una tolerancia normal en el maquinado.

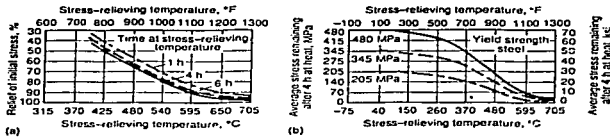


Figura 3.2. Efecto de la temperatura y tiempo en el tratamiento de alivio de esfuerzos.

3.10. Determinación experimental de esfuerzos residuales en un tubo de acero al carbono con recubrimiento de soldadura [67].

Los tubos de metal o aleaciones en el interior de calderas son componentes en recipientes a presión. Muchos de los metales en tuberías son de acero al carbono, pero debido a que la atmósfera en el interior de las calderas es absolutamente corrosiva, los tubos de ciertos materiales compuestos, esto es, acero inoxidable "SS: Stainless Steel" en aceros al carbono usadas en algunas áreas para proveer de resistencia adicional a la corrosión [69]. El uso de tubos compuestos ha solucionado mucho de los problemas de corrosión experimentados en servicio que presentan considerable agrietamiento en las capas de SS. Las observaciones metalográficas indican que las grietas se inician en la superficie externa y penetran a través de la capa de acero inoxidable. Generalmente, las grietas se detienen en o antes de la intercara entre el tubo de acero al carbono y la capa de acero inoxidable. Sin embargo, existen también casos donde las grietas se propagan a lo largo de la intercara impidiendo la transferencia de calor y produciendo "crevice" donde la corrosión puede ser atrapada. Ha ocurrido en ciertos casos delaminación y rompimiento

en las capas de la soldadura, resultando en la exposición del acero a la atmósfera de la caldera. El mecanismo de agrietamiento está sujeto estudio multidisciplinario [68].

Los tubos compuestos son normalmente fabricados por co-extrucción a elevadas temperaturas, seguido por una reducción en frío y recocido [69]. Recientemente, ha existido interés en procesos alternos de manufactura, donde las capas de SS resisten a la corrosión aplicadas a aceros al carbono por procesos de soldadura. Ciertas experiencias con tubos en el interior de calderas cubiertas de SS con soldadura [69] muestran menor frecuencia al agrietamiento.

La figura 3.3 muestra una sección del tubo fabricado con depósito continuo de SS.

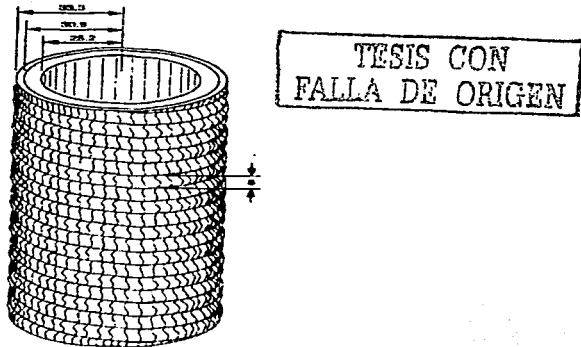


Figura 3.3. Esquema de una muestra de tubo con soldadura [67].

Este proceso de soldadura puede ser automatizado proporcionando grandes rendimientos para reducir costos y por lo tanto ha tenido especial atención.

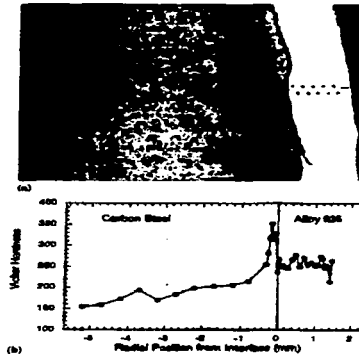
Una cuestión fundamental asociada con la soldadura de tubos recubiertos es que grandes esfuerzos residuales de tensión están presentes en la contracción térmica del cordón de soldadura después del depósito. Los esfuerzos residuales de tensión en la capa de soldadura pueden causar degradación por corrosión inducida por esfuerzos (SCC) y contribuyen a la fatiga térmica cuando los tubos están sujetos a ciclos térmicos. Existe una necesidad de cuantificar y minimizar estos esfuerzos residuales. Ahora se describen mediciones a través del método de difracción por rayos X de los esfuerzos residuales en el tubo con soldadura. También se analizó para evaluar el efecto de tratamientos térmicos en los esfuerzos residuales en un tubo recocido a 900°C [67].

3.10.1. Preparación de las muestras y caracterización de la microestructura.

Los tubos presentaron una capa de un material no ferroso que fue depositado con algún proceso de soldadura. El material fue un tubo de acero al carbono SA-210 y el depósito fue una aleación 625 base níquel. El proceso de soldadura consistió de dos pasos. El primer paso, una capa de material de aporte 625 depositada en dirección radial usando un proceso automático (GMAW). El segundo paso, también por proceso automático (GTAW) fue utilizado pero sin material de aporte. El tubo fue enfriado con agua durante todo el proceso de soldadura y se aplicó precalentamiento. El producto terminado fue aproximadamente de 10 ft de longitud y una sección de éste fue utilizada para el análisis de esfuerzos residuales. La longitud de la muestra fue aproximadamente cuatro veces el diámetro del tubo. Para evaluar el alivio de esfuerzos por tratamiento térmico, una muestra similar preparada fue recocida a 900°C por 20 minutos y analizada con difracción de rayos X.

La figura 3.4(a) es una fotomicrografía que muestra una sección de la soldadura bajo estudio. La intercara entre el acero al carbono y la capa de soldadura es fácilmente discernida a partir de la micrografía. La intercara no es absolutamente uniforme, presumiblemente debido a la penetración por la capa de soldadura. La capa de soldadura tiene estructura dendrítica con granos largos (algunos mayores a $100\ \mu\text{m}$) mientras que el acero al carbono es de grano fino. La micrografía también revela la zona afectada por el calentamiento (HAZ) la cual se extiende alrededor de 1.5 mm hacia el acero al carbono. La muestra recocida presenta microestructura similar. La estructura dendrítica también existe y no hay cambios en el tamaño de grano. El acero al carbono, por otro lado, muestra una ligera reducción del tamaño de grano indicando recristalización durante el recocido. Esto es consistente con la temperatura de recocido (760°C) del acero SA-210 [70, 71]. La temperatura de recocido de la aleación base níquel 625 es a 980°C que es mayor en comparación a la temperatura del tratamiento térmico [72]. Así no existen cambios en la microestructura. En este sentido, a 900°C únicamente el acero fue realmente recocido.

Los resultados del ensayo de microdureza son mostrados en la figura 3.4(b). En general, la capa de soldadura y HAZ, en el acero, muestra alta dureza en comparación al resto del tubo. En suma, los valores de dureza oscilan (200 VHN a 300 VHN) con una profundidad de 0.2 mm a partir de la intercara en HAZ del acero. Después del recocido, la dureza algo uniforme en toda la capa de SS y el valor fue aproximadamente a 125 VHN. En contraste, la capa de soldadura no mostró cambios en la dureza antes y después del tratamiento térmico.



TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Figura 3.4. (a) Microfotografía que muestra la intercara de la soldadura y el tubo; (b) Microdureza como una función de la posición radial a partir de la intercara (100 g de carga) [67].

3.10.2. Mediciones a través de la técnica de difracción por rayos X.

El principio para determinar los esfuerzos residuales usando el método de difracción por rayos X ha sido descrito previamente por muchos autores [73-75]. En este método, la medición en la posición angular de un o más picos de difracción, a partir del cual el espacio de la red interplanar está determinado usando la ley de Bragg,

$$\lambda = 2d \sin \theta \quad (3.1)$$

donde λ es la longitud de onda, d y 2θ son, respectivamente, el espaciamiento de la red y el ángulo de difracción de interés. La deformación de la red es obtenida entonces usando la ecuación,

$$\varepsilon = \frac{d - d_0}{d_0} \quad (3.2)$$

donde d_0 es el espaciamento de la red sin esfuerzos. A partir de la medición de la deformación residual, los esfuerzos residuales son derivados usando la ley de Hook y apropiadas constantes elásticas.

Las mediciones a través de la difracción por rayos X fueron realizadas a través de cierto Instrumento Ideal para las mediciones y los detalles se describen en el siguiente artículo [76].

Para el acero al carbono, la reflexión bcc (2 1 1) fue usada para determinar la deformación. Para la capa de la soldadura, la reflexión fcc (3 1 1) también fue utilizada. El ángulo de la difracción nominal para estas dos reflexiones fueron 80.9° y 88.8°, respectivamente. Cada perfil de difracción registrada fue trazado en una gráfica como una función Gaussiana relacionando la posición, ancho e intensidad.

Para asegurar que los valores de deformación obtenidos son representativos, el perfil de deformación radial fue determinado para cuatro ángulos y la deformación "hoop" fue determinada en dos ángulos en partes opuestas del tubo. Debido al pequeño volumen a muestrear y por lo tanto el tiempo requerido para esta medición geométrica fue medido únicamente en una posición angular.

Las deformaciones residuales determinadas experimentalmente se muestran en la figura 3.5.

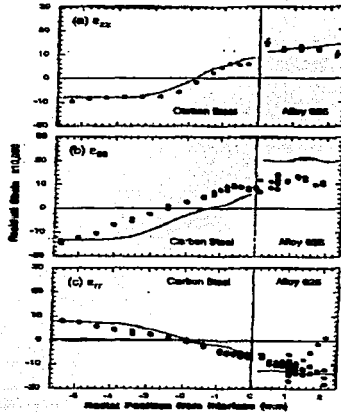


Figura 3.5. Deformaciones residuales determinadas experimentalmente como una función de la posición radial a partir de la intercara [67].

La figura 3.5 muestra los datos obtenidos a diferentes posiciones angulares [77, 78]. En dirección radial las deformaciones en el acero varían poco de una posición a otra. Por otro lado, las deformaciones en la capa de soldadura muestran una significativa dispersión como una función de la posición angular. Para ilustrar este punto, la figura 3.6 muestra los datos de deformación "hoop" obtenidos a 0.7 mm y 1.0 mm de la intercara acero y depósito, respectivamente.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

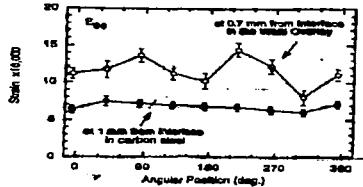


Figura 3.6. Datos de la deformación hoop como una función de la posición radial a 0.7 y 1.00 mm a partir de la intercara en el acero al carbono y la capa de soldadura [67].

Los esfuerzos residuales en cada material fueron derivados de las mediciones de deformación usando las siguientes constantes elásticas: $E = 210$ GPa y $\nu = 0.28$ para la reflexión (2 1 1) del acero [79]; $E = 184$ GPa y $\nu = 0.29$ para la reflexión (3 1 1) para la aleación 625 [72,80].

Excepto para ϵ_{zz} el cual fue medido únicamente en una posición angular y el promedio de los valores de la deformación de todas las posiciones angulares, se usaron para calcular los esfuerzos residuales. Los resultados finales se muestran en la figura 3.7.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

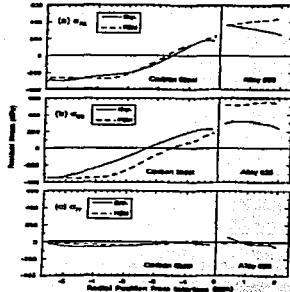


Figura 3.7. Esfuerzos residuales de la soldadura. Las líneas punteadas corresponden a cálculos a través del análisis de elemento finito [67].

El error experimental estimado fue en ± 25 MPa en el acero y ± 50 MPa en la capa de soldadura. El máximo valor de los esfuerzos es = 360 MPa.

La figura 3.8 compara los datos de la deformación "hoop" (ϵ_{θ}) obtenidos en la soldadura y en el tubo recocido. Como se puede observar, ϵ_{θ} fue reducido a casi cero al término del proceso de recocido. Grados similares de reducción fueron también observados en ϵ_{zz} y ϵ_{rr} obtenidos en el acero. Esto significa que los esfuerzos residuales desaparecen en el acero después del recocido. Intentos fueron hechos para determinar ϵ_{zz} y ϵ_{rr} en la capa de soldadura.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

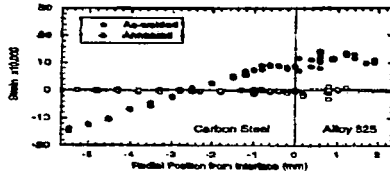


Figura 3.8. Comparación de los perfiles de deformación "hoop" obtenidos antes y después del proceso de recocido [67].

Como observación final, los valores de esfuerzos experimentales fueron balanceados usando el método de elemento finito [81,83] y programa de computación ABAQUS [82]. Los resultados de este análisis adicional confirman que los valores de esfuerzos experimentales mostrados en la figura 3.7 satisfacen muy bien las ecuaciones de equilibrio estático y las condiciones de frontera.

Note que σ_{zz} y $\sigma_{\theta\theta}$ son tensiones no únicamente en la capa de soldadura sino también en el acero que es adyacente a la intercara.

El alcance de la región de esfuerzos de tensión del acero parece ser consistente con HAZ revelado por la micrografía figura 3.4(a).

Los valores máximos de esfuerzos de tensión residuales son 220 y 360 MPa, en el acero al carbono y la capa de soldadura, respectivamente. Ambos valores representan el 70 y 75% de la resistencia a la fluencia para cada material, los cuales son 300 y 510 MPa, [70-72] respectivamente. Así el máximo valor de esfuerzo discutido aquí son esfuerzos residuales después de que los materiales han fluido.

Los grandes esfuerzos residuales en la soldadura podrían potencialmente poseer serios problemas para aplicaciones de este depósito en tubos como materiales resistentes a la corrosión. Afortunadamente, la figura 47 ilustró los esfuerzos residuales en la soldadura que puede ser reducido a casi cero por el tratamiento térmico a 900°C. Los

análisis de elemento finito fue conducido paralelamente con difracción por rayos X. El análisis puede ser usado para calcular los esfuerzos residuales en los tubos soldados aunque el objetivo es evaluar los efectos de la temperatura en los esfuerzos residuales cuando los tubos están bajo condiciones de servicio. Un modelo con geometría simétrica fue asumido, el cual simplificó el modelo y facilitó los cálculos. Las propiedades de los materiales usados en el cálculo fueron tomados de las referencias [70-72].

El cálculo de los esfuerzos y deformaciones residuales están graficadas en la figura 3.5 y figura 3.7. También el modelo reproduce muy bien los datos experimentales. En este estudio, los esfuerzos residuales en un tubo fueron medidos en su mayoría por difracción de rayos X. Sin embargo, los esfuerzos de tensión pueden ser eliminados por el recocido a 900 °C por 20 minutos. Los datos experimentales muestran que puede ser necesario compararlos con el modelo de elemento finito desarrollado para modelar los esfuerzos residuales en la capa de soldadura en tubos presentes en el interior de calderas o recipientes a presión.

3.11. Distribución de la temperatura y esfuerzos residuales debido a múltiples pasos de soldadura en un acero inoxidable tipo 304 y un acero de bajo carbono [84].

Debido a la intensa concentración de calor por parte de la fuente de la soldadura, las regiones cercanas a la línea de soldadura experimentan severos ciclos térmicos. Los ciclos térmicos son causados por el calentamiento y enfriamiento no uniforme del material, así la generación no uniforme de deformación plástica y esfuerzos residuales puede ser perjudicial en el desempeño de la soldadura, incrementando la susceptibilidad de la soldadura al daño por fatiga, corrosión inducida por esfuerzos (SCC) y fractura.

En la industria se utilizan placas de diferentes espesores y placas gruesas que son normalmente unidas por múltiples pasos de soldadura. En operaciones que requieren de cierto número de pasos, el número de ciclos térmicos que el material experimenta durante la soldadura es igual al número de pasos y en cada uno existen cambios en los esfuerzos residuales. La medición de los esfuerzos en la región adyacente a la soldadura después de cada paso es realizada con la medición de los ciclos térmicos y serán usados para entender la evolución de los esfuerzos residuales con cada paso y permitir la optimización de los procesos de soldadura.

A continuación se ejemplifica dicha distribución de los esfuerzos residuales realizada a SS AISI tipo 304 y acero de bajo carbono de espesor 6, 8 y 12 mm para estudiar la evolución de los esfuerzos residuales en cada paso de soldadura con el proceso SMAW [84]. Los valores de las propiedades de estos materiales se presentan en la tabla 3.1 [85, 86].

Tabla 3.1. Propiedades de los materiales [85, 86].

Material	Coeficiente de expansión térmica (K ⁻¹)	Conductividad térmica (W/mK)	Esfuerzo de fluencia (MPa)	
			Valor en el seno	En el plano usado para medir los esfuerzos
SS tipo 304 Acero de bajo carbono	17.00 x 10 ⁻⁶	16	200	376
	11.5 x 10 ⁻⁶	60	300	324

Los esfuerzos residuales son aquellos esfuerzos que actúan en el plano perpendicular a la línea de soldadura y que son medidos después de cada paso en las superficies superior e inferior del cordón por la técnica de difracción de rayos X.

Los ciclos térmicos fueron medidos durante el proceso en el mismo plano el cual es equidistante en ambas superficies. Para entender y explicar la evolución de los

esfuerzos residuales con cada paso, los ciclos térmicos medidos en el plano medio pueden ser considerados representativos.

Para propósitos prácticos, el área de la superficie de cualquier diámetro de tubería puede ser aproximada a una superficie plana. En tuberías con diámetros grandes unidos por soldadura con algún fluido a presión los esfuerzos residuales transversales a la costura de la soldadura actuarán en la dirección en la cual se encuentran los esfuerzos máximos (que son esfuerzos "hoop"). También cualquier grieta paralela a la costura es probable bajo la acción de los esfuerzos residuales. Por lo tanto el estudio de la distribución de los esfuerzos residuales transversales en placas soldadas con multipasos es importante y ha sido investigado [87-90].

En la soldadura por múltiples pasos después de que cada paso es colocado, la placa soldada es enfriada a una temperatura de interpaso de 175-200°C antes de comenzar el siguiente. Para la medición en cada paso se dispuso de poco tiempo, debido a esto los esfuerzos residuales pueden ser ligeramente altos. Sin embargo las propiedades de los materiales como el módulo de Young, el cual afecta los esfuerzos residuales, no varían apreciablemente en la temperatura 175-200°C.

La distribución de temperaturas que surge debido al continuo depósito de cordones de soldadura en 6, 8 y 12 mm de espesor ha sido publicada (Murgan S, Kumar PV, Bose MS, 1998). En el presente trabajo la distribución de la temperatura en los esfuerzos residuales debido a 6, 8 y 12 mm es discutido [91].

La medición de los esfuerzos residuales a través de la técnica de difracción de rayos X es una técnica que está bien establecida. El método completo de la medición y el cálculo de los esfuerzos residuales se encuentran publicados [92, 93].

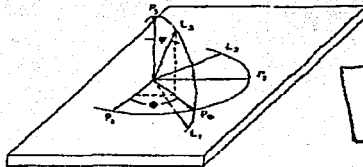
El método de difracción de rayos X emplea la ley de Bragg para estimar las deformaciones residuales presentes en el plano atómico donde se induce un haz de rayos

X monocromático y que es lo suficientemente intenso. El haz es reflejado a partir de un plano sucesivo de átomos. La ley de Bragg define la condición de difracción a través de la siguiente ecuación

$$n\lambda = 2d \operatorname{sen} \theta \quad (3.3)$$

donde λ es la longitud de onda, θ es el ángulo entre el haz incidente o reflejado y el plano de reflejo, d es el espacio interplanar y n es el orden de reflexión. La ecuación (3.3) muestra que si la longitud de onda del rayo X es conocida, d puede ser determinada por la medición de θ . En la presencia de esfuerzos residuales, d cambia, conduciendo a un cambio en la difracción siendo una medición de los esfuerzos residuales.

La figura 3.9 muestra la configuración general para la medición de esfuerzos residuales. P_1 , P_2 y P_3 refieren las tres direcciones ortogonales relativas a la muestra bajo investigación y L_1 , L_2 y L_3 describen las mediciones en el laboratorio o el marco de referencia. Los ángulos ψ y ϕ definen la relación entre los ejes P_1 y L_1 ; ψ describe el ángulo entre la superficie normal (P_3) y la dirección de la deformación que comienza a medirse (L_3); ϕ denota el ángulo entre uno de los ejes principales de esfuerzos (P_1) y la proyección de la dirección de la deformación medida en la superficie de la muestra.



TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Figura 3.9. Sistema para la medición de esfuerzos residuales [84].

En el método $\text{sen}^2\psi$, las mediciones de la difracción están hechas a diferentes ángulos de inclinación, ψ . Si $d_{0\psi}$ es el espacio interplanar en la dirección descrita por los ángulos ϕ y ψ obtenida a partir de la posición de la difracción para el plano "hkl", la deformación a lo largo de L_3 puede ser obtenida como

$$(E_{33})_{\psi} = \frac{d_{0\psi} - d_{0\psi} = 0}{d_{0\psi} = 0} \quad (3.4)$$

donde $d_{0\psi}$ se refiere al espacio interplanar libre de esfuerzos. Esta deformación puede ser expresada en términos de ϵ_x en el sistema de coordenadas de la muestra. Las deformaciones en el sistema de coordenadas P_i pueden ser calculados usando los métodos por Noyan y Cohen [93]. Para el caso general de dos mediciones en inclinaciones de ángulos 0° y ψ , los esfuerzos residuales en la superficie σ_x pueden ser expresados como

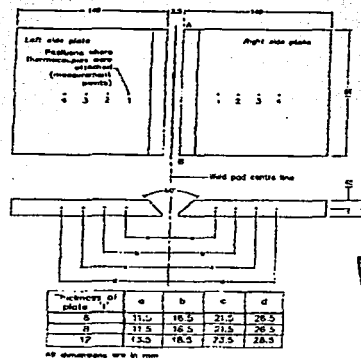
$$\sigma_x = \frac{E}{1+\nu} \frac{1}{\text{sen}^2\psi} \frac{(d_{0\psi} - d_{0\psi} = 0)}{d_{0\psi} = 0} \quad (3.5)$$

donde E y ν son el módulo de Young y la relación de Poisson, respectivamente. El término $E/(1+\nu)$ es una constante. Usando la relación lineal en la ecuación (3.5) para esfuerzos residuales en la superficie, la deformación de la red $\Delta d/d$ trazada contra $\text{sen}^2\psi$ producirá una línea recta donde gradualmente es una función de σ_x , ν y E .

Los estudios de difracción de rayos X se realizaron por un analizador portátil de esfuerzos por rayos X. Este es un difractómetro con un barrido de 2 θ rango de 140° a 170° . La radiación usada para el estudio fue CrK_α para SS y CrK_α para acero de bajo carbono. El plano "hkl" usado para las mediciones en SS y acero al carbono fueron $\{3\ 1\ 1\}$ y $\{2\ 1\ 1\}$ respectivamente. Los parámetros experimentales para el estudio son los siguientes: voltaje 30kV; corriente 8 mA, tiempo 4 s. Múltiples métodos $\text{sen}^2\psi$ fueron

usados. La banda de dispersión en la medición de esfuerzos residuales fue menor a ± 10 MPa. El tamaño del punto del haz de rayos X fue de 2×2 mm.

Dos placas con las siguientes medidas 150×140 mm (espesor de 6, 8 y 12 mm), similares en [91] las cuales formarían una junta sencilla con ranura en V entre ellas fueron usadas durante el experimento y las medidas finales fueron 282.5×150 mm con una abertura de raíz de 2.5 mm. Algunos detalles de las soldaduras usadas en el experimento fueron almacenados usando un registrador Multiplén X-Y. Los detalles de las soldaduras usados en el experimento y la posición de los termopares para la medición de los ciclos térmicos se muestran en la figura 3.10.



TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Figura 3.10. Detalles de los cordones de soldadura utilizados en el experimento [84].

En ambas soldaduras, SS y acero al carbono, el número de pasos depositados en 6, 8 y 12 mm de espesor fueron 2, 3 y 4 respectivamente. La secuencia de los cordones de soldadura se muestra en la figura 3.11.

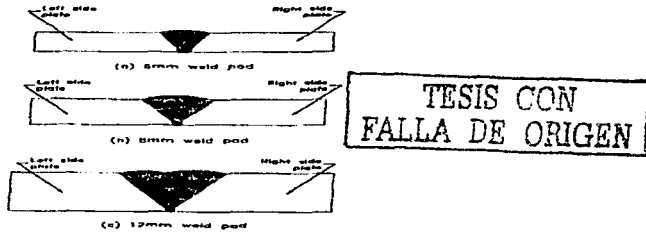


Figura 3.11. Secuencia de los cordones de soldadura en placas con espesor de 6, 8 y 12 mm [84].

Los pasos de soldadura iniciaron en el punto A y terminaron en el punto B, figura 3.10. Para el paso de soldadura en la raíz se utilizó un electrodo de 2.5 mm revestido y los pasos subsiguientes con un diámetro de electrodo de 4 mm. El voltaje y la corriente durante la soldadura fueron medidos utilizando un voltímetro y un amperímetro conectado al circuito. La duración en cada paso fue también registrada. A partir de la longitud de la soldadura, la velocidad de avance fue determinada. Los esfuerzos fueron medidos en la superficie superior e inferior. Entonces el siguiente paso fue depositado y la distribución de la temperatura fue registrada durante la soldadura. Este procedimiento de medición de la temperatura durante la soldadura y la medición de los esfuerzos residuales después de la soldadura se realizó para todos los cordones.

El voltaje (V), corriente (I) y la velocidad de avance (v) durante el experimento con SS se muestran en la tabla 3.2. Los parámetros para el acero al carbono se muestran en la tabla 3.3, considerando una eficiencia del arco de η 0.75 para el proceso MMAW [94]. la fuente de calor por mm (Q) fue calculada como $Q = \eta VI/v$ y se muestra en las tablas 3.2 y 3.3.

Tabla 3.2. Parámetros de soldadura durante el depósito de los cordones en un SS AISI 304 [84].

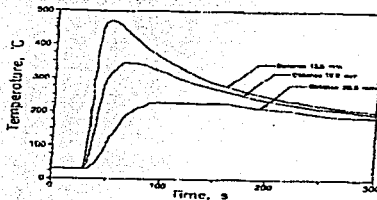
Espesor de la placa (mm)	Número de pasos	Diámetro del electrodo (mm)	Voltaje (V)	Corriente (I)	Velocidad de avance (mm /s)	Suministro de calor (kJ/mm)
6	1	2.5	22	60-65	2.00	0.516
	2	4	21	130-140	2.03	1.047
8	1	2.5	23	75-85	2.00	0.690
	2	4	22	135-145	2.08	1.110
	3	4	23	135-145	1.92	1.258
12	1	2.5	21	80-90	2.00	0.669
	2	4	22	140-150	2.14	1.118
	3	4	23	125-135	2.05	1.094
	4	4	23	140-150	2.05	1.220

Tabla 3.3. Parámetros de soldadura durante el depósito de los cordones en un acero al carbono [84].

Espesor de la placa (mm)	Número de pasos	Diámetro del electrodo (mm)	Voltaje (V)	Corriente (I)	Velocidad de avance (mm /s)	Suministro de calor (kJ/mm)
6	1	2.5	21	60-65	1.30	0.757
	2	4	21	145-150	2.08	1.118
8	1	2.5	22	65-70	1.55	0.719
	2	4	22	145-155	1.97	1.256
	3	4	22	155-165	1.67	1.581
12	1	2.5	22	65-70	1.58	0.705
	2	4	20	140-150	2.38	0.914
	3	4	20	150-160	2.08	1.118
	4	4	21	150-170	1.83	1.377
6 (segundo cordón)	1	2.5	22	65-75	1.49	0.775
	2	4	21	140-150	1.79	1.275

3.11.1. Ciclos térmicos en la soldadura.

Los ciclos térmicos fueron obtenidos en ambas placas, izquierda y derecha (figura 3.10) durante el depósito de todos los cordones. La figura 3.12 muestra los ciclos térmicos obtenidos en SS con 12 mm de espesor en la placa izquierda durante el segundo paso.



TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Figura 3.12. Distribución de la temperatura en SS con 12 mm de espesor (segundo paso-placa izquierda) [84].

Las temperaturas logradas durante los diferentes pasos a partir de los ciclos térmicos se muestran en la tabla 3.4 para SS y la tabla 3.5 para aceros al carbono.

Tabla 3.4. Temperaturas logradas durante los pasos de soldadura en SS [84].

Espesor de la placa (mm)	Número de pasos	Placa izquierda				Placa derecha				Promedio			
		1	2	3	4	1	2	3	4	1	2	3	4
6	1	472	309	250	226	494	335	260	240	483	322	255	233
	2	840	625	474	362	717	558	435	362	779	592	455	362
8	1	532	393	318	280	554	393	305	256	543	393	312	268
	2	645	476	360	315	626	449	340	295	636	463	350	305
	3	717	558	434	368	696	526	410	345	707	542	422	357
12	1	364	252	195	169	400	280	225	188	382	266	210	179
	2	472	347	275	226	508	368	290	250	490	358	283	238
	3	550	406	310	254	383	293	230	201	-	-	-	-
	4	404	320	266	226	534	391	310	266	-	-	-	-

Tabla 3.5. Temperaturas logradas durante los pasos de soldadura en acero de bajo carbono [84].

Espesor de la placa (mm)	Número de pasos	Punto de medición											
		Placa izquierda				Placa derecha				Promedio			
		1	2	3	4	1	2	3	4	1	2	3	4
6 (primer cordón)	1	494	381	324	266	523	410	340	285	509	396	332	276
	2	763	566	466	419	698	513	419	380	731	540	443	400
	8	532	400	362	295	551	419	352	305	542	410	357	300
12	2	598	466	410	350	616	466	370	324	607	466	390	337
	3	635	498	410	339	584	470	390	333	610	484	400	336
	1	324	240	200	175	314	246	210	190	319	243	205	183
	2	333	260	210	186	303	244	211	200	318	255	211	193
6 (segundo cordón)	3	491	381	310	256	299	248	210	192	-	-	-	-
	4	385	330	279	234	481	381	305	276	-	-	-	-
	1	532	400	333	280	536	402	324	265	534	401	329	273
	2	837	569	494	460	698	524	428	390	768	547	461	425

Si los datos de las temperaturas no estuvieran disponibles en un punto en particular a partir de los resultados experimentales, la temperatura en un punto puede calcularse con los datos de puntos cercanos utilizando el método de interpolación.

3.11.2. Distribución de los esfuerzos residuales en la soldadura.

La medición de los esfuerzos residuales se realizó en todos los pasos de soldadura. La figura 3.13 muestra la medición de los esfuerzos residuales en la placa de SS de 6 mm de espesor después del segundo paso en ambas superficies (superior y raíz).

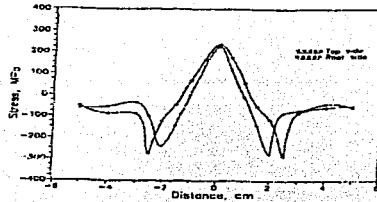


Figura 3.13. Esfuerzos residuales en SS de 6 mm de espesor (después del segundo paso) [84].

Los valores de los esfuerzos residuales en ambas superficies para SS y acero al carbono en diferentes puntos a partir de la línea central se muestran en las tablas 3.6 y 3.7, respectivamente.

Tabla 3.6. Valores de los esfuerzos residuales (MPa) medidos en el costado de la raíz después de varios pasos en SS [84].

Espesor de la placa (mm)	Número de pasos	Distancia a partir de la línea central (cm)										
		Placa izquierda					Centro		Placa derecha			
		-4	-3	-2.5	-2	-1	0	1	2	2.5	3	4
6	1	-89	-187	-	43	164	266	171	61	-	-188	-89
	2	-54	-34	-	-239	0	224	-10	-278	-	-75	-43
8	1	-140	-240	-271	-185	173	287	188	-165	-283	-250	-140
	2	-125	-235	-289	-165	87	279	98	-160	-273	-235	-135
12	3	-100	-210	-263	-135	91	245	82	-155	-265	-210	-95
	1	-55	-78	-167	-97	196	276	204	-104	-145	-82	-57
	2	-48	-98	-241	-179	120	248	119	-137	-239	-84	-61
	3	-51	-75	-198	-169	114	221	97	-144	-251	-80	-64
	4	-54	-84	-241	-172	105	193	93	-156	-243	-90	-52

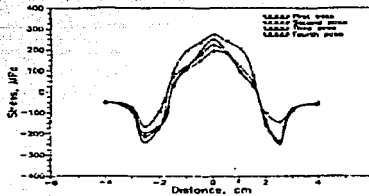
TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Tabla 3.7. Valores de los esfuerzos residuales (MPa) medidos en el costado de la raíz después de varios pasos en acero al carbono [84].

Espesor de la placa (mm)	Número de pasos	Distancia a partir de la línea central (cm)										
		Placa izquierda				Centro		Placa derecha				
		-4	-3	-2.5	-2	-1	0	1	2	2.5	3	4
6	1	0	-45	-170		60	240	76	-156		0	-53
	2	-55	-75	-189		74	214	65	-234		-87	-46
8	1	-77	-98	-221		104	287	99	-217		-80	-61
	2	-45	-65	-123	-227	98	264	100	-212		-144	-76
12	3	-56	-166	-249		78	238	83	-289		-164	-74
	1	-55	-75	-145		21	210	32	-135	-154	-77	-76
	2	-54	-78	-176		42	187	100	-75	-156	-76	-72
	3	-54	-72	-188		42	189	23	-130	-177	-76	0
	4	-100	-188	0		61	220	140	75	0	-200	-120

3.11.3. Variación de esfuerzos de tensión con el número de pasos.

La tabla 3.6 muestra los esfuerzos de tensión residuales en el costado de la raíz de todos los SS que gradualmente reducen la magnitud con cada paso. La distribución de los esfuerzos residuales en el costado de la raíz de SS con espesor de 12 mm después de los diferentes pasos se muestra en la figura 3.14.

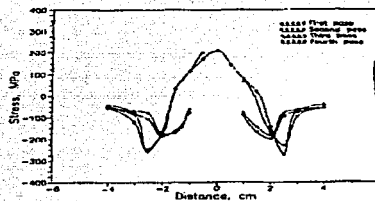


TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Figura 3.14. Esfuerzos residuales en el costado de la raíz en SS de 12 mm de espesor después de cada cordón de soldadura [84].

Se puede concluir que en general, los esfuerzos de tensión en el lado de la raíz se reducirán con el incremento del número de pasos tanto en SS y acero de bajo carbono.

Durante el primer paso, el cordón de soldadura es colocado cercano a la superficie de la raíz. Debido a esto, los ciclos térmicos serán severos en el lado de la raíz comparado con la superficie superior. Con la adición de pasos de soldadura, la temperatura en la superficie superior se incrementa conduciendo a altos esfuerzos residuales en la superficie superior y redistribución de los esfuerzos residuales en la soldadura. También las temperaturas durante los pasos adicionales disminuirán parcialmente la magnitud de los esfuerzos residuales en la superficie de la raíz. Debido a estas razones, los valores de los esfuerzos residuales progresivamente disminuyen en el lado de la raíz, donde incrementan en la superficie superior. Esto incrementa los esfuerzos residuales en la parte superior con el número de pasos como lo muestra la figura 3.15 para SS de 12 mm.

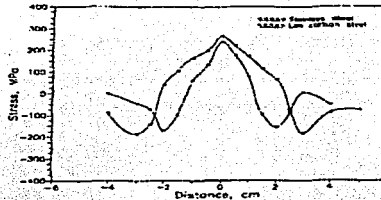


TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Figura 3.15. Esfuerzos residuales en la parte superior en SS de 12 mm de espesor después de cada cordón de soldadura [84].

3.11.4. Esfuerzos residuales en el cordón de soldadura.

En la figura 3.16 se presentan los esfuerzos residuales desarrollados en SS y acero al carbono de 6 mm, en la raíz, después del primer paso.



TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

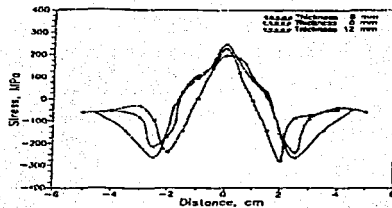
Figura 3.16. Esfuerzos residuales en la raíz en SS y acero de bajo carbono de 6 mm de espesor (después del primer paso) [84].

Se observa que la distribución de los esfuerzos residuales en SS es mayor que el acero cuando el espesor es de 6 mm. Adicionalmente el coeficiente de expansión térmica de SS es mayor al acero.

En la práctica industrial, mayores suministros de energía son utilizados en la soldadura de acero al carbono comparado con la soldadura de SS y dado que la conductividad térmica en el acero es mayor, disipa la energía a partir de la línea de soldadura mucho más rápido.

3.11.5. Efecto del espesor del cordón de soldadura en los esfuerzos residuales.

Los esfuerzos obtenidos en 6, 8 y 12 mm en SS en el costado de la raíz, después del paso final son comparados en la figura 3.17. También estos valores son comparados en la figura 3.18 para el acero.



TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Figura 3.17. Esfuerzos residuales en el costado de la raíz en SS con 6, 8 y 12 mm de espesor (después del último paso) [84].

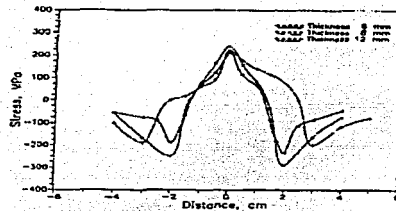


Figura 3.18. Esfuerzos residuales en el costado de la raíz en acero al carbono con 6, 8 y 12 mm de espesor (después del último paso) [84].

En la figura 3.17 se observa que el SS con 8 mm de espesor los esfuerzos residuales son mayores que en SS con 6 mm de espesor. También se puede observar que la región de la distribución de esfuerzos residuales en SS con 8 mm y 12 mm es cercanamente la misma. En aceros al carbono (figura 3.18) la región de la distribución de los esfuerzos residuales en 8 mm y 6 mm es casi la misma. La distribución de los esfuerzos residuales en 12 mm es mucho mayor comparado con la región de 8 mm.

Con estas consideraciones la distribución de los esfuerzos residuales se incrementa con el aumento del espesor. Este incremento es más pronunciado en el caso del acero el cual es atribuido a mayores suministros de calor en la soldadura.

La medición de los esfuerzos residuales durante la soldadura facilita el entendimiento y la explicación de los esfuerzos residuales. Con el número de pasos, los esfuerzos residuales de tensión se reducen gradualmente en magnitud en el costado de la raíz y gradualmente incrementan en magnitud en el costado superior de la soldadura. La región por arriba del cual la distribución de los esfuerzos residuales se incrementa con el aumento en el espesor de la soldadura. Este incremento es más pronunciado en la soldadura de acero de bajo carbono.

En general, para el mismo valor de temperatura en el plano medio de la soldadura, los esfuerzos residuales en el acero de bajo carbono son mayores en comparación a los esfuerzos residuales SS con el mismo espesor. El rango de temperatura entre 275 y 700 °C (en el plano medio de la soldadura) es importante con respecto a la formación de los esfuerzos residuales (tensión o compresión) tanto en SS y acero al carbono [84].

3.12. Efecto de las condiciones de soldadura en los esfuerzos residuales debido a la unión a tope [95].

Los esfuerzos residuales atribuidos a la soldadura presentan considerables problemas precisamente durante la fabricación de estructuras porque estos esfuerzos inducen fracturas frágiles. Por lo tanto, estimar la distribución de los esfuerzos residuales y caracterizar los efectos que tienen ciertas condiciones o parámetros en el proceso de soldadura sobre los esfuerzos residuales son de relevante labor.

Muchos investigadores han desarrollado métodos analíticos y experimentales para predecir los esfuerzos residuales en la soldadura. Sin embargo, con el avance de la

tecnología en computación y técnicas como el análisis por elemento finito, analizar los esfuerzos residuales en estructuras soldadas mejora el desempeño de estas estructuras. Norton y Rosenthal [96, 97] midieron esfuerzos residuales por la técnica de difracción de rayos X. Cheng *et al.* [98] investigó los esfuerzos residuales debido a un tratamiento en la superficie usando el método adecuado. Este método pudo medir una rápida variación de los esfuerzos de compresión en la intercara, donde la técnica de difracción de rayos X fallaría en la detección. Pange y Pukas [99] presentaron en su momento una técnica con un agujero y a la medida estándar para evaluar los esfuerzos residuales. También, Mukari *et al.* [100] desarrolló un programa de computadora por elemento finito elástico-plástico para esfuerzos térmicos y movimiento del metal durante la soldadura. Kuang y Atluri [101] utilizó el procedimiento de elemento finito a través del movimiento de una malla para examinar los campos de temperatura debidos al movimiento de la fuente de calor. Shim *et al.* [87] derivó un método analítico para predecir la distribución de los esfuerzos residuales a través del espesor de una placa gruesa con un procedimiento de soldadura por multipasos. Chidiac *et al.* [102] discutió el procedimiento iterativo empleado para el análisis de la transferencia de calor no lineal determinado por los ciclos térmicos para diferentes tipos de soldadura. Josefson [103] estimó los esfuerzos residuales en una soldadura que consistió de un número de pasos. Yang y Xiao [104] propusieron un modelo analítico para determinar los esfuerzos residuales en una soldadura con restricciones mecánicas. Ueda y sus colaboradores [105-107] presentaron un método de medición de esfuerzos residuales en tres dimensiones el cual simplificó por la utilización de las características de la distribución de la deformación que se encuentra inherente inducido por una soldadura de gran extensión.

Los esfuerzos residuales presentes durante la soldadura son inevitables y sus efectos en estructuras soldadas no pueden dejar de considerarse. Las condiciones de

diseño y fabricación ya sean el espesor de los materiales, diseño de la junta, parámetros de soldadura y su secuencia, deben ser cambiados para que los esfuerzos residuales puedan reducirse a niveles aceptables. El efecto de la velocidad de avance de la soldadura, tamaño de la muestra y el tratamiento de precalentamiento en los esfuerzos residuales son también estudiados más adelante.

Las consideraciones teóricas pueden ser valoradas por modelos térmicos y mecánicos.

3.12.1. Análisis del modelo térmico.

3.12.1.1. Ecuaciones.

Cuando un volumen es acotado por una superficie arbitraria S , la relación del balance del flujo de calor es expresada por

$$\left(\frac{\partial R_x}{\partial x} + \frac{\partial R_y}{\partial y} + \frac{\partial R_z}{\partial z} \right) + Q(x, y, z, t) = \rho C \frac{\partial T(x, y, z, t)}{\partial t} \quad (3.6)$$

donde R_x , R_y , y R_z son las velocidades de flujo de calor por unidad de área; $T(x, y, z, t)$ son las temperaturas; $Q(x, y, z, t)$ es la rapidez de generación de calor, ρ la densidad, C es la capacidad calorífica y t el tiempo.

El modelo puede entonces ser completado por la introducción de la ley de Fourier para el flujo de calor como

$$R_x = -k_x \frac{\partial T}{\partial x} \quad (3.7a)$$

$$R_y = -k_y \frac{\partial T}{\partial y} \quad (3.7b)$$

$$Rz = -k_z \frac{\partial T}{\partial z} \quad (3.7c)$$

donde k_x , k_y , k_z son las conductividades térmicas en la dirección x , y , z , respectivamente.

Considerando que el proceso de calentamiento en el material no es lineal o uniforme, los parámetros k_x , k_y , k_z , ρ , C son una función de la temperatura. Introduciendo las ecuaciones (3.7a), (3.7b) y (3.7c) en la ecuación (3.6)

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(k_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k_y \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) + Q = \rho C \frac{\partial T}{\partial t} \quad (3.8)$$

La ecuación (3.8) es la ecuación diferencial que gobierna la conducción de calor en un cuerpo sólido. La solución general es obtenida por las condiciones iniciales y de frontera:

Condición inicial

$$T(x, y, z, t) = T_0(x, y, z, 0) \quad (3.9)$$

Condición a la frontera

$$\left(k_x \frac{\partial T}{\partial x} N_x + k_y \frac{\partial T}{\partial y} N_y + k_z \frac{\partial T}{\partial z} N_z \right) + q_r + h_c(T - T_\infty) + h_r(T - T_r) = 0 \quad (3.10)$$

donde N_x , N_y , N_z son las direcciones coseno del plano normal externo con respecto a la frontera, h_c es el coeficiente de transferencia de calor por convección, q_r es el flux de calor en la frontera, T_∞ es la temperatura de radiación.

El coeficiente de transferencia de calor por radiación es expresado como

$$h_r = \sigma \epsilon F(T^e + T_r^2)(T + T_r) \quad (3.11)$$

en el cual σ es la constante de Stefan-Boltzman, ϵ es la emisividad y F es el factor de configuración.

3.12.1.2. Propiedades del material.

Dado que los procesos de soldadura experimentan altos ciclos de temperatura y las propiedades del material exhiben propiedades que son dependientes de la temperatura, la temperatura transitoria puede ser calculada por un método de extrapolación en un intervalo de dos períodos como

$$T(\tau) = T(t - \Delta t) + \frac{\tau}{\Delta t} [T(t - \Delta t) - T(t - 2\Delta t)] \quad (3.12)$$

Ahora g denota el coeficiente del material que depende de la temperatura como una función de $T(\tau)$. El coeficiente del material en el tiempo t puede ser expresado como

$$g = \frac{1}{\Delta t} \int_{t-\Delta t}^t g[T(\tau)] t \tau \quad (3.13)$$

3.12.2. Modelo mecánico.

3.12.2.1. Ecuaciones mecánicas.

Dos grupos de ecuaciones básicas que relacionan el modelo mecánico son las ecuaciones de equilibrio y las ecuaciones mecánicas constitutivas que son consideradas como sigue:

(a) ecuaciones de equilibrio

$$\sigma_{ij,j} + \rho b_i = 0 \quad (3.14a)$$

$$\sigma_{ij} = \sigma_{ji} \quad (3.14b)$$

donde σ_i es el tensor de esfuerzos y b , es la fuerza externa (**force body**) que actúan en el medio o volumen.

(b) Ecuaciones mecánicas constitutivas para material elástico-plástico termal.

El modelo basado en el criterio de von Mises y la regla de endurecimiento por deformación isotópica. Las relaciones esfuerzo-deformación pueden ser escritas como

$$[d\sigma] = [D^{ep}][d\epsilon] - [C^{th}]dT \quad (3.15)$$

$$[D^{ep}] = [D^e] + [D^p] \quad (3.16)$$

donde $[D^e]$ es la matriz elástica, $[D^p]$ es la matriz plástica, $[C^{th}]$ es la matriz térmica, $d\sigma$ es el incremento del esfuerzo, $d\epsilon$ es el incremento de la deformación y dT es el incremento de la temperatura.

3.12.2.2. Iteración.

Desde el análisis termal elástico-plástico es un problema no lineal. En este estudio, el incremento de los esfuerzos es obtenido por el método de Newton-Raphson.

3.12.3. Estimación de los esfuerzos residuales en la soldadura.

3.12.3.1. Análisis del modelo.

La figura 3.19 representa la muestra en estudio. El análisis es realizado en dos placas de 300 mm de longitud y 100 mm de anchura a través de la soldadura a tope. La magnitud de la fuente de calor es caracterizada por una corriente $I = 110$ A, voltaje $V = 20$ V, velocidad de avance $v = 5$ mm s^{-1} y la eficiencia es $E_{\eta} = 0.7$.

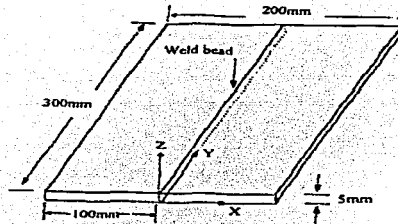


Figura 3.19. Geometría de las placas [95].

La figura 3.20 muestra las propiedades térmicas y mecánicas del material.

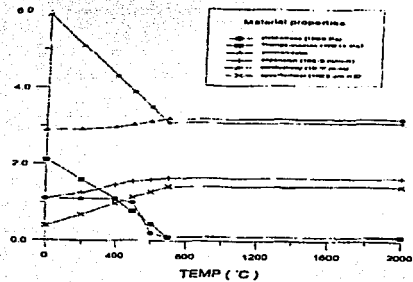


Figura 3.20. Propiedades mecánicas de las placas [95].

Evaluar los esfuerzos residuales en tres dimensiones puede requerir considerable cantidad de tiempo en cómputo y dinero. Aquí, el modelo es en dos dimensiones simétricas y fue diseñado para calcular los esfuerzos residuales de la placa a través del método de elemento finito ANSYS.

TESIS CON
 FALLA DE ORIGEN

Un esfuerzo que actúa paralelo a la dirección del cordón de soldadura es conocido como esfuerzo longitudinal denotado por σ_x . La figura 3.21 describe la distribución de los esfuerzos residuales longitudinales a lo largo de la dirección x.

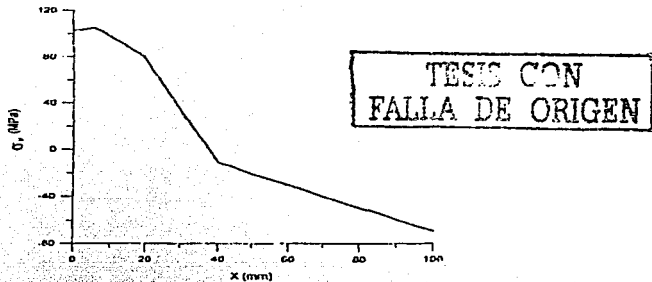


Figura 3.21. Esfuerzos longitudinales a lo largo de la dirección x [95].

Los altos esfuerzos de tensión ocurren en regiones cercanas al metal de soldadura (WM) debido a la resistencia a la contracción del material durante el enfriamiento. Para llegar al equilibrio, los esfuerzos de compresión ocurren en estas regiones de la soldadura. Los valores máximos de los esfuerzos son tan altos como el esfuerzo de fluencia del material.

Un esfuerzo que actúa normal a la dirección del cordón de soldadura es conocido como esfuerzo transversal, denotado por la letra σ_y . La figura 3.22 ilustra la distribución de los esfuerzos residuales transversales a lo largo de la dirección y.

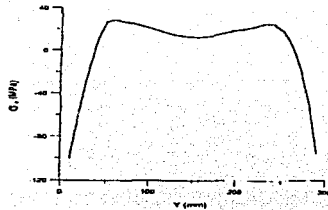


Figura 3.22. Esfuerzos transversales a lo largo de la dirección y [95].

Como lo revela la figura, la distribución de los esfuerzos es simétrica a la mitad de la placa. Los esfuerzos de tensión ocurren a la mitad de la placa y los esfuerzos de compresión ocurren al final del metal de soldadura. Además, la magnitud de los esfuerzos de compresión excede los esfuerzos de tensión.

En las estructuras soldadas, reducir los esfuerzos residuales durante una etapa temprana del diseño y fabricación es una prioridad. Por esta razón, los efectos de ciertas condiciones de soldadura en los esfuerzos residuales son caracterizados como sigue.

3.12.3.2. Efecto de la longitud de la muestra.

Una placa delgada sometida a soldadura a tope es considerada como un modelo para el análisis bajo las condiciones mencionadas anteriormente. Las muestras con espesor de 200 mm, la longitud de la muestra varía de 50, 100, 200 y 400 mm. La figura 3.23 muestra el efecto de la longitud de la muestra en los esfuerzos residuales transversales.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

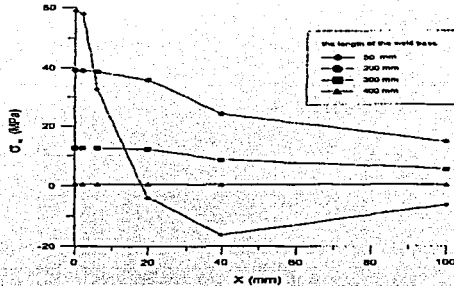


Figura 3.23. Efecto de la longitud de las muestras en los esfuerzos residuales transversales [95].

Esta figura indica que los esfuerzos residuales transversales son de tensión en áreas centrales y de compresión en áreas cercanas al final de la placa. Los esfuerzos de tensión altos en las regiones centrales decrecen notablemente con el incremento de la longitud de la muestra.

3.12.3.3. Efecto del espesor de la muestra.

La figura 3.24 presenta la distribución de los esfuerzos residuales longitudinales en la superficie superior a diferentes espesores, 5, 8, 12 mm en el metal base. Los esfuerzos de tensión siempre aparecen pero únicamente en áreas cercanas a las líneas de fusión. Los esfuerzos residuales se incrementan con la disminución del espesor de la muestra.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

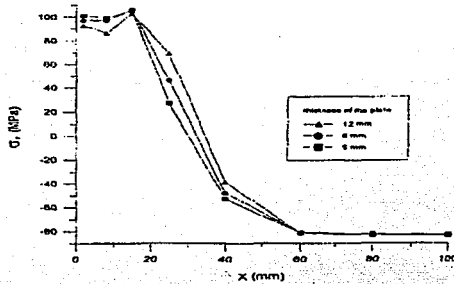
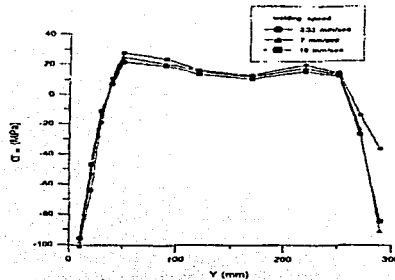


Figura 3.24. Efecto del espesor de las muestras en los esfuerzos residuales longitudinales [95].

3.12.3.4. Efecto de la velocidad de avance de la soldadura.

Aproximadamente, el mismo tamaño de la soldadura fue producido con diferentes velocidades de avance de 3.33 mm s^{-1} , 7 mm s^{-1} y 10 mm s^{-1} . Altas velocidades de avance no únicamente reducen la cantidad de material afectado (adyacente) por el calor del arco, sino que también reduce progresivamente los esfuerzos residuales como lo muestra la figura 3.25.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN



TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Figura 3.25. Efecto de la velocidad de avance en los esfuerzos residuales transversales [95].

3.12.3.5. Efecto del precalentamiento.

Los esfuerzos residuales dependen del equilibrio final de las temperaturas en el ciclo esfuerzo-temperatura. Los tratamientos de precalentamiento son usados primeramente para influir en la velocidad de enfriamiento reduciendo los esfuerzos residuales. Aquí, las muestras fueron precalentadas homogéneamente de 200, 300 y 400°C.

La distribución de los esfuerzos residuales en la soldadura a la mitad de la línea de fusión es de tensión y su magnitud es igual al esfuerzo de fluencia. Los esfuerzos al final de la soldadura son de compresión. Los esfuerzos residuales transversales en la región central decrecen con el incremento de la longitud de la muestra. Los esfuerzos de tensión residuales en la región cercana a la zona de fusión se incrementan con la disminución del espesor de las muestras. Altas velocidades de avance de la soldadura reducen la cantidad de material adyacente afectado por el calor del arco y progresivamente decrecen. La magnitud de los esfuerzos residuales con una restricción en la junta es mayor en comparación a la estimada en una junta sin restricción. Debido al tratamiento de

precalentamiento, en la soldadura se reducen considerablemente los esfuerzos residuales.

3.13. Efecto del contenido de nitrógeno presente en el gas de protección y la ferrita retenida en los esfuerzos residuales en aceros inoxidables austeníticos unidos por soldadura [108].

Los aceros inoxidables austeníticos (ASS) forman una clase importante de materiales en sistemas relacionados con la generación de energía. Una soldadura de estos aceros normalmente tiene doble estructura (ferrita-austenita) y contienen cantidades de ferrita- δ . En ciertos estudios previos [109-111] se encontró que las cantidades de ferrita- δ influyen considerablemente en las propiedades mecánicas del metal de soldadura (WM). Un adecuado control de la cantidad de la ferrita- δ (5-10%vol) en soldaduras de ASS podrían incrementar su ductilidad, tenacidad, resistencia a la corrosión y resistencia al agrietamiento en caliente durante la solidificación del metal de soldadura. Debido a que el nitrógeno es fuerte formador de austenita, adicionando pequeñas cantidades de este elemento en el gas de protección durante la soldadura, decrecerá drásticamente la cantidad de ferrita- δ en la soldadura de ASS [112-115].

Desde el punto de vista metalúrgico, las transformaciones de fase acompañan un cambio en el volumen del material usado [116, 117] Por lo tanto, las cantidades de ferrita- δ en la matriz de la soldadura pueden influenciar en la magnitud y/o distribución de los esfuerzos residuales. Aunque los problemas asociados con los procesos de soldadura de ASS han sido reconocidos, la secuencia de la solidificación, conduce a la microestructura final del metal de soldadura de ASS pero la interacción entre la fase retenida y la contracción térmica no ha sido claramente estudiada. Para estudiar con certeza esta relación, se ejemplifica con la siguiente información que corresponde a investigar el efecto

del nitrógeno en el gas de protección del proceso de soldadura y la ferrita retenida en los esfuerzos residuales en soldaduras de ASS [108].

Para investigar el efecto de la ferrita retenida en los esfuerzos residuales en la soldadura, dos tipos de SS AISI 310 y AISI 316L fueron usados como materiales de base. La composición química y las propiedades físicas y mecánicas de estos metales se muestran en las tablas 3.8a y 3.8b, respectivamente.

Tabla 3.8a. Composición química.

Material	Ni	Cr	C	Si	Mn	P	S	Mo	Fe
AISI 316L	11.64	17.10	0.026	0.62	0.85	0.02	0.005	2.37	Bal
AISI 310	19.36	24.29	0.049	0.55	1.72	0.02	0.006	-	Bal

Tabla 3.8b. Propiedades físicas y mecánicas.

Material	Coefficiente de expansión térmica ($\mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{C}$)	Coefficiente de conductividad térmica (W/mK)	Resistencia a la fluencia (MPa)	Módulo de Young (GPa)	Relación de Poisson
AISI 316L	15.9	16.2	270	190	0.28
AISI 310	15.9	14.2	260	194	0.29

Para obtener el mismo estado de esfuerzos inicial, todas las muestras fueron recocidas a 850°C por 2 horas. Sus dimensiones fueron $140 \times 140 \times 6$ mm. El proceso de soldadura utilizado en este estudio fue GTAW a corriente constante. Para investigar el efecto del calor suministrado en los esfuerzos residuales, dos niveles de calor suministrado con corriente de 130 y 160 A fueron empleados y la velocidad de avance de la soldadura fue $15 \text{ cm}/\text{min}$. El gas de protección del proceso de soldadura fue una mezcla que incluía de 0 a 8 %vol de nitrógeno en gas argón.

Al término del proceso de soldadura, la superficie del metal de soldadura (WM) fue maquinada cuidadosamente para formar una área de 8×8 mm y un agujero de 1.6 mm de diámetro en el centro de la muestra para medir los esfuerzos residuales de acuerdo a los estándares ASTM E837 [118]. La relación profundidad/anchura del cordón de soldadura fue observada con un microscopio óptico. También se utilizó un analizador

termomecánico (TMA) para analizar la contracción térmica durante el enfriamiento. Para determinar la cantidad de ferrita presente fue utilizado el número de ferrita del metal de soldadura. Para estudiar las variaciones en el contenido de ferrita a partir de WM a HAZ se utilizó un microanalizador de rayos X (EPMA) para analizar el contenido de nitrógeno en WM y calcular el contenido de ferrita a través del diagrama de Delong [112]. Para entender el efecto del nitrógeno en la distribución de los esfuerzos residuales transversales en la dirección de la soldadura, los esfuerzos residuales fueron medidos en cuatro lugares diferentes: 0, 20, 35, 50 mm a partir de la línea central de la soldadura en ASS 310 y 316L con 4% de nitrógeno y sin nitrógeno en el gas de protección.

3.13.1. Efecto en el contenido de nitrógeno en la metalurgia y contorno del cordón de soldadura.

El contenido de nitrógeno en WM se incrementa de manera lineal con el aumento del porcentaje de nitrógeno en el gas de protección, figura 3.26.

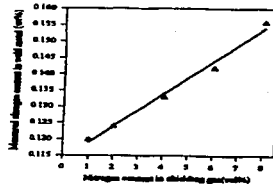


Figura 3.26. Contenido de nitrógeno en el cordón de soldadura por medio del nitrógeno contenido en el gas de protección [108].

El nitrógeno contenido en el gas de protección tiene efectos en el voltaje y el contenido de ferrita con altas y bajas condiciones de calor suministrado en SS 316L como se muestra en la figura 3.27 y 3.28, respectivamente. Estos resultados muestran que los

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

valores de voltaje se incrementan con un aumento en el contenido de nitrógeno en el gas de protección.

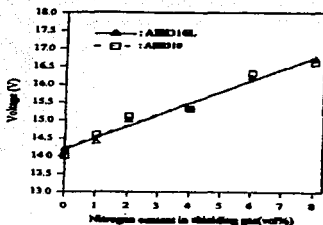


Figura 3.27. Efecto del contenido de nitrógeno en el voltaje de la soldadura en ASS tipo 316L [108].

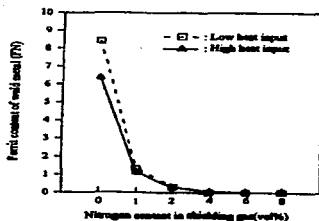


Figura 3.28. Efecto del contenido de nitrógeno en la ferrita en ASS tipo 316L [108].

Los contenidos de ferrita decrecen rápidamente con el aumento en el contenido de nitrógeno en el gas de protección. En suma, las condiciones de baja cantidad de calor suministrado repercuten en altos contenidos de ferrita retenida en comparación a las condiciones de altas cantidades de calor suministrado cuando el contenido de nitrógeno en el gas de protección no excede al 2%, ver figura 3.28. Las altas velocidades de enfriamiento originadas por la baja cantidad de calor suministrado pueden alcanzar la

TESTED BY
FALLA DE ORIGEN

temperatura de la fase ferrita- δ y ser retenida en la matriz de austenita. En la figura 3.29 se muestra el efecto en el contenido de nitrógeno en la relación profundidad/anchura y el área del WM para condiciones de bajo suministro de calor.

Los resultados experimentales muestran que el área de WM se incrementa cuando el contenido de nitrógeno en el gas de protección es aumentado.

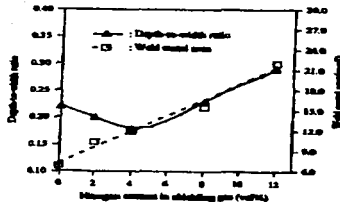


Figura 3.29. Efecto del contenido de nitrógeno en la relación profundidad/anchura [108].

Sin embargo no existe buena concordancia entre la relación profundidad/anchura y la cantidad de nitrógeno. Un 4% de nitrógeno añadido al gas de protección, produce un valor mínimo en la relación profundidad/anchura. Basados en las observaciones de las figuras 3.26-3.29 un incremento en el contenido de nitrógeno producirá gran cantidad de calor que será introducida en la muestra a través del arco. Esto es debido a que el nitrógeno tiene una mayor conductividad térmica que el argón [119]. El área de la soldadura se incrementa con un aumento en la cantidad de nitrógeno en el gas de protección debido a que el plasma del gas nitrógeno puede transferir más calor a la soldadura que el argón.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

3.13.2. Efecto del contenido de nitrógeno y la ferrita retenida en los esfuerzos residuales.

La figura 3.30 muestra el efecto del contenido de nitrógeno en los esfuerzos residuales principales en el centro de la soldadura en ASS 310 y 316L a diferentes condiciones de calor suministrado. Los resultados experimentales muestran que los esfuerzos residuales se incrementan con el aumento en el contenido de nitrógeno a condiciones de calor suministrado.

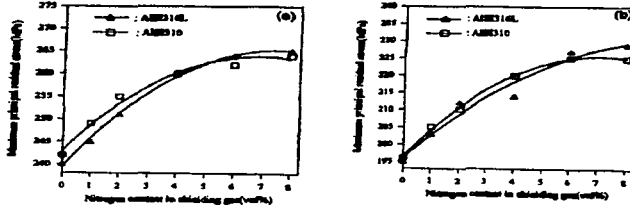


Figura 3.30. Efecto del contenido de nitrógeno en los esfuerzos residuales principales, (a) alta cantidad de calor suministrado y (b) baja cantidad de calor suministrado [108].

Las posibles razones de este resultado son analizadas a continuación.

Primero a partir del punto de vista mecánico (ciclos térmicos): la máxima temperatura de un ciclo térmico es alcanzada con el aumento del contenido de nitrógeno en el gas de protección. Así aumentando el contenido de nitrógeno, éste transfiere más energía a la pieza de trabajo incrementando el área de WM. Los ciclos térmicos para los dos materiales para condiciones de baja cantidad de calor suministrado se muestran en la figura 3.31. Un contenido mayor de nitrógeno en el gas de protección se traduce en mayores esfuerzos residuales.

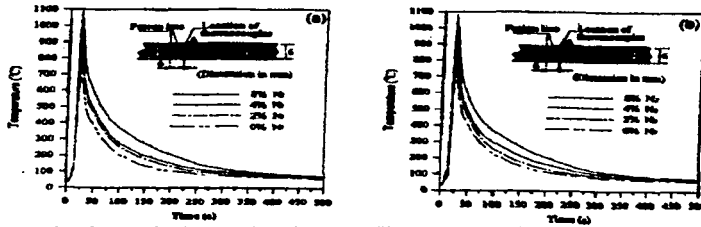
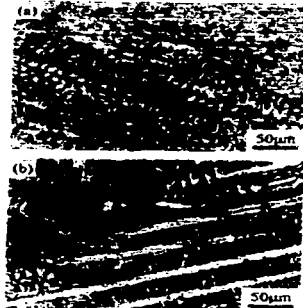


Figura 3.31. Ciclos térmicos registrados para diferentes contenidos de nitrógeno en el gas de protección. (a) ASS tipo 316L y (b) ASS tipo 310 [108].

Segundo, a partir del punto de vista metalúrgico: los esfuerzos residuales son considerablemente aumentados por el incremento del contenido de nitrógeno en el gas de protección como lo muestra la figura 3.30. Cuando el contenido de nitrógeno en el gas de protección es menor al 4%, la medición de los esfuerzos residuales para SS tipo 310 es siempre mayor al tipo 316L. La fase ferrita- δ , a altas temperaturas en ASS, debe ser retenida en la zona de fusión del ASS tipo 316L. Para varias cantidades de ferrita- δ puede cambiar el comportamiento de la contracción térmica durante el proceso de soldadura resultando en diversas magnitudes de los esfuerzos residuales. Por lo tanto, en la muestra soldada cuando el contenido de nitrógeno es del 0% en el gas de protección, ésta experimenta una pequeña contracción térmica comparada con 8% después también contenido en el gas de protección después del proceso de soldadura. En suma, de acuerdo con los ensayos para determinar la ferrita- δ para contenidos de nitrógeno de 0 y 8% en muestras de ASS tipo 316L fueron 8.5FN (numero de ferrita) y 0FN, respectivamente (ver figura 3.28). Basados en el diagrama de equilibrio de fases, la ferrita- δ es la primera fase sólida durante la solidificación de ASS tipo 316L. La morfología

de la microestructura para ASS tipo 316L con 0 y 8% de nitrógeno en el gas de protección se muestra en la figura 3.32.



TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Figura 3.32. Micrografía de soldadura para ASS tipo 316L. (a) 0 % N₂ y (b) 8 % N₂ [108]. En la morfología de la muestra con 0% de nitrógeno (figura 3.32a), la ferrita- δ presentó una estructura dendrítica (región oscura) que es la primera fase sólida. La muestra con 8% (figura 3.32b) presentó una estructura dendrítica de austenita (región blanca) que es la primera fase en solidificar. La adición de nitrógeno resulta en la alteración en la primera fase a solidificar en 316L a partir de la ferrita- δ a austenita. Debido que el coeficiente de expansión térmica de la fase ferrita es menor que la fase austenita [120] se deduce que la contracción térmica puede ser moderada por la expansión de la ferrita retenida. La estructura bifásica (ferrita- δ retenida en una matriz de austenita) puede disminuir la contracción térmica en comparación a la fase austenita por sí sola durante la solidificación.

3.13.3. Distribución de los esfuerzos residuales cercanos a HAZ.

La figura 3.33 muestra la distribución de los esfuerzos residuales en la muestra de ASS tipo 310 y 316L con 0% y 4% de nitrógeno en el gas de protección, respectivamente.

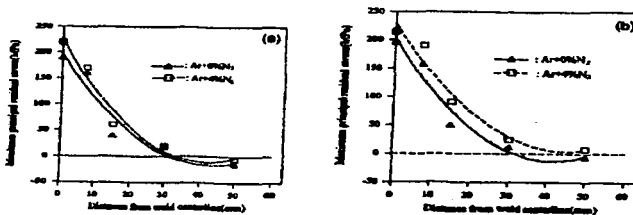
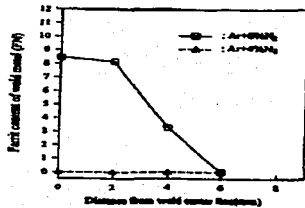


Figura 3.33. Distribución de los esfuerzos residuales con 0% y 4% de nitrógeno en (a) ASS tipo 310 y (b) ASS tipo 316L [108].

Los resultados muestran que los esfuerzos residuales obtenidos con la adición de 4% de nitrógeno son mayores a los obtenidos con 0% de nitrógeno. Comparando los resultados de los esfuerzos residuales en las figuras 3.33(a) y 3.33(b), la muestra de SS tipo 316L con 4% de nitrógeno tiene un menor promedio que el SS tipo 310 con 4% de nitrógeno. La razón puede ser explicada por la figura 3.34, la cual muestra la distribución de la ferrita en el WM y las inmediaciones de HAZ de la muestra SS 316L.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN



TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Figura 3.34. Distribución del contenido de ferrita en la soldadura y zona afectada por el calor en AS tipo 316L [108].

Los resultados de la medición muestran que la ferrita retenida está localizada a 6 mm de la línea central de la fusión. De acuerdo con estudios previos [109,110] el SS 310 normalmente asume una estructura totalmente de austenita después de la soldadura. Basados en los resultados, la ferrita retenida en una matriz de austenita es un factor benéfico para moderar la contracción térmica durante la soldadura, porque el SS 316L conserva una pequeña cantidad de ferrita retenida en WM y las magnitudes de los esfuerzos residuales en WM y HAZ son logrados por la adición de nitrógeno (4%) en el gas de protección.

El área del WM se incrementa con el aumento en el contenido de nitrógeno en el gas de protección. Las condiciones de baja cantidad de calor suministrado resultan en un alto contenido de ferrita retenida en comparación a las condiciones de alta cantidad de calor suministrado cuando el contenido de nitrógeno en el gas de protección no excede el 2%. Los esfuerzos residuales se incrementan con el aumento en el contenido de nitrógeno en el gas de protección. La principal razón de estos resultados es que aumentando el contenido de nitrógeno en el gas de protección se incrementa la transferencia de calor a través del arco a la pieza de trabajo. Una reducción en el

Comportamiento de la soldadura en servicio

contenido de ferrita retenida en WM, también conduce al incremento de esfuerzos residuales.

La muestra de SS tipo 316L con 4% de nitrógeno tiene menores esfuerzos residuales que el tipo 310 con el mismo porcentaje de nitrógeno. Esto es porque el SS 316L conserva una pequeña cantidad de ferrita en la línea de fusión y HAZ.

CAPITULO IV. REPARACIÓN.

4.1. Análisis y desarrollo de procedimientos de reparación.

El éxito de un trabajo de reparación [121] depende de considerar y preparar a priori el trabajo o proyecto. Existen cuatro puntos a tomar en cuenta:

- Realizar un estudio detallado de las partes que fallaron.
- Información preliminar concerniente a las especificaciones de construcción y diseño
- Realizar una investigación del material utilizado.
- Realizar una lista de todos los factores que lleven a cuál fue el posible motivo de la falla.

Este tipo de investigación es necesario para cualquier trabajo de reparación ya sea simple o complejo. Existen además otros factores que deben ser también considerados para realizar el trabajo, como el tipo o clasificación de reparación requerida y está muy bien estandarizado. También existen reparaciones las cuales son comunes y son denominadas como una emergencia. Este tipo de trabajo de reparación debe ser rápidamente analizado y el procedimiento debe ser inmediatamente implementado para que el equipo sea regresado lo más pronto posible a servicio. Existen los tipos de reparación donde "el regreso a servicio" es más importante y no se tiene el tiempo suficiente para obtener la pieza de reemplazo. Existen también ciertas situaciones y ciertos tipos de equipos para los cuales la reparación por soldadura no puede llevarse a cabo o puede realizarse únicamente con alguna aprobación.

Ciertos tipos de contenedores y algunos equipos de transporte no deben ser reparados o pueden serlo únicamente con permiso especial y aprobación. Esto incluye trenes y rines para automóviles, materiales de alta aleación y alta resistencia, camiones de trabajo pesado y cilindros o contenedores de gas a presión.

Muchas piezas de maquinarias generadoras de energía, incluyendo turbinas, generadores y grandes máquinas son cubiertas por un seguro contra pérdidas. La reparación a ciertas maquinarias puede realizarse únicamente con el procedimiento de códigos y normas establecidas. Un ejemplo de estos son los árboles del cigüeñal de hierro colado en grandes estaciones de maquinarias diesel [122].

La reparación por soldadura a calderas y recipientes a presión requiere de especial atención. Los recipientes a presión que se rigen por el sello ASME o bajo jurisdicción del estado o provincia o agencia del gobierno deben ser reparados de acuerdo a códigos y especificaciones.

Las reparaciones permitidas están definidas como grietas, superficies corroídas, reparación de defectos vía soldadura, parches y reemplazo de columnas.

Los soldadores deben ser calificados de acuerdo al código usado y debe realizarse trabajo de inspección posterior a la reparación. Se requieren los procedimientos de soldadura escritos bajo un código o especificación.

Una vez que la decisión de realizar la reparación se ha tomado, entonces es necesario establecer porqué ocurrió la falla. Las razones por las cuales la falla pudo haber ocurrido son las siguientes:

- Accidente.
- Falta de aplicación.
- Abuso.
- Sobre carga.

- Diseño pobre.
- Material incorrecto.
- Carencia de habilidad.

Si la pieza falla debido a un accidente o una sobrecarga, abuso o falta de aplicación esta puede ser regresada a servicio a través de la reparación para brindar la misma resistencia original.

4.2. Reparación.

Cuando todos los factores han sido revisados y analizados y la decisión se ha tomado, debe realizarse la reparación a través de soldadura. En este caso existen tres etapas para realizar el trabajo. Estas son:

- Preparación para la soldadura.
- Soldadura.
- Operación posterior a la soldadura.

4.2.1. Preparación de la soldadura.

Un gran número de factores deben ser considerados y debe de tomarse en cuenta ciertas decisiones antes de iniciar con la soldadura.

1. *Seguridad.* El lugar o área donde se realiza la reparación debe ser segura y todas las consideraciones de seguridad satisfechas. Esto puede incluir el "posting" del área requerida por ciertas regulaciones, remoción de todos los materiales combustibles del área, el drenado de tanques de combustible cuando se trate de

aviones, barcos, camiones, etc. La remoción de combustible en tuberías, ductos y oleoductos, tanques y compartimientos, etc. Otras precauciones incluyen la eliminación de materiales tóxicos como pinturas, ciertos plásticos, etc. Si la soldadura se realiza en un lugar cerrado, se debe de proveer de buena ventilación y desalojar al personal no requerido. Si estos peligros no pueden ser removidos, deben de establecerse guardias de seguridad para impedir el acceso a personas. Tradicionalmente, la reparación puede crear más problemas en seguridad que la manufactura de componentes con soldadura, y por esta razón deben tomarse precauciones extras.

2. *Limpeza.* La parte inmediata al área de trabajo debe ser limpiada de todos los contaminantes y esto incluye la remoción de suciedad, grasa, aceites, herrumbre, pintura, recubrimientos plásticos, etc. El método de limpieza depende del material a ser removido y el lugar donde se encuentra la pieza de trabajo. Para la mayoría de construcciones y equipos, la limpieza con vapor es suficiente. Cuando no es posible, puede recurrirse a la limpieza con solventes y al uso de ciertos abrasivos. Finalmente también pueden utilizarse ciertas máquinas como cepillos, esmeriles, etc.
3. *Desarme.* En ciertas reparaciones el desarme puede requerirse.
4. *Protección de maquinaria adyacente.* Cuando la reparación por soldadura se realiza en maquinarias donde muchas partes no puede ser removidas, éstas deben ser protegidas de salpicaduras, chispas y otros materiales extraños generados por la reparación. Puede utilizarse tela de asbesto. Las máquinas deben permanecer al menos cinco pies de distancia del área de trabajo.
5. *Abrazaderas.* Un trabajo de reparación complejo puede requerir de abrazaderas. Esto es debido a que ciertas partes son sumamente pesadas o la carga pueden

exceder a la parte que se ha comenzado a reparar. Si la mayoría de los miembros de una estructura son cortados o reparados entonces deben de utilizarse abrazaderas temporales y pueden ser soldadas a la estructura reparada. Estas pueden colocarse en ambos lados de la pieza para mantener alineada durante el tiempo de la reparación. Si se ha tomado la decisión de utilizar abrazaderas entonces deben ser colocadas en lugares donde no interfieran con la reparación.

6. *Plano general de la reparación.* En la mayoría de los trabajos de reparación es necesario remover cierta cantidad de metal para tener una buena penetración de la soldadura. La abertura de la raíz debe estar especificada así como si la pieza de trabajo requiere de un paso de soldadura en la parte posterior de la abertura.
7. *Pre calentamiento.* El pre calentamiento es parte de la preparación por soldadura pero puede ser considerado parte de una operación de soldadura. Cuando se requiere de corte con flama, la temperatura de esta operación debe ser similar o igual a la temperatura de pre calentamiento de la pieza. El pre calentamiento está en función de la masa de la pieza de trabajo, en piezas muy grandes el calentamiento debe ser lento para evitar un choque térmico. El pre calentamiento puede realizarse a través de los métodos normalmente utilizados, sin embargo, los métodos de calentamiento lentos tienen mayores ventajas. El equipo para el pre calentamiento y el combustible o fuente de poder debe estar a disposición en grandes cantidades antes de iniciar la operación.
8. *Corte y desbaste.* El corte con oxiacetileno es a menudo el más importante usado en estas aplicaciones. Cuando se presentan juntas con geometrías especiales, el desbaste también es empleado. Debe seleccionarse la técnica apropiada para evitar el depósito de productos de combustión en la superficie del metal y pueda dañar a la junta, por lo tanto, en muchos metales y aleaciones no es apropiado el

uso de los métodos de corte que implican la combustión del oxígeno, favoreciendo entonces, el empleo de métodos mecánicos como el esmerilado o corte con disco.

9. *Esmerilado y limpieza.* Las superficies metálicas no deben presentar residuos de óxidos, rebabas, etc. La limpieza y acondicionamiento de la superficie son importantísimos antes de comenzar con la soldadura.

4.2.2. Soldadura.

El éxito de la reparación por soldadura de piezas metálicas también involucran los siguientes pasos:

1. *Procedimiento de soldadura.* El procedimiento de soldadura debe estar disponible para su uso por parte de los soldadores. Éste debe incluir el tipo de proceso, los materiales de aporte, precalentamiento (si se requiere), y cualquier otra información específica concerniente a la reparación.
2. *Equipo.* El equipo debe ser suficiente y debe estar disponible para el personal que realice la reparación. Consiste de portaelectrodos, máscaras, materiales de aporte, cables, etc., y en periodos largos de trabajo, este equipo debe ser suficiente para cada soldador.
3. *Materiales.* El material también debe estar disponible en cantidades suficientes. Esto incluye que los materiales de aporte deben de estar almacenados correctamente antes, durante y después de la reparación incluyendo también refuerzos, inserción de piezas, etc. Aunado a esto también se incluyen combustibles para mantener la temperatura adecuada de precalentamiento y de

interpasos, gases de protección, etc. Si se requiere de inspección los equipos también deben estar disponibles.

4. *Secuencia de la soldadura.* La secuencia de la soldadura debe ser bien descrita en el procedimiento de soldadura y puede incluir todas aquellas técnicas utilizadas para reducir la distorsión y ayudar a mantener el control de las dimensiones.
5. *Mano de obra.* Finalmente, debe existir el número suficiente de soldadores asignados al trabajo. Los soldadores deben ser rotados para obtener buena calidad en la soldadura. Es imposible para los soldadores mantener la habilidad por muchas horas de trabajo.
6. *Seguridad.* La seguridad es importantísima en las operaciones de soldadura. Por ejemplo, debe de proveerse de buena ventilación cuando se realiza el precalentamiento a través de métodos que implican la quema de combustibles fósiles.
7. *Calidad del depósito.* La calidad de la soldadura debe ser continuamente observada. Al final debe presentar una superficie lisa y libre de imperfecciones. Si así lo requiere pueden emplearse métodos mecánicos para mantener la superficie y los contornos lisos.

4.2.3. Operación posterior a la soldadura.

Después que la soldadura se ha completado, la unión debe enfriarse lentamente.

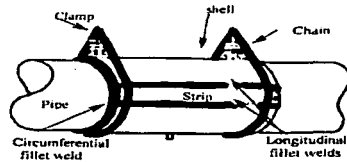
1. *Inspección.* La inspección de la soldadura puede realizarse a través de ensayos no destructivos, por ejemplo, partículas magnéticas, ultrasonido o rayos X. La reparación debe tener alta calidad similar al metal base.

2. *Limpieza.* Esto incluye la remoción de material ajeno a la soldadura como refuerzos, rebabas, abrazaderas y cubiertas protectoras, escorias, salpicaduras y otros residuos.
3. *Pintado.* Después de la reparación, la soldadura y las áreas adyacentes que han sido limpiados, debe de pintarse si así lo requiere antes de regresar los componentes al trabajo.
4. *Ensamble.* Después de la limpieza y el pintado, las piezas de maquinarias deben de ser ensambladas y devueltas a servicio.

4.3. Espesor mínimo requerido para realizar un encamisado mecánico circunferencial cuando se repara por soldadura en tuberías de gas corroídas [122].

Las compañías transportadoras de gas natural tienen cientos de miles de ductos enterrados, los cuales datan desde los años 1940 y 1950. En aquel tiempo las técnicas de protección contra la corrosión (recubrimientos y protección catódica) no fueron muy bien desarrolladas y los ductos comúnmente presentaban defectos por la degradación debido a la corrosión. Alrededor del mundo, el camino común para reparar fugas de gas es el cambio de la porción dañada del ducto. Sin embargo es necesario detener el bombeo de gas y ventilar la porción afectada de la línea esto implica paros provisionales en el bombeo de gas en ciertas áreas con la consecuente pérdida de usuarios reflejándose en una caída de ingresos de la compañía. Una de las alternativas disponibles para minimizar las pérdidas en el servicio es el uso de la reparación a través del encamisado mecánico.

El encamisado mecánico total a través de soldadura fue usado para reparar defectos en ductos de gas, como se muestra en la figura 4.1.



TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Figura 4.1. Esquema del encamisado mecánico para la reparación de ductos [122].

Los refuerzos consisten en dos medias fundas soldadas, las cuales son también unidas por soldadura de manera circunferencial en el ducto. Los diseños estándares se encuentran en el código API Standard 1104 Apéndice B [123]. Estos refuerzos habitualmente son colocados en áreas donde existe pérdida local de material (espesor) o fugas de gas generalmente por corrosión [124].

La reparación por soldadura en la práctica es normalmente una tarea difícil. Usualmente, el poco tiempo, las condiciones del ambiente, el suelo, el corte, traslado y la soldadura de estas fundas en ductos enterrados dificulta el trabajo y requiere de equipo especial y personas altamente entrenadas.

El entrenamiento del personal tiende a minimizar el tiempo de la operación y realizar altas velocidades de depósito, los cuales son obtenidos también con electrodos con celulosa. El uso de electrodos con revestimiento con celulosa es una práctica común en la construcción de líneas de ductos pero para depósitos en el interior de ductos en servicio tiene un serio riesgo debido al agrietamiento por hidrógeno [125].

Para la aplicación exitosa de la soldadura en servicio debe realizarse un balance entre la seguridad, por un lado, y prevenir el uso de materiales con propiedades insatisfactorias.

Trabajos previos en este campo incluyen evaluaciones de la resistencia e integridad del encamisado ya que una mala reparación aunada a las altas presiones del gas desencadenan en una falla [124,126].

El análisis de los esfuerzos asociados a esta técnica fueron realizados por Smith y Wilson [127] que derivaron en soluciones analíticas. La mayoría concluye que:

1. Incrementar el espesor de los refuerzos por arriba del espesor del ducto, decrece los esfuerzos en el área de la raíz alrededor de la soldadura;
2. Reducir el tamaño del cordón (soldadura), incrementa los esfuerzos radiales, pero los esfuerzos longitudinales remanentes permanecen casi constantes.

Recientemente Gordon y sus colaboradores [128] realizaron extensos modelos matemáticos para analizar la influencia de las diferentes variables geométricas que involucran las reparaciones y el desarrollo de un procedimiento para determinar sus capacidades para servicio.

Cuando se detecta una reducción en el espesor en un ducto en el área de la soldadura, uno o más refuerzos se pueden adicionar. Este procedimiento de adicionar más refuerzos, involucra también mayores riesgos, incrementando los esfuerzos mecánicos y un riesgo adicional que comprende el colapso interno del refuerzo en una eventual despresurización abrupta de la línea [129].

A continuación se cita en qué consiste la evaluación numérica para controlar el espesor mínimo remanente necesario en el ducto, definir las condiciones de aceptabilidad de espesor para las pérdidas por corrosión en áreas del ducto donde ha sido soldado, y asegurarse que la integridad de los refuerzos este bien bajo condiciones de máxima presión [122].

La penetración de la soldadura depende de la intensidad de la fuente de calor, la disipación del calor a lo largo del ducto a través de los gases en el interior (gas natural) y exterior o alrededores (aire). Esta última disipación depende de la temperatura y de los parámetros como flujo, presión y velocidad. El flujo es aproximadamente constante entre las estaciones de bombeo. Las condiciones de presión y flujo estudiadas oscilan de 102.77 m³/s a 5.88 MPa, lo cual corresponde a las condiciones normales de operación (OP) de los ductos, 72.22 m³/s a 4.70 MPa (80% OP) y 13.88 m³/s a 3.53 MPa (60% OP). Las velocidades del flujo del gas están definidas en condiciones normales de operación, 15 °C y 0.101 MPa (1 atm) [122].

El ducto evaluado fue API 5LX52 [130], 0.61 m (24 in) de diámetro, 7.1 mm de diámetro nominal sujeto a una presión de operación de OP = 6 MPa. La temperatura del gas es de 50°C. El gas natural transportado presenta la siguiente composición química: 90% metano, 6% etano y 4% de elementos remanentes como propano, CO₂, N₂ y otros gases. Los parámetros de soldadura (corriente, voltaje y velocidad) usados en este trabajo fueron: 120 A, 22 V y 10 cm/min, con una fuente de calor de 1.6kJ/mm.

Algunos resultados de trabajos previos realizados por Battelle [131] y otros investigadores muestran que no existe perforación del ducto si la temperatura en la superficie interior no excede 982 °C.

Para determinar la distribución de las temperaturas en la pared del ducto, para diferentes combinaciones de rapidez de flujo y espesor, desarrollaron una serie de modelos en tercera dimensión usando el método de elemento finito. Para cada combinación de rapidez de flujo, el espesor mínimo por debajo del cual la temperatura en la superficie interior es menor a 982 °C fue considerado.

En otros estudios, indicaron que la reducción de la presión podría conducir a altas temperaturas en la superficie interna del tubo y como consecuencia un elevado riesgo de falla en el ducto [131-134]

4.3.1. Modelo para la distribución de la temperatura.

Se realizó un modelo de distribución de la temperatura para diferentes condiciones de flujo de gas. El calor contribuido por el proceso de soldadura bajo la superficie, Q , es importante cuando la fuente de energía es sumamente alta. En procesos que involucran bajas densidades de energía, la fuente es aplicada directamente en la superficie del material [135], y se caracteriza por la distribución del flujo de calor $q(x,y)$ aplicado en pequeñas áreas. La presencia de los refuerzos con un espesor de 7.1 mm mejora la disipación de calor e incorpora parcialmente eficiencia a la soldadura.

El flujo de gas en ductos aislados de gran extensión es isotérmico para altas presiones. La condición y características del flujo del gas se determinaron basados bajo la siguiente hipótesis [136]: flujo isotérmico, trabajo no mecánico, rapidez de flujo constante (representado en la mayoría de las veces como velocidad), la ley de gas ideal, factor de fricción constante a lo largo del ducto.

El flujo del gas está dado en metros cúbicos por hora bajo condiciones normales de presión y temperatura. El número de Reynolds está dado por

$$Re = E \times 432 \ q^n \ Sg/d\mu$$

donde q^n es el flujo, Sg es densidad relativa, d es el diámetro de la tubería en mm, y μ es viscosidad dinámica absoluta en centipoises. El factor de flujo E está definido por experiencia y usualmente se asume como 0.92 para la mayoría de las operaciones [133].

El coeficiente de transferencia de calor h es determinado a partir del número de Nusselt, usando el número de Reynolds y Prandtl y el coeficiente de fricción para las condiciones del flujo que corresponden a 100, 80, 60% de OP [132]. Los valores de h se encuentran en la tabla 4.1.

Tabla 4.1. Valores de h para las tres condiciones de flujo establecidas [122].

P (MPa) (% de operación)	$q \cdot h$ (m3/s)	Re	h (W/m ² °C)
5.88 (100)	102.77	1.65×10^7	757
4.70 (80)	72.22	1.16×10^7	560
3.53 (60)	11.11	1.25×10^6	86

El coeficiente de transferencia de calor del aire fue definido para condiciones de 0.1 MPa y 27 °C. En este sentido el número de Nusselt fue 15.2 y el coeficiente de transferencia de calor en convección libre fue de 13.32 W/m². Para determinar la distribución de transferencia de calor en la pared del ducto para diferentes condiciones de flujo de gas y espesor del ducto [137, 138], la malla para el modelo fue de 6100 elementos y 5400 nodos. Los elementos fueron concentrados alrededor del área de la soldadura.

4.3.2. Determinación del espesor mínimo para la soldadura.

Para calibrar el modelo, la profundidad del metal líquido fue determinada de manera experimental durante el proceso de soldadura. Para diferentes presiones de gas en el interior del ducto, pero sin gas, la penetración del metal líquido fue alrededor de 2 mm, con un máximo de 2.3 mm. El tiempo de avance de la soldadura fue definido por la longitud y velocidad de la antorcha que fue alrededor de 30 segundos.

La figura 4.2 muestra la distribución de temperaturas para cada paso de soldadura, por ejemplo de 5 mm. Para un espesor de 7 mm con 20 pasos (8 s) fue necesario

incrementar el flujo de gas en la antorcha, mientras que para espesores de 5, 4 y 3 mm, se realizaron 40 pasos en (16 s).

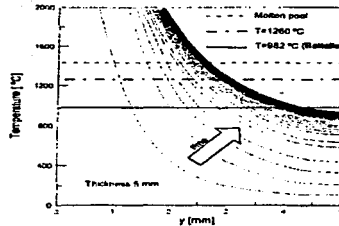


Figura 4.2. Distribución de la temperatura (a través del espesor) para una placa con 5 mm de espesor [122].

Si el espesor es de 5 mm y es sujeto al proceso de soldadura, las temperaturas máximas en la pared interna del ducto son 935, 965, 1042, 1056 °C que corresponden a las presiones de 100, 80, 60 y 0 % OP. Para el espesor de 5 mm, la penetración de la soldadura es entre 2.7 mm (100% OP) y 3.1 mm (sin flujo de gas). Cuando la presión de reparación es del 60%, la penetración alcanza 2.85 mm. La tabla 4.2 [139] muestra los resultados del modelo.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Tabla 4.2. Resultados del modelo. La temperatura en la superficie interna de la tubería tabulada en función a la energía suministrada (kJ/mm) sobre la soldadura y la presión interna del gas [139].

Energía suministrada (kJ/mm)	Temperatura en la superficie interna (°C)			
	20 000 m ³ /h a 2 MPa	60 000 m ³ /h a 4 MPa	100 000 m ³ /h a 6 MPa	140 000 m ³ /h a 4 MPa
4.77 mm de pared				
0.6	607	553	508	468
1	804	726	676	638
1.4	{963}	862	787	754
2	{1180}	{1058}	{960}	{932}
6.35 mm de pared				
0.6	426	391	366	339
1	579	514	474	444
1.4	697	624	570	550
2	852	742	679	654
9.27 mm de pared				
0.6	264	244	229	214
1	364	331	307	291
1.4	443	397	364	350
2	544	479	434	416
15 mm de pared				
0.6	116	107	101	94
1	184	166	154	144
1.4	241	217	201	190
2	304	269	247	236

* El valor de la temperatura entre corchetes indica que se encuentra por arriba del valor determinado por Battie de 982°C [131].

El espesor mínimo soldable es de 5 mm para un ducto de espesor nominal de 7.1 mm. Sin embargo es importante asegurarse que a través de ensayos no destructivos el espesor del área donde se realizó la reparación no sea menor a 2 mm, especialmente cuando puede existir la posibilidad de SSC y agrietamiento por fatiga.

Este espesor mínimo depende en gran medida de la buena penetración de la soldadura. Los esfuerzos que normalmente se presentan durante el proceso de soldadura se incrementan cuando existe una baja presión en el flujo del gas. También se sabe que este bajo flujo de gas, disminuye la disipación del calor tanto en la soldadura misma como en la pared interna del ducto.

Cuando la presión del gas durante la reparación a través de esta técnica es del 100 % OP, el espesor mínimo al que debe realizarse es de 4.65 mm. Si estas presiones

oscilan entre el 80 y 60% de OP los espesores son 4.8 y 5.3 mm respectivamente. La presión del gas en los ductos se reduce durante la reparación por razones de seguridad. Sin embargo en el momento de iniciar la reparación deben de incrementarse la velocidad en el flujo del gas, especialmente en épocas de invierno donde la temperatura del ambiente es baja.

4.4. Desempeño de la soldadura en la reparación de calderas con acero 2.25Cr-1Mo [140].

Analizar el desempeño que tienen las soldaduras en las reparaciones de algunos componentes de sistemas industriales en Estados Unidos, Europa y Asia es muy común y existen diversos estándares para dichos procesos [141]. Algunas de las calderas utilizadas en las industrias han operado por más de 200,000 h, sugiriendo pues que algunos materiales se han degradado. Para localizar los daños bastaría solamente con la exposición de éstos, y reparando a través de soldadura con la remoción de las grietas. Sin embargo equipos completos han sido reemplazos por equipos nuevos debido a los daños. En todos los casos, la reparación a través de soldadura ha sido aplicada a materiales degradados sujetos a largos tiempos de operación. Por lo tanto, las mediciones de microdureza y los ensayos de fluencia en muestras que han sido reparadas por soldadura y a su vez expuestas a largos tiempos de operación han sido conducidas durante investigaciones recientemente; en estas investigaciones, las muestras que se obtuvieron a partir del metal base y la zona afectada térmicamente (HAZ) fueron sometidas a la prueba de impacto Charpy y con tratamiento térmico para simular los ciclos generados en HAZ antes de ser conducidos a la prueba de impacto.

4.4.1. Materiales para el ensayo.

Las muestras consisten de piezas como supercalentadores externos secundarios fabricados a partir de tubos de acero aleación 2.25Cr-1Mo (Incluyendo "girth" o contorno de la soldadura) con un diámetro externo de 570 mm y espesor de 130 mm. La temperatura del vapor durante las operaciones oscila aproximadamente de 577°C con un tiempo de servicio de 195 000 h.

4.4.2. Secuencia en la técnica de reparación.

La figura 4.3 muestra la geometría de la pieza a ser sometida al proceso de soldadura SMAW.



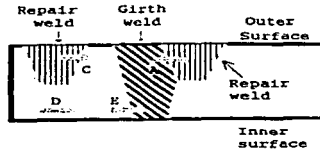
TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Figura 4.3. Geometría de la pieza a reparar [140].

El material de aporte consiste de electrodos tipo CMB-108. Los materiales fueron precalentados por arriba de los 100 °C. También se realiza tratamiento térmico posterior a la soldadura (PWHT) a 720 °C por 3.2 h (y 2.4 h), aunque algunos ensayos como el ensayo de fluencia se realizará sin PWHT para investigar los efectos de ésta en las muestras.

4.4.3. Preparación de las muestras.

La figura 4.4 es un esquema de la posición de las muestras para el ensayo de fluencia. Los especímenes A y C son preparados para representar la reparación. El "girth" o contorno de la soldadura está localizado próximo a la zona de reparación en el espécimen A con HAZ situado en el centro de la muestra. El metal base estaba localizado cercano a la reparación en el espécimen C con HAZ en el centro de la muestra. El espécimen D representa el metal base y el contorno de la soldadura o "girth", el espécimen E.



TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Figura 4.4. Representación esquemática de las muestras para los ensayos de fluencia y fatiga-fluencia [140].

4.4.4. Ensayo de microdureza.

La figura 4.5 muestra la distribución de las mediciones de la prueba de microdureza en los especímenes A, C y E.

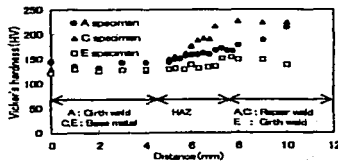


Figura 4.5. Distribución de la dureza en el girth y la reparación [140].

La muestra E tiene valores de microdureza menor tanto para el girth como para el metal base debido al gran tiempo de exposición en condiciones de operación. Además, la disminución en los valores de dureza es mucho mayor en comparación al metal base. Así, la muestra E exhibe una distribución en los valores de micro dureza casi uniforme en toda la pieza. Sin embargo, las muestras A y C presentaron partes suaves y partes duras. Las partes suaves fueron generadas por la exposición a grandes periodos de tiempo, mientras que las partes duras se generaron por la reparación. Una de las características en los cambios de dureza en los materiales sometidos a la reparación después de estar expuestos a largos periodos de servicio, es que existe una diferencia mucho mayor de dureza que es inducida entre la soldadura sujeta a reparación y los materiales expuestos comparados con combinaciones de materiales soldados. Esta tendencia es más pronunciada cuando no se aplicó PWHT a los materiales soldados.

4.4.5. Ensayo de fluencia.

La tabla 4.3 presenta las condiciones del ensayo de fluencia y la localización de la fractura de las muestras. El ensayo fue conducido en un rango de temperaturas entre 575 a 650°C, aplicando esfuerzos de 34 a 75 MPa.

Tabla 4.3. Condición del ensayo de fluencia y localización de las fallas en las muestras [140].

Temperatura (°C)	Esfuerzo (MPa)	Muestra (PWHT)				E	Diámetro de la muestra (mm)
		A (con)	A (sin)	C (con)	C (sin)		
650	34	GW	-	BM		HAZ**	6
625	40	GW	-	HAZ		GW	6
625	40	GW	-	BM		GW	10
650	55	GW	-	BM		-	6
625	55	GW	HAZ*	BM	BM	HAZ**	6
600	75	GW	GW	BM	BM	-	6
575	75	GW	GW	BM	BM	BM	6

GW: Girth.

BM: Metal base.

HAZ*: Zona afectada por el calentamiento en la junta.

HAZ**: Zona afectada por el calentamiento en girth.

TESIS CON FALLA DE ORIGEN

Comportamiento de la soldadura en servicio

Los lugares donde se presentan las fracturas de las especies A son en su mayoría en girth y no cercanas a las líneas de fusión como lo muestra la figura 4.6. La localización de las fracturas en la muestra C fueron en el metal base y no cercana a las líneas de fusión. Ninguna de estas fracturas se localizó en HAZ que es inducida por el calor de la reparación.

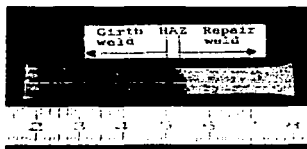


Figura 4.6. Localización de la falla en la muestra A (625 °C, 40 MPa) [140].

La figura 4.7 muestra una comparación de los resultados de los ensayos de fluencia con el metal base en términos de esfuerzos aplicados y parámetros de Larson Miller. Las muestras A, C, D y E presentaron esfuerzo de fluencia casi idénticos y estos esfuerzos son mucho menores a los del metal base, sugiriendo que los materiales han sufrido una degradación avanzada por el tiempo de exposición.

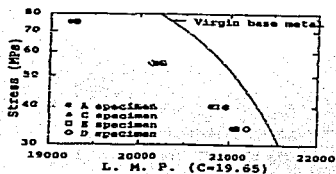


Figura 4.7. Resultados de los ensayos fluencia con el metal base en términos de esfuerzos aplicados y parámetros de Larson Miller [140].

La figura 4.8 también muestra una comparación detallada del tiempo de ruptura en función del ensayo de fluencia para cada muestra. El tiempo de ruptura de la muestra A es mucho menor que la de los otras muestras. Este fenómeno puede ser atribuido por la degradación del girth debido al largo periodo de servicio porque la posición de la fractura de la muestra A es en el girth.

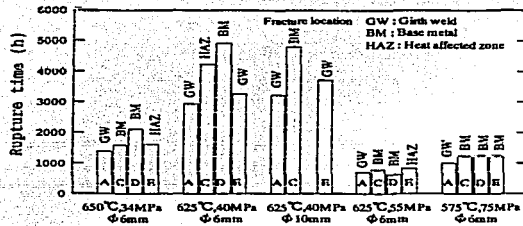


Figura 4.8. Comparación del tiempo de ruptura en el ensayo de fluencia para el metal base, girth y la sección reparada con PWHT [140].

La localización de las fracturas para la muestra C son en el metal base y para la muestra C en HAZ (región suave) como lo muestra la figura 4.9.

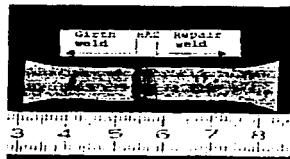


Figura 4.9. Localización de la fractura en el ensayo de fluencia en la muestra A (550 °C) [141].

4.4.6. Ensayo de impacto Charpy.

La figura 4.10 muestra los resultados del ensayo de impacto Charpy. La energía del ensayo del metal base es baja, sugiriendo que se ha reducido drásticamente la ductilidad del material. Sin embargo los valores de energía en HAZ, girth y metal base son muy altos, sugiriendo también que el calor inducido por el proceso de soldadura es una recuperación de estos materiales.

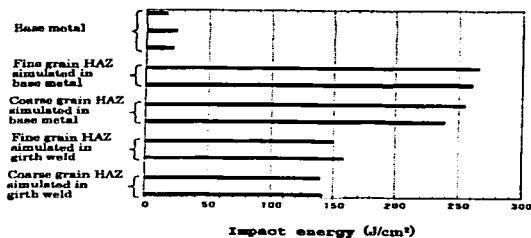


Figura 4.10. Resultados del ensayo de impacto Charpy [140].

Las mediciones de microdureza, los ensayos de fluencia y de impacto Charpy fueron conducidas en materiales sujetos a reparación para evaluar la integridad (procedimiento) para la reparación de manera cuidadosa, que han sido expuestos a largos periodos de exposición en servicio. Las partes suaves son el resultado de la exposición prolongada en servicio y que también existen partes duras generadas por la reparación. Esta situación crea mayores diferencias entre las partes y uniones soldadas normales. La reparación por soldadura encontró una disminución de la resistencia a la fluencia en materiales expuestos a prolongado tiempo de servicio basados en la localización de las

fracturas y el tiempo de ruptura para las muestra A y C. Además, se concluye que PWHT no causa ningún efecto en el tiempo de ruptura de los materiales.

4.5. Ensayos de soldabilidad a través del proceso de soldadura TIG en aceros inoxidables austeníticos sujetos a radiación [142].

Los aceros inoxidables austeníticos (SS) (SS316L(N)-IG) son utilizados en su mayoría como materiales estructurales en reactores termonucleares alrededor del mundo (ITER). Cuando SS316L(N)-IG es radiado por neutrones, se acumula helio en el acero debido a una reacción nuclear (n, α) [143, 144]. El helio es esencialmente insoluble en los metales [145, 146]. La presencia de helio en aceros irradiados resulta en la formación de defectos (burbujas, poros, grietas) debido al calentamiento de regiones con esfuerzos en las soldaduras [147].

En este estudio, uniones con soldadura de SS316L(N)-IG sin irradiar e irradiados fueron fabricados por el proceso de soldadura TIG y se evaluó el efecto del helio en las propiedades mecánicas.

El diagrama de flujo del procedimiento de re-soldadura se muestra en la figura 4.11. Las muestras fueron irradiadas en el Reactor de Ensayo de Materiales (JMTR) y fueron unidos a través de soldadura TIG. Después de la soldadura, las muestras fueron maquinadas y sujetas al ensayo de tensión.

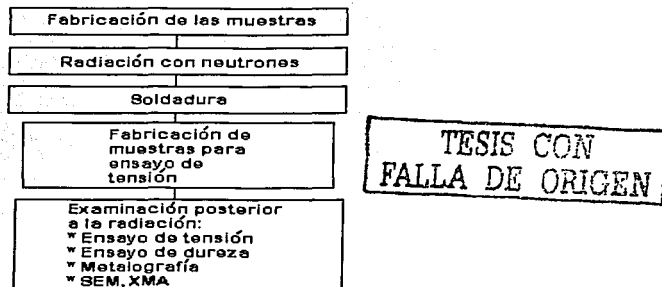


Figura 4.11. Diagrama de flujo del ensayo de re-soldadura.

4.5.1. Materiales.

Dos aceros inoxidables grados SS316L(N)-IG con diferente contenido de boro fueron usados en este estudio. El SS316L(N)-IG (JA) fue fabricado por Japan Steel Works y SS316L(N)-IG(EU) fabricado por Creusot-Loire Industrie. La composición química y las propiedades mecánicas de los aceros se muestran en la tabla 4.4. Dos tipos de muestras fueron preparadas y sus dimensiones se encuentran en [148].

Tabla 4.4. Composición química y propiedades mecánicas de SS316L(N)-IG(JA) y SS316L(N)-IG(EU) [142].

Material	Propiedades mecánicas		Elongación (%; 20°C)	Composición química (wt% excepto B)								
	Resistencia a la tensión (MPa, 20°C)	Resistencia a la fluencia (MPa, 20°C)		Cr	Ni	Fe	Mo	Mn	C	Co	N	B (ppm)
SS316L(N)-IG(JA)	583	269	46	17.45	12.24	Bal.	2.66	1.64	0.023	0.02	0.075	3.4
SS316L(N)-IG(EU)	590	300	54	17.15	12.19	Bal.	2.38	1.75	0.020	0.079	0.077	11.8

4.5.2. Condición de irradiación.

La irradiación por neutrones de las muestras para la soldadura fue realizada cuidadosamente en JMTR.

4.5.3. Procedimiento de soldadura.

El procedimiento por soldadura TIG fue realizado de manera convencional. La unión se realizó en ambos lados de la junta y se prepararon tres tipos de unión; unión sin irradiación/sin irradiación (Tipo A), junta irradiada/sin irradiación (Tipo B) y junta irradiada/irradiada (Tipo C). No se requirió de materiales de aporte. La energía suministrada para la unión por soldadura para las juntas Tipo B y C fue entre 1 y 2 kJ/cm. Las muestras fueron maquinadas y preparadas para el ensayo de tensión.

4.5.4. Ensayo de tensión.

Los ensayos de tensión se realizaron de manera cuidadosa a las tres diferentes juntas, a 20°C y 150°C. Las superficies de factura, después del ensayo de tensión, se observaron a través de microscopio electrónico de barrido (SEM). También se practicó el ensayo de dureza a 20°C y 150°C. La dureza fue medida con un indentador Knoop usando un ensayo de microdureza Vickers. Las estructuras de las soldaduras fueron observadas con microscopio óptico usando una sección transversal en dirección de la soldadura previamente preparada por metalografía.

4.5.5. Estimación en la generación de Helio.

Los valores de generación de Helio en los aceros SS316L(N)-IG(JA) y SS316L(N)-IG(EU) en ambas reacciones (n,α) se muestran en la tabla 4.5. Estos cálculos fueron obtenidos en base al espectro del JMTR [149]. A partir de estos resultados se concluye que la cantidad de Helio generado por la reacción $^{58}\text{Ni}(n,\gamma)^{59}\text{Ni}(n,\alpha)^{56}\text{Fe}$ fue pequeña en comparación con la reacción $^{10}\text{B}(n,\alpha)^7\text{Li}$ para un ciclo pesado en JMTR, y la cantidad total de Helio generado en SS316L(N)-IG(JA) y SS316L(N)-IG(EU) fue alrededor de 3.4 y 11 appm, respectivamente.

Tabla 4.5. Cálculo de los valores de generación de Helio.

	Cantidad de He generado (appm)*	
	SS316L(N)-IG(JA)	SS316L(N)-IG(EU)
Fe(n,α)	6.7×10^{-2}	6.7×10^{-2}
Ni(n,α)	8.5×10^{-2}	8.5×10^{-2}
Cr(n,α)	9.7×10^{-3}	9.6×10^{-3}
Mg(n,α)	7.8×10^{-4}	8.3×10^{-4}
$^{58}\text{Ni}(n,\gamma)^{59}\text{Ni}(n,\alpha)$	2.2×10^{-1}	2.2×10^{-1}
$^{10}\text{B}(n,\alpha)$	3.0	10
Total He (appm)	3.4	11

*appm: partes por millón atómico

4.5.6. Propiedades mecánicas.

Los resultados del ensayo de tensión se presentan en la tabla 4.6. La resistencia a la tensión en las uniones tipo A y B fueron alrededor de 600 MPa a 20°C y dicha resistencia fue casi la misma en comparación a la del metal base sin irradiación. Estas mismas uniones se fracturaron en el metal base sin irradiación. Las gráficas esfuerzo-deformación para SS316L(N)-IG(JA) y SS316L(N)-IG(EU) a 150 °C se presentan en la figura 4.12.

Tabla 4.6. Resultados del ensayo de tensión [142].

Material	Muestra	Temperatura del ensayo (°C)	Resistencia a la tensión (MPa)	Punto de fractura
SS316L(N)-IG(JA)	Metal base	20	590	-
	(Sin irradiar)	150	480	-
	Metal base (Irradiado)	20	707	-
	150	585	-	
	Tipo A ^a	20	605	Metal base sin irradiación
	150	504	Metal base sin irradiación	
	Tipo B ^b	20	625	Metal base sin irradiación
	150	496	Metal base sin irradiación	
	Tipo C ^c	20	642	HAZ
	150	519	HAZ	
SS316L(N)-IG(EU)	Metal base	20	599	-
	(Sin irradiar)	150	485	-
	Metal base (Irradiado)	20	726	-
	150	586	-	
	Tipo A ^a	20	602	Metal base sin irradiación
	150	498	Metal base sin irradiación	
	Tipo B ^b	20	610	Metal base sin irradiación
	150	498	Metal base sin irradiación	
	Tipo C ^c	20	640	HAZ
	150	533	HAZ	

^a Tres combinaciones de soldadura: Tipo A: sin irradiación/sin irradiación

^b Tipo B: irradiación/sin irradiación

^c Tipo C: irradiación/irradiación

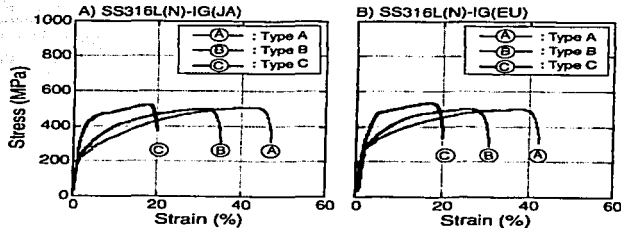


Figura 4.12. Curvas esfuerzo-deformación de SS316L(N)-IG(JA) y SS316L(N)-IG(EU) a 150 °C [142].

La resistencia a la tensión en el tipo A y B fueron alrededor de 500 MPa a 150 °C y fue similar a la del metal base sin irradiación. Ambas uniones se fracturaron en el metal base sin irradiación. La mayoría de las fracturas en estas muestras fue dúctil.

La distribución de la dureza para las uniones tipo C se muestran en la figura 4.13. La dureza de la soldadura fue menor a la del metal base con irradiación. La resistencia a la tensión del tipo C fue alrededor de 640 MPa y 520 MPa a 20°C y 150°C, respectivamente. Estas resistencias fueron pequeñas en comparación con el metal base irradiado en cada temperatura. La localización de la fractura está relacionada con las regiones donde presenta baja dureza en la soldadura.

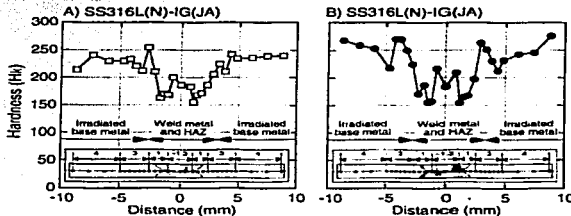


Figura 4.13. Distribución de la dureza en la junta tipo C [142].

Cierto reporte indica [146] que la presencia de agrietamiento intergranular ocurre cuando se tienen contenidos de 2.5 apm de Helio por la técnica de "tritum trick". Otro reporte [150] muestra una disminución de la resistencia a la tensión en soldadura con materiales SS 304 que contienen 5 apm de Helio.

En el ensayo de re-soldadura de SS316L(N)-IG(JA) y SS316L(N)-IG(EU), la resistencia a la tensión de la unión irradiación/sin irradiación (tipo B) fue aproximadamente igual a la del metal base sin irradiación y la mayoría de las fracturas fueron dúctiles. Esto

muestra que la re-soldadura entre SS316L(N)-IG (tipo B) puede ser exitosa siempre y cuando la concentración de Helio sea alrededor de 10 appm. Las fracturas en las uniones tipo C se presentaron en la soldadura y la zona afectada por el calor (HAZ). La fractura siempre ocurrió en lugares suaves de la soldadura.

4.6. Reparación por soldadura de álabes de turbinas generadoras de vapor usando como consumibles aceros inoxidables austeníticos y martensíticos [151].

En turbinas de vapor y agua, las álabes están sujetas a grandes fuerzas centrífugas durante la operación. Las álabes (usualmente fabricadas de acero inoxidable martensítico) tienen grandes esfuerzos y cualquier distracción en las especificaciones de fabricación, ensamble y control de calidad favorece la formación de grietas. Un gran número de álabes con grietas/fallas han sido reportados en la literatura [152, 153, 154]. El remedio convencional requiere del reemplazo de las álabes agrietadas. La reparación por soldadura de las álabes puede reducir considerablemente el tiempo de reemplazo reflejándose en una reducción de los gastos. Los procedimientos para la reparación han sido desarrollados e implementados en álabes de turbinas de vapor de baja presión (LP) en Plantas Generadoras de Energía Eléctrica (PHWR). Estas turbinas operan a temperaturas por debajo de 200 °C y sus álabes están fabricadas de acero inoxidable martensítico. Durante la planeación de este método de reparación en plantas PHWR, la inspección de una turbina en LP-IV reveló la presencia de grietas en dos de sus álabes, figura 4.14.

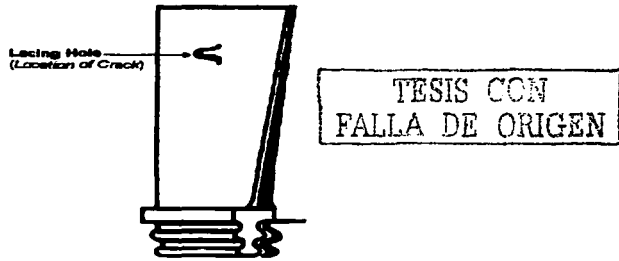


Figura 4.14. Diagrama que muestra la localización de una grieta en álabes una turbina en LP-IV [151].

Estas grietas fueron detectadas a través del ensayo de Partículas Magnéticas Fluorescentes (FMPT) y no por líquidos penetrantes (DPT). Estas grietas fueron reparadas usando materiales de aporte de acero inoxidable austenítico ER 316L, mientras otros procedimientos fueron desarrollados para materiales de aporte de acero inoxidable martensítico ER 410.

Los procedimientos para la reparación por soldadura con materiales de aporte de acero inoxidable austenítico incluyeron que las álabes fueran precalentadas para ser inducidas a fracturas por hidrógeno en frío. Estos fueron ER 309L y ER 316L y materiales de aporte de una aleación base Ni de nombre ER NiCr-3 (Inconel 82). Los coeficientes de expansión térmica del acero inoxidable austenítico y la aleación base Ni fueron 18×10^{-6} y $15 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, respectivamente.

El desarrollo de una estrategia para la reparación por soldadura involucró la selección de los electrodos consumibles, la optimización de los parámetros del tratamiento térmico posterior a la soldadura (PWHT), y la examinación micro estructural.

La optimización de los parámetros PWHT involucró el tratamiento térmico de las soldaduras de acero inoxidable austenítico a 600°C para diferentes tiempos entre 0.5 y 5 hr., y soldaduras de acero inoxidable martensítico a diferentes temperaturas entre 700 y 775°C para diferentes tiempos entre 0.25 y 1 hr.

4.6.1. Desarrollo del procedimiento de reparación.

La mayoría de las reparaciones se realizaron primero en tubería de acero inoxidable martensítico tipo 410 de 88.9 mm de diámetro y 3.2 mm de espesor a través del proceso GTAW usando materiales de aporte de 1.6 mm de diámetro ER 309L y ER 410, y 2 mm de diámetro para ER 316L y ER NiCr-3. Las tablas 4.7 y 4.8 muestran las composiciones químicas del metal base, soldadura y los parámetros técnicos empleados.

Tabla 4.7. Composición química de los materiales (wt%).

Elemento	410 SS pipe	Alabe — etapa LP-IV.	Alabe — etapa LP-V.	ER 309L weld	ER 316L weld	ER NiCr-3 weld	ER 410 weld
C	0.127	0.13	0.13	0.012	0.018	0.006	0.091
Cr	12.8	11.8	12.2	23.20	18.52	19.27	12.3
Mn	0.34	0.52	0.57	17.71	1.64	3.00	0.55
Si	0.32	0.25	0.18	0.48	0.33	0.14	0.55
Mo	0.12	0.36	1.24	-	2.22	-	<0.2
Ni	0.20	0.43	5.7	13.70	11.52	74.31	0.28
P	0.024	0.024	0.024	0.015	0.028	<0.005	0.026
S	<0.006	<0.006	0.015	0.014	0.013	0.002	0.017
Co	0.02	0.02	0.16	-	-	<0.01	0.027
Cu	-	-	0.14	-	-	0.24	0.14
Nb	<0.015	<0.015	<0.07	-	-	2.42	<0.07
V	0.024	0.019	0.10	-	-	-	0.016
Ta	-	-	-	-	-	<0.01	-
Ti	<0.004	<0.004	<0.004	-	-	0.39	<0.004
Fe	Balance	Balance	Balance	Balance	Balance	0.09	Balance
Contenido de ferrita (a)	-	-	-	12FN	8FN	-	-

(a) Número de ferrita (FN) estimado a partir del diagrama WRC-92 asumiendo que N = 0.03 wt%

Tabla 4.8. Parámetros de soldadura utilizados en el proceso GTAW.

Parámetros de soldadura	Diámetro de la varilla: 1.6 mm		Diámetro de la varilla: 2 mm		Diámetro de la varilla: 1.6 mm	
	ER 309L		ER 316L/ER NiCr-3		ER 410	
	Raíz	Ranura	Raíz	Ranura	Raíz	Ranura
Corriente (A)	80	90	80	115	80	75
Voltaje (V)	10	11	10	13	9	10
Velocidad de la soldadura (mm/min)	70	115	95	135	63	56
Temperatura de precalentamiento (°C)	No	No	No	No	250	250
Temperatura de interpasos (°C)	Ambiente	-100	Ambiente	-100	250	250
Polaridad	DCSP	DCSP	DCSP	DCSP	DCSP	DCSP
Pureza del argon como gas de protección (%)	99.99	99.99	99.99	99.99	99.99	99.99
Flujo del argón (l/min)	25	25	25	25	7	7
Flujo del argón en el backing (%)	35	35	35	35	9	8
Posición	1G	1G	1G	1G	1G	1G

No se emplea precalentamiento cuando la soldadura se realiza con materiales de aporte de SS austenítico y aleación base Ni, mientras que para materiales de aporte de SS martensítico ER 410 el precalentamiento es de 250 °C. En todos los casos, el gas de protección tiene una pureza de 99.99 % para minimizar la posibilidad de fractura en frío por hidrógeno inducido en las soldaduras.

4.6.1.1. Ensayos mecánicos de las piezas soldadas.

Al término de cada soldadura se realizan pruebas de tensión en las muestras soldadas con materiales de aporte de SS austenítico (ER 309L, ER 316L y ER NiCr-3). Los resultados se muestran en la tabla 4.9.

Tabla 4.9. Propiedades de tensión de la soldadura de SS 410 usando consumibles de SS austenítico y martensítico.

Varilla de aporte utilizado	PWHT	Resistencia máxima a la tensión (N/mm ²)	Resistencia de fluencia (N/mm ²)	Elongación (%)	Lugar de la fractura
ER 309L	Soldadura	819	685	12	Metal Base
		795	629	11	Metal Base
		812	695	14.2	Metal Base
		779	449	5	Metal de soldadura
ER NiCr-3	Soldadura	699	426	6	Metal de soldadura
		726	450	7.6	Metal de soldadura
ER 316L	Soldadura	808	612	7.6	Metal de soldadura
		819	574	7.6	Metal de soldadura
ER 410	600°C/1h	747	-	15.3	Metal Base
	735°C/1h	774	-	13.7	Metal Base

Se observa que cuando la fractura ocurre en la soldadura de SS austenítico, el porcentaje de elongación fue el más bajo. En las soldaduras con ER 316L y ER NiCr-3, la fractura ocurre en la soldadura, mientras que en las soldaduras con ER 309L, las fracturas ocurren casi siempre en el metal base.

Todas las muestras aprobaron los ensayos de doblez con la excepción de una muestra soldada con ER 309L la cual falló durante dicha prueba.

La examinación visual de las fracturas tanto de las pruebas de tensión como de doblez, fabricadas con material de aporte de SS austenítico no muestran deformación en la zona afectada térmicamente (HAZ). En las soldaduras fabricadas con materiales de aporte de SS austenítico, la dureza es apreciablemente alta en HAZ en comparación a la soldadura y el metal base, tabla 4.10.

Tabla 4.10. Valores de microdureza (HV a 200 g de carga) en diferentes regiones de la soldadura antes y después PWHT [15].

Soldadura	PWHT	Metal de soldadura	HAZ	Metal Base
410 SS/ER 309L	As-welded	175	450	250
	600°C/1h	330	275	265
410 SS/ER 316L	As-welded	235	485	250
	600°C/1h	230	280	250
410 SS/ER NiCr-3	As-welded	175	455	250
	600°C/1h	170	275	250
410 SS autógeno	As-welded	450	440	240
	600°C/1h	270	280	-
Álabe —etapa LP-V- autógeno	As-welded	544	499	325
	410 SS/ ER 410	374	376	359
	735°C/1h	269	261	249

Sin embargo, las propiedades de tensión de las soldaduras fabricadas con acero inoxidable austenítico son adecuadas, la dureza en HAZ puede tener inferior ductilidad comparado con la soldadura y el metal base y podría ser la iniciación de una grieta en HAZ durante el servicio. En este respecto, usar material de aporte ER 316L sería lo más favorable ya que la dureza de la soldadura con ER 316L se acerca más con el metal base del acero inoxidable 410. Sin embargo, utilizar este material de aporte de acero inoxidable austenítico para reparar las álabes de la turbina LP-V sería inadecuado, ya que la dureza de la soldadura es considerablemente baja en comparación al metal base. Las soldaduras con material de aporte ER 410 presentaron durezas similares en HAZ, soldadura y metal base.

4.6.1.2. Optimización de los parámetros de PWHT.

La temperatura para PWHT para soldaduras con acero inoxidable austenítico fue seleccionada a 600°C basado en consideraciones metalúrgicas y técnicas de soldadura en la planta. Para optimizar el tiempo requerido en el PWHT, las soldaduras fabricadas con ER 309L, ER 316L y ER NiCr-3 estuvieron sujetas a la temperatura de 600°C en los siguientes tiempos: 0.5, 1, 2 y 5 hr, y posteriormente enfriadas a temperatura ambiente.

Para optimizar los parámetros para PWHT con soldaduras fabricadas con ER 410, la soldadura autógena en la turbina LP-V fue sujeta a cuatro diferentes temperaturas 700, 725, 750, 775°C para tres diferentes tiempos 0.25, 0.5 y 1 hr para cada temperatura.

4.6.1.2.1. Ensayo de microdureza.

Los perfiles típicos de microdureza para las intercargas de SS austenítico/SS 410 (para soldaduras fabricadas con ER 316L) antes del PWHT y después del PWHT a 600°C para 0.5-5 hr se muestran en la figura 4.15.

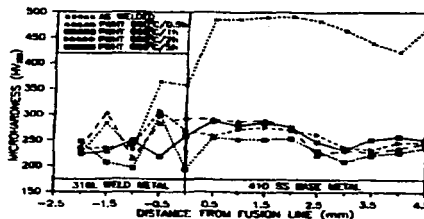


Figura 4.15. Variación de la microdureza en la intercarga de la soldadura 410 SS/ER 316L antes y después de PWHT [151].

La disminución de la dureza a 1 hr de tratamiento térmico a 600°C no es muy significativa. El tiempo óptimo para PWHT fue seleccionado a 1 hr. Los perfiles de microdureza a partir de la intercarga con soldadura autógena en la turbina LP-V antes y después de PWHT a 700-775°C para 0.25, 0.5 y 1 hr se comparan en la figura 4.16.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

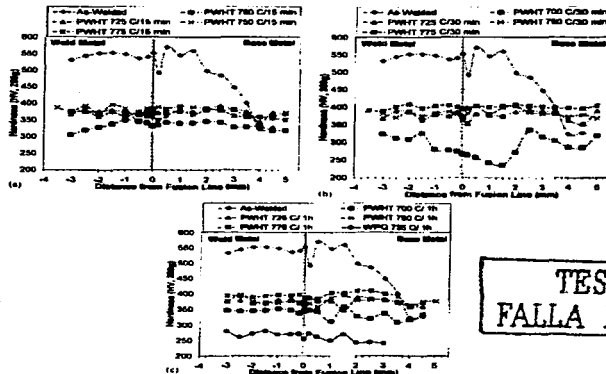


Figura 4.16. Perfiles de microdureza a partir de la intercara con soldadura autógena en la turbina LP-V antes y después de PWHT a 700-775°C para 0,25, 0,5 y 1 hr [151].

El perfil de microdureza para 410 SS/ER 410 bajo el procedimiento de calificación (WPQ) después de 735°C/1 hr en PWHT fue también registrado y aparece en la figura 4.16c. Se encontró que el promedio de la dureza estaba HV 100 abajo en comparación a la soldadura autógena para LP-V. Esto indica que mientras el material de aporte ER 410 puede ser usado para reparar álabes de la turbina LP-IV (similar al tipo SS 410), alternativamente con material con altos contenidos de Ni y Mo tienden a ser usados para reparar los álabes del LP-V.

4.6.1.2.2. Microestructura.

La examinación detallada de todos las soldaduras de SS austenítico no revela ninguna grieta inducida por el enfriamiento de la soldadura o en HAZ. El metal de

soldadura muestra dos regiones: una región revela austenita, martensita y ferrita Δ , mientras que otra región muestra solamente austenita. La primera región se presenta debido a que la temperatura Ac1 puede estar por debajo de la temperatura del PWHT, la dureza no varía con la duración del PWHT y por lo tanto no afecta el PWHT. La segunda región donde la disolución del metal base fue menor, la microestructura consiste de austenita y ferrita Δ . El comportamiento de las soldaduras 316L y 309L fue similar excepto que la formación de fases duras es mucho menor en 316L. Esto indica claramente que las soldaduras podrían ser obtenidas con ER 316L y que el PWHT no modificaría ninguna característica microestructural que podría degenerar las propiedades de la soldadura.

4.6.1.3. Propiedades mecánicas.

El promedio de los valores de tensión después del PWHT de las soldaduras con 410 SS fabricadas con ER 316L y ER 410 se presentan en la tabla 4.9. En ambos casos las propiedades de tensión fueron satisfactorias. Ambas soldaduras aprobaron los ensayos de flexión en la ranura y en la raíz.

4.6.1.4. Selección del material consumible para la reparación por soldadura (SS austenítico).

Se evaluaron los tres tipos de material de aporte de SS austenítico, el resultado fue que usar ER 316L para reparar álabes de turbinas tiene la siguientes ventajas: (1) posible soldadura sin precalentamiento, (2) estabilidad superior de la microestructura después PWHT comparado con ER 309L.

No se recomendó el uso de ER NiCr-3 debido a la baja resistencia y dureza de la soldadura comparada con SS austenítico.

Basado en todos estos factores, se decidió usar ER 316L para reparar las grietas presentes en alavés de turbinas de vapor.

4.6.2. Reparación en planta a través de soldadura a álabes con grietas.

Quando se han concluido las prácticas en el laboratorio a través de tubos de acero inoxidable, la secuencia de reparación se traslada a la planta donde se encuentran las turbinas.

Las grietas de dos álabes de turbinas de vapor en plantas nucleares de la India han sido exitosamente reparadas con material de aporte ER 316L usando el procedimiento que se describe abajo. El procedimiento de la reparación con material de aporte ER 410 ha sido desarrollado para reparaciones futuras de álabes con una composición similar a AISI 410 SS y donde sería factible el empleo de precalentamiento.

4.6.2.1. Remoción de la grieta y preparación de junta.

Las grietas son completamente removidas por esmeril con herramientas especiales y la preparación de la ranura se realiza cuidadosamente. El ángulo de la ranura generalmente es alrededor 70°.

4.6.2.2. Proceso de soldadura para la reparación.

El proceso de soldadura utilizando ER 316L fue GTAW para reparar las grietas de álabes. Los parámetros de soldadura fueron aquellos bajo códigos de reparación. Con material de aporte ER 316L no se emplea precalentamiento, y la temperatura en cada interpaso no fue permitida que excediera 100°C. El DPT fue implementado después del término del proceso. Después de dicha examinación se realizó el PWHT.

4.6.2.3. PWHT local.

4.6.2.3.1. PWHT en muestras de placas de acero inoxidable "trials on mock-ups".

Un número de procedimientos alternativos fueron intentados tratando de simular la forma geométrica actual. Después de varios intentos, el procedimiento para realizar el PWHT de manera local usando calentamiento por resistencia eléctrica en la superficie superior de la soldadura y monitoreando la temperatura colocando termopares en la parte inferior de la soldadura, proporciona excelentes resultados.

Siguiendo con los procedimientos de arriba, las muestras soldadas usando ER 316L fueron sometidos a PWHT a 600°C por 1 hora. El DTP en ambas soldaduras no revelaron ninguna discontinuidad. Los perfiles de microdureza de estas soldaduras después del PWHT (figura 4.17) se mostraron satisfactorios.

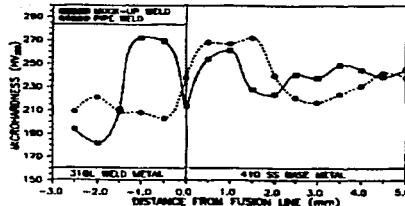


Figura 4.17. Variación en la microdureza en la intercara de la soldadura 410 SS/316L en placas de acero inoxidable [151].

4.6.2.3.2. PWHT de las piezas reparadas.

Todas las reparaciones están sujetas a PWHT de acuerdo con los procedimientos desarrollados y descritos arriba. Durante el tiempo de PWHT la temperatura en la soldadura fue alrededor de $610 \pm 10^\circ\text{C}$ fabricada con material de aporte ER 316L.



4.6.2.4. Examinación no destructiva de las soldaduras reparadas.

La examinación no destructiva fue realizada cuidadosamente en varias etapas, en la metalografía *in-situ* fue conducida para asegurar revenido en HAZ. La metalografía se realizó en una unidad de pulido portátil, una unidad de ataque y microscopio. La superficie de la soldadura fue pulida a espejo. El HAZ fue atacado con agente Vilella, mientras que la soldadura fue atacada electroquímicamente en persulfato de amonio. Las observaciones al microscopio indican revenido en la soldadura. Las réplicas de la soldadura fueron transferidas a películas de plástico, las cuales fueron recubiertas con oro para mejorar la reflectividad para futuras observaciones al microscopio en el laboratorio.

4.6.2.5. Conclusiones.

Los procedimientos de reparación utilizando el proceso de soldadura GTAW han sido desarrollados para reparar grietas en álabes de turbinas usando material de aporte austenítico ER 316L y martensítico ER 410. Ninguna de las soldaduras 316L y 410 después del PWHT fallaron durante el ensayo de tensión en el metal de soldadura, pero la ruptura se localizó en el metal base de SS 410.

- El PWHT local y el precalentamiento (usando material de aporte ER410) con resistencia eléctrica fueron los más adecuados. El PWHT óptimo para las soldaduras fabricadas usando material de aporte ER316L es $610 \pm 10^\circ\text{C}$ por una hora, mientras que utilizando material de aporte ER410 es $735 \pm 10^\circ\text{C}$ por una hora.
- El procedimiento para la reparación con material de aporte ER310L ha sido exitosamente empleado en la reparación de grietas en álabes de turbinas de plantas generadoras de vapor en la India.

- El procedimiento para la reparación con material de aporte ER410 martensítico puede ser aplicado para la reparación de álabes con una composición similar al tipo SS 410.

4.7. Reparación en plantas de energía nuclear por soldadura a componentes tubulares a través del proceso Nd: YAG Láser [155].

A partir de la década de 1990 se incrementa el uso de la soldadura por haz de láser conocida como Nd:YAG LÁSER.

Los tubos en el interior de los intercambiadores de calor son componentes importantes en las plantas nucleares. Después de un prolongado tiempo de servicio, los componentes se encuentran parcialmente dañados debido al ataque y desgaste bajo condiciones de alta temperatura. Para la operación segura de la planta nuclear es importante encontrar un método eficiente para reparar estos componentes en su sitio.

La soldadura por láser es un proceso de soldadura razonable debido a su alta frecuencia y TIG. Debido a la alta densidad de energía, la soldadura por este proceso tiene altas velocidades de producción (o depósito) y menor influencia del calor en el metal base [156, 157]. El proceso de soldadura Nd:YAG tiene una característica especial. Una ventaja de Nd:YAG es que es transmitida por fibra óptica, lo cual es adecuado en un lugar para la soldadura de los componentes de la planta nuclear [158,159]. Además la absorptividad de la energía de este proceso por el metal es alta en comparación a otros procesos por láser [160], además que muestra baja tendencia de los componentes a micro fisuración en comparación a otros procesos de soldadura [161]. El Nd: YAG Láser produce gran relación profundidad/anchura de la soldadura [162]. Las investigaciones han demostrado también que Nd: YAG Láser es utilizado, pese a la gran densidad de energía, en secciones delgadas [163], soldadura por punto [164-166] y soldadura en piezas con algún tipo de recubrimiento [167,168].

Zacharia *et al* [169] estudiaron el efecto de la soldadura a través de Nd: YAG Láser en la estructura durante la solidificación de aceros inoxidables austeníticos. Bagger *et al* [170] investigaron la influencia del tipo de gas de protección en la penetración, anchura y oxidación en la superficie de los materiales sujetos a Nd: YAG Láser debido a su alta densidad de energía.

Este proceso de soldadura ha llegado más allá de una simple reparación de componentes. Kaukler y Workman [171] simularon este proceso de soldadura en el ambiente espacial en acero inoxidable tipo 304. También la influencia que tiene un bajo o alto flujo del gas de protección en la soldadura, fue experimentada por Goswami [172]. Nagashima *et al* [173] desarrollaron un robot para reparar tubos por soldadura Nd: YAG Láser en intercambiadores de calor.

Para ejemplificar el desempeño de este proceso de soldadura, se realizó en el sur de Corea la reparación de componentes tubulares en una planta nuclear a través de Nd: YAG Láser [155]. Es diseñado también el equipo para efectuar la reparación en el interior de los tubos, del encamisado y la junta. Aquí se muestra como se realiza la reparación de estos componentes, esencialmente intercambiadores de calor.

Los materiales del tubo y del encamisado son Inconel 600 e Inconel 690, respectivamente. El Inconel 600 está recocido, su diámetro exterior es 22.2 mm y espesor de 1.2 mm. El Inconel 690 tiene un diámetro exterior de 19.5 mm con un espesor de 0.9 mm. Su composición química se muestra en la tabla 4.11 y la muestra para el ensayo de tensión en la figura 4.18.

Tabla 4.11. Composición química del Inconel 600 y 690.

Material	Ni	Cr	Fe	C	Si	Mn	P	S	Ti	Cu
Inconel 600	75.1	15.40	8.00	0.010	0.10	0.30	-	0.001	-	0.20
Inconel 690	58.3	29.81	10.68	0.021	0.39	0.28	0.008	0.002	0.34	0.01

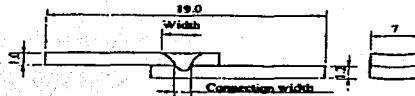


Figura 4.18. Esquema para la muestra de ensayo de tensión [155].

El proceso de soldadura es a través de láser utilizando fibra óptica para transmitir la energía. Generalmente se emplea N_2 como gas de protección para evitar la oxidación. La velocidad de avance de la soldadura es de 160 y 260 mm/minuto.

Para reducir los esfuerzos residuales se realiza cierto diseño como lo muestra la figura 4.19. El proceso de soldadura por láser tiene alta densidad de energía y puede producir altas penetraciones que, entonces, penetra tanto el encamisado como en el tubo con la soldadura. El diseño del equipo se muestra en la figura 4.20.

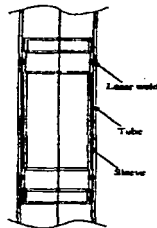


Figura 4.19. Esquema que ilustra el diseño de la estructura [155].

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

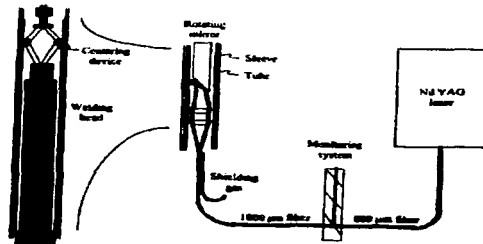


Figura 4.20. Diseño del equipo utilizado para el encamisado de la estructura [155].

4.7.1. Prueba de corrosión inducida por esfuerzos en la soldadura.

Los esfuerzos residuales existen en la soldadura después del proceso donde se presenta una distribución no uniforme de la temperatura producida por el láser. Los esfuerzos de tensión residuales se miden por el método de difracción de rayos X que indican valores por debajo de 60 MPa. Este valor no es alto comparado con el esfuerzo de fluencia del metal base. SCC reduce seriamente la vida útil de los componentes. Las figuras 4.21a y 4.21b muestran el SCC del metal base en una solución cáustica bajo 207 y 414 MPa de esfuerzos de tensión. Las figuras 4.21c y 4.21d muestran SCC de las soldaduras bajo las mismas condiciones. Esto indica que la velocidad de SCC bajo la influencia de altos esfuerzos tanto en la soldadura como en el metal base es mucho mayor que a bajos esfuerzos de tensión. El SCC puede disminuir sensiblemente si los esfuerzos residuales de las uniones son reducidos.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Comportamiento de la soldadura en servicio

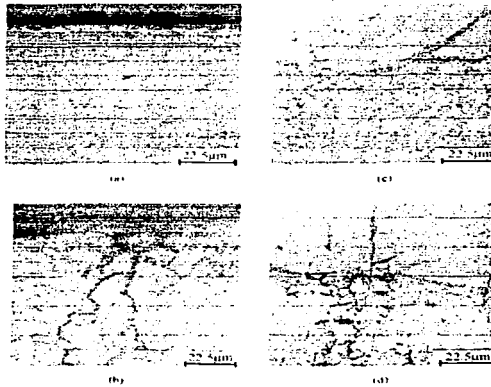


Figura 4.21. SCC en solución caustica: (a) esfuerzo = 207 MPa, tiempo sujeto a corrosión = 4877 h, metal base; (b) esfuerzo = 414 MPa, tiempo sujeto a corrosión = 1624 h, metal base; (c) esfuerzo = 207 MPa, tiempo sujeto a corrosión = 1624 h, soldadura; (d) esfuerzo = 414 MPa, tiempo sujeto a corrosión = 1624 h, soldadura [155].

4.7.2. Propiedades mecánicas de la soldadura.

La figura 4.22 muestra la sección transversal de la soldadura. El láser produce alta penetración y conecta al encamisado con el tubo a través de la fusión del metal.

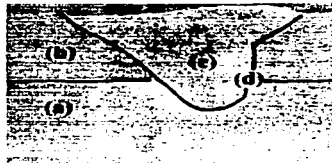


Figura 4.22. Sección tranversal de la soldadura [155].

La figura 4.23 muestra también la microestructura de la junta soldada. La microestructura tanto del encamisado, tubo y la soldadura son todos austenita. La zona afectada por el calentamiento (HAZ) del encamisado y el tubo no presenta transformación en la microestructura y el tamaño de grano es muy pequeño. Esto indica que el efecto del calor en el metal base es pequeño. Cuando se ha fundido el metal se inicia la solidificación y el crecimiento de los granos es en dirección al centro resultando en estructuras columnares. No existe la presencia de agrietamiento por calor en la soldadura y HAZ debido a que el contenido de S es bajo y los esfuerzos térmicos en la micro estructura de la soldadura es limitado.

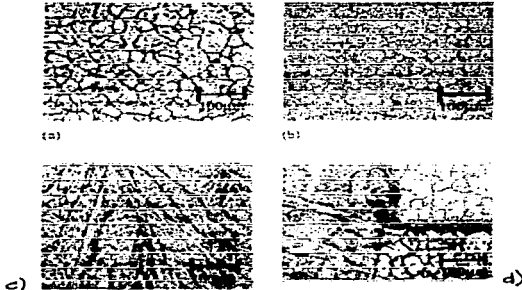


Figura 4.23. Microestructura de la junta: (a) Inconel 600, (b) Inconel 690, (c) Centro de la soldadura, (d) Línea de fusión [155].

La figura 4.24 muestra la distribución de los valores de dureza en la sección transversal de la junta. El valor de la dureza inicial del material es HV 235 y las mediciones a lo largo de dicha sección son alrededor del 90% del valor inicial de dureza.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

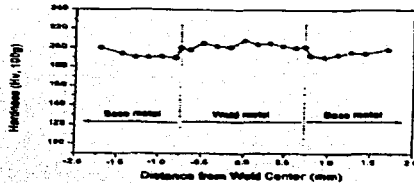
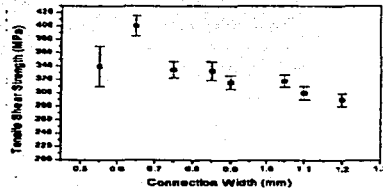


Figura 4.24. Distribución de la dureza en la sección transversal de la soldadura [155].

La influencia de la potencia en la conexión se remarca de manera notable cuando el pulso es de 12 ms que cuando es de 7 ms. La figura 4.25 muestra el resultado del ensayo de resistencia a la tracción de la soldadura.



TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Figura 4.25. Esfuerzos de tensión de las juntas a diferentes profundidades [155].

Los valores están entre 310 y 440 MPa. El valor máximo de profundidad se obtiene cuando la conexión es de 0.65 mm. La resistencia a la tensión de la muestra soldada en su mayoría depende de la composición química y la velocidad de enfriamiento el cual se determina con los parámetros de soldadura. Valores pequeños en la conexión corresponden a bajas densidades de energía derivado de altas velocidades de enfriamiento dando como resultado resistencia a la tensión muy elevada. El promedio de

los valores de resistencia a la tracción de la soldadura, 340 MPa que es alrededor del 60% de la resistencia del Inconel 600, 550 MPa.

Altos esfuerzos en estructuras soldadas incrementan sensiblemente la SCC y disminuyen la vida útil en servicio. La alta densidad de energía del proceso de soldadura Nd:YAG produce altas penetraciones y puede unir tanto el encamisado como el tubo. El metal base del encamisado y el tubo no son seriamente afectados por el calor del proceso. La soldadura es dúctil y su resistencia a la tracción es alrededor del 60% de la resistencia del Inconel 600.

4.8. Revisión de los procedimientos de reparación por soldadura para aceros de baja aleación diseñados para minimizar el riesgo de futuras grietas [174].

Los sistemas que operan a altas temperaturas y presiones como las plantas generadoras de energía, petroquímica y refinería están sujetas a innumerables mecanismos de degradación. Como estos sistemas son viejos y degradados, sus componentes pueden fallar en servicio o ser declarados incapacitados para servicio basándose en una inspección y la evaluación del tiempo de vida remanente. Las decisiones de reparar o reemplazar estos componentes involucran inevitablemente algún proceso de soldadura con materiales degradados y componentes nuevos. Estas reparaciones a través de la soldadura deben realizarse *in situ*, esto implica ciertas complicaciones como el acceso al lugar de trabajo, precalentamiento y tratamiento térmico posterior a la soldadura (PWHT) y la inspección. Además, el tiempo de vida en servicio de la reparación tiene un importante soporte en la decisión de reemplazar o reparar cualquier componente.

A continuación se realiza una revisión y evaluación de los procedimientos para la reparación a través de soldadura de aceros ferríticos de baja aleación los cuales han sido desarrollados o utilizados en la industria petroquímica, refinerías y plantas generadoras de energía.

4.8.1. Consideraciones en la reparación por soldadura.

4.8.1.1. Materiales.

Cuando los componentes viejos o degradados fallan en servicio o el reemplazado debido a un defecto que limitó la vida útil de los componentes, es importante establecer la causa de la falla o defecto antes de realizar la reparación [175]. La preparación del material, anterior al proceso de soldadura, consiste en remover la zona afectada por el calor, el daño por creep que puede estar o no presente ya que el material podría agrietarse durante o posterior a la soldadura. Las grietas residuales y los defectos en la reparación pueden propagarse durante el proceso de soldadura o inmediatamente después de dicho proceso, para asegurar una sana reparación [176, 177] es necesario tratar térmicamente la zona de reparación en un intento de restaurar las propiedades del material original. La restauración de la ductilidad es de gran importancia en cualquier procedimiento de reparación.

4.8.1.2. Material de aporte.

Para elegir el material de aporte se debe tomar en cuenta la composición y condición del material original a ser soldado. Claramente la composición del electrodo debe acercarse al original para tener un gran éxito. Sin embargo, las propiedades del material original pueden tener ciertos cambios drásticos que pueden ser diferentes en

resistencia y ductilidad. Los electrodos de bajo carbono ($C < 0.03\%$) para controlar el depósito en aceros ferríticos de baja aleación, ofrecen mejoras en la soldadura como la tenacidad y resistencia a la formación de grietas [178]. Para muchos aceros ferríticos existe la elección de emplear electrodos ferríticos o electrodos base níquel. La elección de electrodos ferríticos involucra inevitablemente el uso de precalentamiento en la región de trabajo para reducir el potencial daño por hidrógeno y puede también involucrar el uso de PWHT para reducir los niveles de esfuerzos residuales.

Existen actualmente dos técnicas de soldadura "half-bead" y "temper-bead". Estas técnicas requieren de un cuidadoso plan de trabajo, entrenamiento y certificación del personal a desempeñar las labores de reparación. La elección de electrodos ferríticos y el desarrollo del plan de trabajo tendrá como resultado una satisfactoria soldadura con un potencial de vida en servicio prolongado.

Un ejemplo es la reparación de una caldera de vapor, que ilustra la complejidad y el tiempo necesario para efectuar la reparación [179]. Estos equipos muestran defectos laminares y grietas formadas durante la fabricación a través de algún proceso de soldadura que es inaceptable en servicio. Los defectos y su posible reparación fueron rechazados favoreciendo el reemplazo de la caldera. Un tratamiento térmico posterior a la soldadura fue incluido en el procedimiento de reparación por dos razones: el primero fue evitar el desarrollo de esfuerzos en el resto del material con un potencial de fragilización de la aleación y el segundo fue el tamaño del defecto en la aleación que podría ser tan pequeño que la propagación de la grieta en la soldadura con esfuerzos residuales podría esperarse. Para la reparación de estos aceros en una emergencia o imprevistos se prefiere el uso de electrodos o material de aporte base níquel. Los materiales de aporte base níquel tienen bajos esfuerzos residuales, resistencia inherente al agrietamiento por

hidrógeno bajo esfuerzos residuales, fractura tenaz y el depósito del material no requiere de técnicas especiales y tampoco requiere de precalentamiento y PWHT.

El tiempo para una reparación de emergencia usualmente supera la desventaja poco fiable de la inspección y las juntas disímiles tienden a fallar por fatiga térmica. Si se adopta en una emergencia la reparación con materiales de aporte base níquel se debe de realizar un plan para reparar el defecto y evitar serios problemas.

4.8.1.3. Precalentamiento.

El precalentamiento de la zona o región a reparar se realiza en un rango de 150-200 °C y es empleado para asegurar que el enfriamiento del depósito sea lo suficientemente lento para evitar el agrietamiento inducido por hidrógeno. En secciones delgadas, el calor del proceso de soldadura y la temperatura en cada uno de los pasos o cordones puede ser lo suficientemente alta para omitir el precalentamiento. En cada paso, el espesor de la sección se incrementa y la conducción de calor también. Con la aplicación del precalentamiento se tiene un control de la temperatura en cada paso que generalmente no es mayor a 300 °C. La importancia de este precalentamiento es restringir el crecimiento de los granos y la precipitación de carburos los cuales reducen la resistencia a la fluencia en la región reparada [180].

4.8.1.4. PWHT.

El PWHT es usado inmediatamente después de la soldadura para revenir regiones de alta dureza en la zona afectada térmicamente (HAZ), por lo tanto, reducir los esfuerzos residuales y también remover el hidrógeno a partir del depósito y HAZ. Las consideraciones si o no aplicar PWHT a la reparación pueden ser excluidas debido a un pobre acceso o tiempo limitado. Los defectos en sistemas a altas temperaturas y

presiones pueden ser revelados durante el trabajo de inspección. Si se descubren defectos durante la operación y no son aceptados no existe otra alternativa: volver a reparar.

Cualquier procedimiento de soldadura, el cual evite requerir de PWHT tiene un costo y tiempo significativo pero definitivamente el plan de mantenimiento e inspección del equipo es lo más recomendable.

4.8.1.5. Técnicas de soldaduras.

Sin PWHT los esfuerzos residuales deterioran con el tiempo a los componentes a la temperatura de operación. La HAZ con estructura de granos grandes o sin refinar (coarse grain) tiene baja ductilidad y son altamente susceptibles al agrietamiento durante el periodo de relajación de esfuerzos. El objetivo principal de las técnicas de reparación empleados es evitar el uso de PWHT por la generación en HAZ de estructuras de grano fino. Este objetivo puede ser realizado para minimizar el tamaño de grano formado, minimizar el calor inducido por el proceso de soldadura y el refinamiento esencialmente del crecimiento de los granos en HAZ usando el calor de los siguientes pasos o cordones de soldadura.

4.8.1.6. Técnica "half-bead".

El procedimiento para la reparación a través de la técnica "half-bead" tiene como finalidad controlar el depósito de material en la primera capa de soldadura cuando se requieren de una serie de cordones, figura 4.26.

Comportamiento de la soldadura en servicio

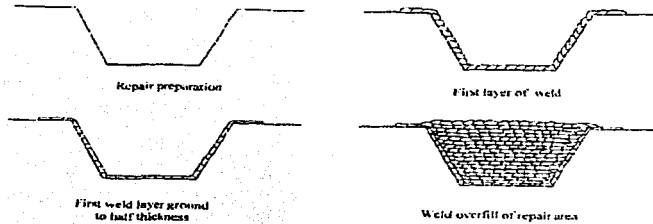


Figura 4.26. Técnica "half-bead" [174].

La primera capa es depositada con un electrodo de diámetro de 3 mm como máximo, una temperatura mínima de precalentamiento de 177 °C y una temperatura máxima entre cada paso de 232 °C. La primera capa es removida hasta la mitad de su espesor a través del esmeril. En la superficie esmerilada se deposita material con la misma técnica de trasape para asegurar el revenido en HAZ de la primera capa sea realizado.

La segunda capa es depositada con un electrodo de diámetro 4 mm de nueva cuenta usando trasape. El procedimiento continua de la misma forma hasta completar la ranura [181-184]. La última capa (temper-bead) no debe tener contacto con el metal base. Al completar el procedimiento inmediatamente es calentado a partir de la temperatura de precalentamiento 260°C y se mantiene así por dos horas para acelerar la difusión del hidrógeno desde la soldadura la exterior. Después del enfriamiento la última capa es removida y se inicia la inspección usando partículas magnéticas o líquidos penetrantes. Las radiografías son utilizadas si la soldadura es profunda o los recipientes a presión las requieren bajo los códigos de construcción y reparación.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

4.8.1.7. Técnica "temper-bead".

Esta técnica es similar a la anterior, la diferencia esencial entre los métodos son la ausencia del esmerilado de las capas intermedias y el incremento del tamaño de los cordones a través del diámetro de los electrodos [184-189]. Usando soldadura por arco manual, la primera capa de material es depositada cuidadosamente usando electrodos de 2.4 mm de diámetro. El objetivo es asegurar un mínimo de calor y realizar tamaño de los cordones entre 40 y 60% de traslape. El espesor del depósito debe ser uniforme con perfiles lisos en la parte superior e inferior, figura 4.277.

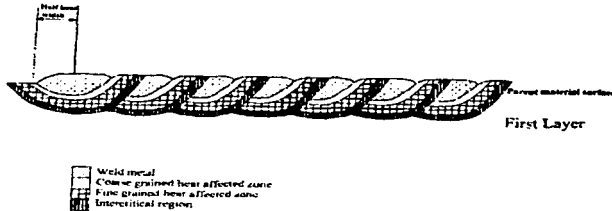


Figura 4.27. Técnica "temper-bead" [174].

Típicamente en el primera capa de depósito un 50% de traslape en los cordones resulta en 80% de refinamiento de granos que han crecido en HAZ [180].

Una segunda capa de material donde el depósito es con traslape resulta entre un 40 y 60% de refinamiento de granos, figura 4.28.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

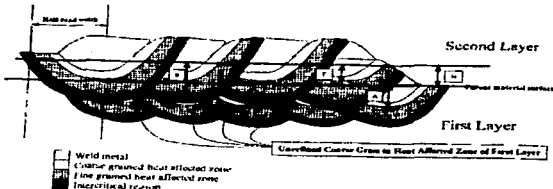


Figura 4.28. Secuencia de los cordones en la técnica "temper-bead" [174].

El uso de electrodos de gran diámetro y altas densidades de energía por parte de la máquina asegura buena penetración de la primera capa para maximizar el refinamiento del crecimiento de los granos en HAZ generado por la segunda capa que contiene esencialmente las mismas características que la primera. La última capa o cordón es removida por esmerilado y evitar también que ésta tenga contacto con el metal base.

4.8.1.8. Soldadura automática.

El grado de habilidad de los soldadores requeridos para el éxito de ambas técnicas es alto. Control consistente de los cordones, calor y avance del electrodo podría ser altamente seguro con soldadura automática. Los sistemas automáticos han sido desarrollados para reparaciones en geometrías simples y han sido utilizados en la industria nuclear [190, 191].

Una de las técnicas alternativas es el revenido del cordón de soldadura "temper-bead", donde se depositan de manera controlada 6 capas de material en la superficie a reparar. La técnica mejora el refinamiento de grano en HAZ y confiere buenas características de tenacidad.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

4.8.1.9. Soldadura con material de aporte base níquel.

Los tratamientos térmicos anteriores y posteriores a la soldadura de aceros ferríticos pueden evitarse con el uso de materiales de aporte base níquel [192]. Las soldaduras con alta aleación de níquel están esencialmente libres de agrietamiento asistido por hidrógeno. Tienen fractura tenaz y bajos esfuerzos residuales. El diámetro de los electrodos es pequeño y la baja fuente de calor involucra procesos de soldadura por arco manual produciendo estructuras de grano fino en HAZ en la base de los materiales ferríticos y no requiere de técnicas de depósito controladas, revenido o refinamiento. El tiempo que requieren los soldadores es reducido [193].

Desafortunadamente la unión disimilar entre el acero ferrítico y la aleación base níquel es propensa a agrietamiento por fatiga en lugares donde está sujeta a cargas térmicas cíclicas [194]. Por esta razón la reparación por esta técnica solamente es temporal y en poco tiempo es necesario reparar con materiales adecuados siempre y cuando la interrupción no afecte demasiado las operaciones de la planta.

Otra desventaja de la técnica es la inspección posterior a la soldadura que es más difícil. Las técnicas como ultrasonido usado para la detección de defectos es fiable por la estructura anisotrópica del níquel.

4.8.1.10. Tiempo de vida de la reparación.

Existen pocos registros concernientes al tiempo de vida de la reparación en servicio efectuado por diferentes técnicas. Los resultados de industrias durante EC HIT Forum indicaron que algunos propietarios y operadores de sistemas generadores de energía aplicando las técnicas de "temper-bead" y base níquel tuvieron éxito alrededor de 10 000 horas antes de ocurrir la falla [195].

La revisión tiene como objetivo desarrollar procedimientos para la reparación por soldadura diseñados para producir alta calidad, prolongada vida en servicio de la soldadura en aceros ferríticos en materiales viejos y degradados. Las tuberías degradadas en servicio en sistemas que implican grandes cantidades de energía pueden ser efectivamente reparadas con o sin tratamiento térmico en la soldadura. Para ser exitosa y ofrecer una alternativa económica en términos de tiempo efectivo de operación y reparación debe de tenerse una planeación y control. La elección del material de aporte, la técnica de soldadura y ciertos requerimientos como tratamientos térmicos antes y después influyen debido a la condición metalúrgica, localización y espesor de la sección de los componentes a ser reparados. Las técnicas de reparación "half-bead" y "temper-bead" ofrecen una excelente alternativa en la reparación de componentes viejos evitando algunas veces la dificultad del tratamiento térmico posterior a la soldadura. Por lo tanto, las técnicas de reparación requieren de aplicación cuidadosa y control. La habilidad de los soldadores y el entrenamiento en estas técnicas es vital para el éxito. Los materiales de aporte a base níquel pueden reparar en poco tiempo como su gran ventaja, pero el tiempo de vida de la reparación puede ser restringido.

4.9. Características de la soldadura en placas de Inconel usando el procedimiento Nd: YAG Láser [196].

Las aleaciones Inconel 600 e Inconel 690 son extensamente utilizadas en condiciones severas de oxidación. Para la generación de vapor en reactores con agua presurizados (PWR), los tubos de los intercambiadores de calor fabricados con estos materiales están sujetos a corrosión inducida por esfuerzos (SCC), abolladuras y aparentemente agrietamiento por fatiga en la pared de los tubos. Estos componentes son inspeccionados regularmente a través de ensayos no destructivos. Si durante la

inspección se reconoce cualquier tipo de defecto, el tubo debe ser reparado por medio de los métodos de encamisado mecánico "sleeving" o taponamiento "plugging".

La técnica de encamisado mecánico es un método de reparación a través de la regeneración de los tubos dañados en los generadores de vapor. Simplemente, un tubo de diámetro pequeño "sleeve" es insertado en el interior del tubo dañado [197]. Debido a que el espacio para la unión de los materiales es estrecho y radioactivo, el proceso de soldadura láser es necesario e indispensable. El haz del láser Nd:YAG puede ser transmitido por fibra óptica. Antes de emitir el láser al sistema, los parámetros de soldadura del láser para las aleaciones como son potencia, ancho del pulso, frecuencia, velocidad de avance, posición y flujo del gas, etc., se citan también en este apartado [198, 199].

La figura 4.29 presenta el esquema del sistema.

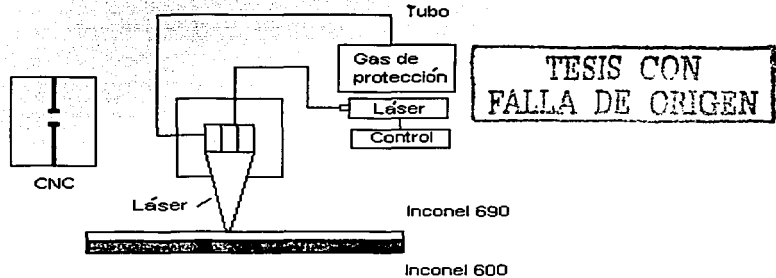


Figura 4.29. Esquema general del sistema [196]

El gas de protección es suministrado durante la soldadura para asegurar la atmósfera que previene salpicaduras y humos generados por la soldadura. El haz es operado por TEM₁₀ y el diámetro de la punta es 0.8 mm. Las placas de Inconel 600 y 690 tienen las siguientes

medidas: 150 mm (L) x 25 mm (W) x 1.2 (T). La tabla 4.12 muestra la composición química, mientras que la tabla 4.13 los parámetros de soldadura.

Tabla 4.12. Composición química de Inconel 600 y 690 (wt%)

Material	Ni	Cr	Fe	Mg	C	Si	S	P	Co	Cu	Mn	N
Inconel 600	72	15-17	6-10	1	0.025-0.050	0.5	0.01	0.015	0.015	0.5	-	-
Inconel 690	58	28-31	7-11	-	0.015-0.025	0.5	0.01	0.015	0.50	0.5	0.5	0.5

Tabla 4.13. Parámetros de soldadura por láser.

Parámetro	Rango
Potencia (W)	150-730
Energía (J)	15.7-63.8
Velocidad de avance (mm/min)	100-500
Duración el pulso (ms)	3-20
Frecuencia (Hz)	5-50
Longitud del objetivo (mm)	2.6, 57.4
Gas de protección (L/min)	N ₂ , 55

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

El haz fue concentrado en la superficie de la placa. La distancia entre la boquilla y la superficie de la placa fue 7.5 mm. El gas Nitrógeno (flujo 55L/mm) fue empleado como atmósfera protectora del cordón.

Al término de la soldadura, la penetración, el ancho del cordón y la microestructura de cada muestra (atacada con una solución de Nital) se investigaron. Las mediciones de dureza Vickers fueron cuidadosamente realizadas usando una carga de 10 g. Para el ensayo de tensión, las muestras fueron unidas como se muestra en la figura 4.30.

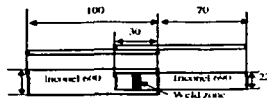


Figura 4.30. Esquema de la muestra para el ensayo de tensión [196].

La figura 4.31 muestra la relación entre la penetración y la velocidad de avance de

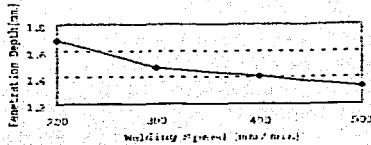
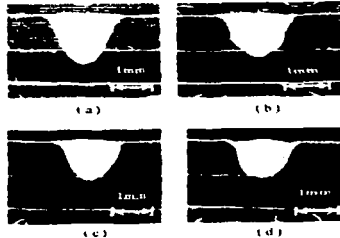


Figura 4.31. Relación entre la penetración y velocidad de avance de la soldadura con una potencia de 600 W [196].

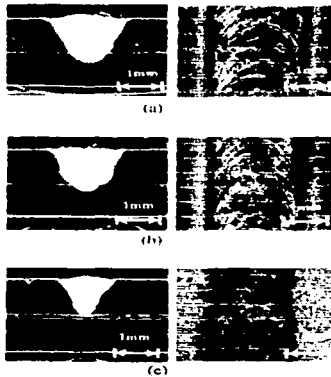
La figura 4.32 muestra las fotografías de una sección transversal de soldadura a cada velocidad de avance. La tendencia a disminuir la penetración con el incremento en la velocidad de avance de la soldadura puede ser explicada por la cantidad de calor que se conduce a través del metal base que decrece cuando la velocidad de avance se incrementa.



TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Figura 4.32. Fotografías de la sección transversal de la soldadura para cada velocidad de avance: (a) 200, (b) 300, (c) 400, (d) 500 mm/min [196].

La figura 4.33 muestra la relación entre la penetración y el ancho del cordón con la frecuencia del láser a una potencia constante de 300 W y una velocidad de avance de 300 mm/min.



TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Figura 4.33. Variación de la penetración y ancho de la soldadura en función de la frecuencia del láser a 600 W; (a) 30, (b) 40, (c) 50 Hz [196].

A partir de la figura 4.33, el ancho de los cordones es casi igual a la anchura de las pulsaciones pero la penetración de la soldadura se incrementa lentamente y tiene un valor máximo a 10 ms y después disminuye notablemente a 20 ms. A partir de estos resultados la penetración de la soldadura se incrementa en función de la cantidad de energía que incide sobre la muestra, es decir, mayor energía resulta en una mayor penetración de la soldadura. La penetración de la soldadura es 1.76 mm cuando la energía que incide es de 22.7 J.

El total del espesor de la junta Inconel 600 y 690 es 2.4 mm. Por eso, para que la soldadura sea excelente, la penetración debe ser entre 1.4-2.0 mm.

Los parámetros de soldadura óptimos a partir de los resultados obtenidos son: velocidad de avance de la soldadura 200-500 mm/min, anchura de las pulsaciones 4-10 ms, frecuencia 10-50 Hz y potencia del pico 1.7-4.1 kW.

La figura 4.34 muestra las variaciones de la dureza en la zona unida en Inconel 690. Existe una disminución en la dureza a partir de HV 178 en el metal base a HV 175 en HAZ, y un incremento en la dureza a partir de HV 175 en HAZ a HV 183 en la zona de fusión.

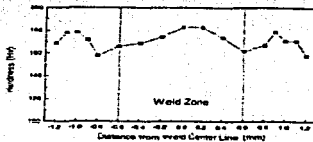
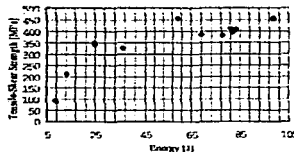


Figura 4.34. Resultados del ensayo de dureza en la soldadura de Inconel 690 [196].

La figura 4.35 muestra el ensayo de resistencia a la tensión en función de la energía incidente por el láser. La máxima resistencia alcanzada es 458 MPa. La resistencia a la tensión de la soldadura es baja en orden de 80% del metal base, 552 MPa.



TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Figura 4.35. Relación entre los valores del ensayo de tensión y la energía que induce por el láser [196].

Comportamiento de la soldadura en servicio

Los resultados son los siguientes: Los parámetros de soldadura como velocidad de avance 200-500 mm/min, pulso 4-10 ms, frecuencia 10-50 Hz y potencia máxima 1.7-4.1 kW fueron obtenidos en placas unidas de Inconel 600 e Inconel 690.

CAPITULO V. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS.

El siguiente análisis está basado en la información contenida en publicaciones y que se han presentado a lo largo de este trabajo.

Existen en la actualidad diversos procesos de soldadura que tienen como característica la formación de un arco eléctrico. Entre los más importantes se encontraron el proceso SMAW y el GTAW.

El proceso de soldadura por arco metálico protegido o SMAW genera un arco eléctrico entre un electrodo consumible y la pieza de trabajo. Este electrodo consta de una varilla metálica y un revestimiento. Este proceso es utilizado prácticamente en todos los aceros y algunas aleaciones no ferrosas. Comprende a los aceros de baja y media aleación, aceros de alta resistencia, templados y revenidos y muchos hierros colados.

El proceso de soldadura por arco de tungsteno con gas o GTAW genera un arco eléctrico entre un electrodo de tungsteno no consumible y la pieza de trabajo. A diferencia del proceso SMAW, el proceso GTAW se usa para la unión de aceros inoxidables y materiales muy reactivos como el aluminio, magnesio y titanio.

Las diferencias entre ambos procesos son muy significativas, por ejemplo, en el proceso SMAW, se genera una atmósfera protectora debido a la descomposición de los elementos presentes en el revestimiento, este gas se trata de dióxido de carbono, mientras que en proceso GTAW la misma atmósfera protectora es suministrada a través de la antorcha y que generalmente es helio. Otra diferencia importante es el aporte de elementos de aleación, ya que, en el proceso SMAW, estos elementos son aportados por una varilla metálica que forma parte del electrodo, mientras que en el proceso GTAW son suministrados por una varilla externa o a través de la misma pieza de trabajo. EL proceso

GTAW brinda de una mejor calidad en la soldadura en comparación al proceso SMAW y en ambos procesos la temperatura máxima de trabajo es de 2 500 °C.

Todos los materiales metálicos presentan en menor o mayor grado el fenómeno de la corrosión. La corrosión depende en gran medida de los elementos y compuestos presentes en la soldadura, pero también, de ciertos factores como los esfuerzos residuales que son producto del choque térmico que sufre la pieza de trabajo. También se suman a estos factores las cargas estáticas o cíclicas y aquellas técnicas para disminuir la oxidación de los metales como la protección catódica.

El conjunto de los factores mencionados desencadena en una serie de tipos de corrosión, por ejemplo, la corrosión inducida por esfuerzos o SCC, la corrosión debido a cargas cíclicas o CFC y el agrietamiento por hidrógeno o HIC. En la literatura se encontró que la presencia de estos tipos de corrosión existe gracias a esfuerzos, un ambiente corrosivo y que el material sea susceptible a algún ataque de corrosión. La diferencia entre SCC y CFC es la presencia de esfuerzos estáticos y cíclicos, respectivamente. Por otro lado el HIC se debe a la difusión de hidrógeno atómico en la red cristalina. Este hidrógeno está presente debido a la reducción del agua y del hidrógeno atómico a hidrógeno molecular en una solución neutra y una solución ácida, respectivamente. En ambos casos, el hidrógeno incrementa el volumen de la red cristalina dando como resultado una grieta.

Los materiales metálicos que son sometidos a algún proceso de soldadura se encuentran los aceros inoxidable. El cromo es el elemento de aleación que provee de gran resistencia a la corrosión de estas aleaciones. Existe un rango de temperatura durante el proceso de soldadura entre 425 – 815 °C donde el cromo reacciona con el carbono y forma un compuesto llamado carburo de cromo. A esta reacción se le

denomina sensitización. A nivel microestructural, el cromo que se encontraba en el grano ha disminuido quedando solamente el resto de los elementos como el hierro (Fe) que es menos noble en comparación al cromo e inevitablemente la corrosión del material denominado corrosión intergranular.

La soldadura es un proceso físico que funde las zonas del material a unir. En dicho proceso, las aleaciones sufren de ciclos de calentamiento y enfriamiento no uniforme. Al final, la soldadura presenta menor resistencia mecánica y menor resistencia a la corrosión debido a que es disímil en comparación al metal base. Los esfuerzos internos que se acumulan en la soldadura son denominados esfuerzos residuales. Estos esfuerzos desencadenan, como se mencionó anteriormente, en SCC, CFC y HIC; pero también la acumulación elevada de estos esfuerzos favorece rápidamente la formación de grietas y el avance de la misma hasta llegar a la fractura.

Para evitar o reducir en lo posible los esfuerzos residuales, en la literatura se presentan el precalentamiento y el tratamiento térmico posterior a la soldadura o PWHT. En ambos casos se requiere de la temperatura y ésta se determina considerando el espesor de la pieza de trabajo, el número de pasos y el tipo de material. El material es importante, ya que, puede requerir de uno o de ambos tratamientos.

Se han desarrollado muchas técnicas para medir los esfuerzos residuales presentes en la soldadura. El método más importante para medir esfuerzos residuales es la difracción de rayos X. En dos casos presentados en este trabajo, 3.10 y 3.11, los autores utilizan el principio de la ley de Bragg ($\lambda = 2d \sin \theta$) para determinar la magnitud y distribución de los esfuerzos residuales. En el primer caso, 3.10 "Determinación experimental de esfuerzos residuales en un tubo de acero al carbono con recubrimiento de soldadura" [67], la medición de los esfuerzos es importante, ya que, el material

analizado es un tubo de acero al carbono recubierto con una aleación no ferrosa. La inquietud de los autores se enfoca en la intercara acero al carbono – aleación 625, donde debido al proceso de soldadura, es en este sitio donde se encuentran los esfuerzos residuales y representa un serio problema ya que puede desencadenar en una serie de grietas y desprenderse el depósito. Al detectar la magnitud y distribución de los esfuerzos residuales, puede sugerirse una técnica distinta de realizar el depósito, además de recomendar la aplicación de precalentamiento y de PWHT o una combinación de ambas.

En el segundo caso, 3.11 “Distribución de la temperatura y esfuerzos residuales debido a múltiples pasos de soldadura en un acero inoxidable tipo 304 y un acero de bajo carbono” [84], debido a los intensos ciclos de calentamiento y enfriamiento, producto de los pasos de soldadura, los autores miden la distribución de la temperatura para observar su alcance y el efecto que puedan tener sobre los esfuerzos residuales. Observaron que los valores de los esfuerzos no varían demasiado debido a que la temperatura en cada paso de soldadura funcionaba como precalentamiento y PWHT, pero con el incremento del espesor en la pieza de trabajo se requiere de mayor energía para realizar el depósito dando como resultado en valores de esfuerzos en los últimos cordones.

En un tercer caso, 3.12 “Efecto de las condiciones de soldadura en los esfuerzos residuales debido a la unión a tope” [95], los autores realizan la medición de los esfuerzos residuales a través de una simulación matemática donde con ayuda de un balance de energía y un balance mecánico, condiciones iniciales y de frontera, estiman la magnitud de los esfuerzos residuales presentes en la soldadura. Esta es una opción que ayuda a determinar los esfuerzos residuales.

La reparación es una parte importantísima en la soldadura de piezas metálicas. Los inspectores dedicados a supervisar las maniobras de reparación deben de realizar

pruebas antes, durante y después de la reparación para evitar cualquier falla y enviar de regreso a servicio la pieza o componente. Existen códigos y normas internacionales para el desarrollo exitoso de una reparación o un proceso de soldadura a diferentes materiales para distintas aplicaciones.

Actualmente existen diferentes técnicas de reparación. Reparar, por ejemplo, ductos para el transporte de petróleo o gas natural, se utiliza ya sea el taponamiento o el encamisado mecánico, siendo este último el más socorrido [122]. Para una buena reparación por esta técnica, se utiliza el proceso de soldadura GTAW, que brinda de una buena calidad en la soldadura, importantísima en este tipo de piezas. Para ello, evaluar las condiciones a las cuales se integran los materiales en la pieza dañada, se realiza en ocasiones simulación con programas matemáticos y se miden los esfuerzos residuales así como una inspección a través de ensayos no destructivos.

Generalmente las reparaciones se realizan en equipo que han sufrido una falla y que no es necesario cambiar todas sus piezas. Este es el caso el "desempeño de la soldadura en la reparación de calderas con acero 2.25Cr – 1Mo" [140], donde la intención es evaluar la calidad de la soldadura cuando los tubos de las calderas con algún grado de deterioro son sometidas a soldadura y cuando se aplica también PWHT. El proceso de soldadura utilizado fue SMAW. Aquí se realizaron diversas pruebas como ensayo de tensión, impacto, dureza y fluencia para determinar la calidad de la soldadura. Es obvio que debido al proceso de soldadura, las piezas presentan zonas de baja y alta ductilidad. Las zonas de baja ductilidad se deben al deterioro por el tiempo de servicio traduciéndose en una baja resistencia mecánica; mientras que las zonas de mayor ductilidad se deben a la presencia de esfuerzos residuales. Todo esto lo confirman las diversas pruebas mecánicas a las que fueron sometidas las muestras. En conclusión, puede obtenerse una buena resistencia mecánica en la soldadura aun en piezas con cierto deterioro, pero no

garantiza que el resto de la pieza no presente una falla; la calidad de la soldadura puede ser excelente siempre y cuando se aplique de manera correcta aun cuando se trata de SMAW.

El proceso de soldadura GTAW se aplica a aceros inoxidable en plantas nucleares, álabes de turbinas y otras aleaciones como el Inconel. Al igual que en caso anterior [140], evaluar el desempeño de la soldadura en piezas que forman parte de plantas de energía nuclear es de suma importancia, es decir, las piezas están sujetas a la radiación nuclear resultado de la fisión [142]. Si una pieza presenta algún desperfecto y este debe ser reparado, la soldadura que se aplica en el material debe tener una buena resistencia mecánica para evitar complicaciones. El experimento que se llevó a cabo concluyó que la soldadura presenta buena resistencia mecánica, similar a la del metal base.

Cada vez se utiliza en mayor medida la soldadura por láser para diversos materiales. Un caso es la soldadura por esta técnica a Inconel 600 y 690 [155, 196]. El Inconel es un material utilizado en plantas nucleares generadoras de energía, debido a su gran resistencia mecánica a altas temperaturas donde está implícita la corrosión. La soldadura a través de esta técnica tiene grandes ventajas sobre el proceso GTAW. Una de ellas es la baja distorsión del material y una menor presencia de esfuerzos residuales. La temperatura que se alcanza en este proceso es superior a 2 500 °C.

CAPITULO VI. CONCLUSIONES.

Las conclusiones del presente trabajo son las siguientes.

El proceso de soldadura por arco metálico protegido o SMAW genera un arco eléctrico entre un electrodo consumible y la pieza de trabajo. El electrodo consta de una varilla metálica y un revestimiento. Tiene una gran aplicación en casi todos los aceros y algunas aleaciones no ferrosas. El proceso utiliza la descomposición del revestimiento o fundente para formar una atmósfera protectora. Dicha atmósfera es dióxido de carbono; además provee de elementos de aleación a la soldadura.

El proceso de soldadura por arco de tungsteno con gas o GTAW genera un arco eléctrico entre un electrodo de tungsteno y la pieza de trabajo. La atmósfera protectora se suministra a través de la antorcha y generalmente se trata de helio. Este proceso se aplica a materiales reactivos como aluminio, magnesio, titanio. Para proveer de elementos de aleación se utiliza varillas de aporte o a través de la misma pieza de trabajo.

Ambos procesos de soldadura pueden operar con corriente alterna electrodo positivo y corriente directa electrodo negativo.

Los tipos de corrosión de mayor presencia en una soldadura son SCC, CFC, HIC. La SCC puede intergranular o transgranular. Existen tres factores para desencadenar la corrosión inducida por esfuerzos: esfuerzos internos, ambiente corrosivo y una aleación susceptible a algún a ataque por corrosión. En aceros inoxidables son la corrosión

intergranular y corrosión intergranular inducida por esfuerzos. La reacción de formación de carburos de cromo en el acero inoxidable se llama sensibilización.

Debido al calentamiento y enfriamiento no uniforme de la soldadura, ésta presenta esfuerzos internos denominados esfuerzos residuales. Los esfuerzos residuales fomentan la presencia de SCC y CFC. Para eliminar o reducir los esfuerzos residuales se utilizan los procesos de precalentamiento y tratamiento térmico posterior a la soldadura o PWHT. Entre las técnicas para la medición de esfuerzos residuales, se utiliza en especial la técnica de difracción de rayos X y algunos modelos matemáticos.

La reparación de materiales metálicos puede efectuarse con la ayuda de normas y códigos internacionales para diversos procesos de soldadura, diversos materiales y en diferentes posiciones. Antes de iniciar cualquier reparación debe de determinarse el motivo de la falla; además deben de tomarse en cuenta las siguientes etapas para llevar a cabo la reparación: preparación de la pieza, el proceso de soldadura y operaciones posteriores a la soldadura.

La técnica más empleada en la reparación en ductos y oleoductos es el encamisado mecánico a través del proceso GTAW. Es de gran utilidad para solucionar problemas como fugas o petróleo en tubos con un diámetro mayor a 34 pulgadas.

La reparación se puede realizar a piezas o equipos que han sufrido cierto deterioro debido al tiempo de servicio. Esto se lleva a cabo a calderas, partes de intercambiadores de calor, álabes de turbinas, etc. En todos los casos el proceso de soldadura empleado es el GTAW.

Comportamiento de la soldadura en servicio

Otro proceso de soldadura con gran aceptación es el láser. Es utilizado para unir aleaciones como Inconel. Esta técnica tiene mayores ventajas sobre el GTAW debido a presenta menor distorsión, mayor fuente de calor que permite la unión de piezas de gran espesor, mejora aun la calidad de la soldadura.

GLOSARIO

ac	Corriente alterna
AWS	Sociedad Americana de Soldadura
BM	Metal Base
CERT	"Constant Extension Rate Tensile"
CGHAZ	Grano grueso o sin refinar "Coarse Grained Heat Affected Zone"
CFC	Corrosión por Fatiga "Corrosion Fatigue Cracking"
Crevice	
CSTT	Ensayo de tensión o esfuerzo constante "Constant Stress Tension Test"
CDWDLT	Ensayo de desplazamiento constante para metales WDL "Constant Displacement WDL Test"
dc	Corriente directa
DCEP	Corriente directa electrodo positivo "Direct Current Electrode Positive"
DCEN	Corriente directa electrodo negativo "Direct Current Electrode Negative"
DPT	Ensayo no destructivo: Líquidos Penetrantes "Dye Penetrant Test"
EDAX	Fluorescencia de Rayos X por Energía Dispersa "Energy Dispersive X-Ray Fluorescence"
EPMA	Microanalizador de Rayos X de Prueba de Electrones "Electron Probe Micro Analyzer"
EDS	Espectroscopia por Energía Dispersa "Energy Dispersive Spectroscopy"
FMPT	Ensayo no destructivo: Partículas Magnéticas Fluorescentes "Fluorescent Magnetic Particle Testing"
FGHAZ	Grano fino en la zona afectada por el calentamiento "Fine Grained Heat Affected Zone"
Girth	Contorno de la soldadura.
GMAW	Soldadura por arco metálico con gas "Gas Metal Arc Welding"
GTAW	Soldadura por arco metálico de tungsteno con gas "Gas Tungsten Arc Welding"
HAZ	Zona afectada por el calentamiento "Heat Affected Zone"
HM	Metal Homogéneo "Homogeneous Metal"
HG	Metal Heterogéneo "Heterogeneous Metal"
Hoop	
HIC	Corrosión inducida por hidrógeno "Hydrogen Induced Corrosion"
IGC	Corrosión intergranular "Intergranular Corrosion"
IGSCC	Corrosión intergranular inducida por esfuerzos "Intergranular Stress Corrosion Cracking"
ISCC	IGSCC
ITER	Reactor de experimentación termonuclear "Internacional Termonuclear Experimental Reactor"
JMTR	Reactor de ensayos para materiales

KFL	Ataque en filo de cuchillo "Knifeline Attack"
MMAW	Término no estándar para SMAW
NACE	Asociación Nacional de Ingenieros en Corrosión
Nd:	YAG Láser Soldadura por láser.
PWHT	Tratamiento térmico posterior a la soldadura "Post Weld Heat Treatment"
Pit	Picadura
PHWR	Reactor de Alta presión "Pressurised Heavy Water Reactor"
SMAW	Soldadura por arco metálico protegido "Shielded Metal Arc Welding"
SCC	Corrosión inducida por esfuerzos "Stress Corrosion Cracking"
SSRT	Ensayo de deformación para materiales "Show Strain Rate Test"
SSCC	Corrosión por azufre inducido por esfuerzos "Sulfide Stress Corrosion Cracking"
SS	Acero inoxidable "Stainless Steel"
SEM	Microscopía electrónica de barrido "Scanning Electronic Microscopic"
SR	Alivio de esfuerzos "Stress Relief"
SSBT	"Simple Supporting Beam Test"
TIG	Término no estándar para GTAW
TEM ₁₀	Microscopía Electrónica de Transmisión "Transmission Electronic Microscopy"
TMA	Análizador termomecánico "Thermomechanic Analyzer"
UTS	Resistencia máxima a la tracción "Ultimate Tensile Strength"
WPO	Calificación de procedimientos de soldadura "Welding Procedure Qualification"
WM	Metal de soldadura o cordón de soldadura "Weld Metal"

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Rodríguez, P.C. *Manual de soldadura: soldadura eléctrica, MIG y TIG*. Librería y editorial Alsina. Primera edición. pp 4-13. Argentina 2001
 [2] Juers, H.R. Shielded Metal Arc Welding. *Metals Handbook*, Vol. 6 pp. 175-179
 [3] Grant, K. H. Gas-Tungsten Arc Welding. *Metals Handbook*. Vol. 6 pp. 190-194

A continuación se presentan las referencias citadas por [3] Grant, K.H. Gas-Tungsten Arc Welding. *Metals Handbook*. Vol. 6 pp. 190-194:

- [4] Meredith, R. U.S. Patent 2,274,631
- [5] Myres, T. Why the Growing Interest in Gas Tungsten Arc welding? *The fabricator*, Vol 22 (No. 9), Nov 1992, p 38-39
- [6] *Welding Hand book*, 8th ed., Vol 2, American Welding Society, 1992, p 74-107
- [7] Sadek, A.A., Ushio, M., and Matsuda, F. Effects of Rare Earth Metal Oxide Additions to Tungsten Electrodes, *Metall. Trans. A*, Vol 21, 1990, p 3221-3234
- [8] Key, J.R. Anode/Cathode Geometry and Shielding Gas Interrelationships in GTAW, *Welding Journal*, Vol 59 (No. 12), Dec 1980, p 364-s to 370-s
- [9] Hicken GK and Jackson CE. The effects of Applied Magnetic Field on Welding Arcs, *Welding Journal*, vol. 45 (No. 11), Nov. 1966, p. 515-524.
- [10] Krysiak and Bhadha PM. Shielding Gas Purification Improves Weld Quality, *Welding Journal*, Nov. 1990, p. 47-49.

[11] Jones, D.A. Principles and Prevention of Corrosion. Second Edition. Prentice Hall, Upper Saddle River, NJ, pp. 1996

A continuación se presentan las referencias citadas por [11] Jones, D.A. Principles and Prevention of Corrosion. Second Edition. Prentice Hall, Upper Saddle River, NJ, pp. 1996:

- [12] Pednekar, S.P., Agrawal, A.K., Chaung, H.E. and Staehle, R.W. J. *Electrochem. Soc.*, Vol. 126, p. 701, 1979. Sieradzki, K., Sabatini, R.L. and Newman, R.C. *Metall. Trans. A*, Vol. 15A, p. 1941. Mellitis, E.I. and Hochman, R.F. *Corrosion Sci.*, Vol. 24, p. 843, 1984.
- [13] Liu, R., Narita, N., Alstetter, C., Birnbaum, H. and Pugh, E.N. *Metall. Trans. A*, Vol. 11A, p. 1563, 1980.
- [14] Wilde, B.E. *Metals Handbook*, Vol 11, *Failure Analysis*, 9th ed., ASM International, Metals Park, OH, p. 1, 1990
- [15] Parkins, N.R. *Environment-Induced Cracking of Metals*, Gangloff, R.P. and Ives, M.B. Eds., NACE, Houston, p. 1, 1990
- [16] Jones, R.H. and Ricker, R.E. *Metals Handbook*, Vol. 13, *Corrosion*, 9th ed., ASM International, Metals Park, OH, p. 145, 1987
- [17] Staehle, R.W. *Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement on Iron Base Alloy*, Staehle, R.W. et al, eds., NACE, Houston, p. 193, 1977
- [18] Parkins, N.R. *Proc. 5th Symposium on Line Pipe Research*, Am. Gas Assoc., Arlington, Va, p. U-1, 1974
- [19] Pao, P.S. and Wei, R.P. *Metals Handbook*, Vol. 11, *Failure Analysis*, 9th ed., ASM International, Metals Park, OH, p. 253, 1986
- [20] Troiano, A.R. *Trans. ASM*, Vol. 52, p. 54, 1960

- [21] Craig, B.D. *Metals Handbook*, Vol. 13, *Corrosion*, 9th ed., ASM International, Metals Park, OH, p. 164-6, 1987
- [22] Joshi, A. and Stein, D.F. *Corrosion*, Vol. 28, p. 321, 1972
- [23] Was, G.S., Ballinger, R.G., Latanision, R.M. and Pelloux, R.M. *2nd Semiannual Progress Report*, Research Project 1166-3, Electric Power Research Institute, Palo Alto, CA, 1977
- [24] Osozawa, K. and Hengell, H.J. *Corrosion Sci.*, Vol. 6, p. 389, 1967
- [25] Davison, R.M., DeBoid, T. and Johnson, M.J. *Metals Handbook*, Vol. 13, *Corrosion*, 19th ed., ASM International, Metals Park, OH, p. 547, 1986
- [26] Fontana, M.G. *Corrosion Engineering*, 3rd ed., McGraw-Hill, New York, p. 78, 1986
- [27] Uhlig, H.H. and Revie, R.W. *Corrosion and Corrosion Control*, 3rd ed., Wiley, New York, p. 307, 1985
- [28] Gordon, B.M. and Gordon, G.M. *Metals Handbook*, Vol. 13, *Corrosion*, 9th ed., ASM International, Metals Park, OH, p. 927, 1987.
- [29] Savage, W.F. *Welding Design and Engineering*, Dec. 1969.
- [30] Easterling, K. *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*, Butterworths, London, p. 35, 1983
- [31] Masubuchi, K. *Metals Handbook*, Vol. 6, *Welding, Brazing and Soldering*, 9th ed., ASM International, P. 856, 1983.
- [32] Gooch, T.G. *Process Industries Corrosion*, Monizy, B.J., Pollock, W.J. eds., NACE, Houston, p. 739, 1986.
- [33] Nippes, E.F. *Metals Handbook, Desk Edition*, ASM International, Metals Park, OH, p. 30-34, 1985
- [34] Garner, A. *Metals Prog.*, Vol. 127 (No. 5), p. 31, April 1985
- [35] Krysiak, K.F. *Metals Handbook*, Vol. 13, *Corrosion*, 9th ed., ASM International, Metals Park, OH, p. 344, 1987
- [36] Warren, D. *Process Industries Corrosion*, Moniz, B.J. and Pollock, W.J. eds., NACE, Houston, p. 31, 1986

[37] Tsay, L.W., Lin, L.W., Cheng, S.W., Leu, G.S. *Hydrogen sulphide stress corrosion cracking of 2.25Cr-1Mo steel weldments*. *Corrosion Science*, vol 39, No. 7, pp. 1165-1176, 1997.

A continuación se presentan las referencias citadas por [37] Tsay, L.W., Lin, L.W., Cheng, S.W., Leu, G.S. *Hydrogen sulphide stress corrosion cracking of 2.25Cr-1Mo steel weldments*. *Corrosion Science*, vol 39, No. 7, pp. 1165-1176, 1997:

- [38] Meitzner, C.F. and Pense, A.W. *Weld J.*, 1969, 48(10), 431
- [39] Miller, R.C. and Batte, A.D. *Met. Constr.* 1975, 7(11), 550
- [40] Dhooge, A. and Vinckier, A. *Weld In the World*. 1986, 24(5/6), 104
- [41] Middleton, C.J. *Met. Sci.*, 1981, 15(4), 154
- [42] Allen, D.J. and Wolstenholme, D.A. *Met. Tech.* 1982, 9(7), 266
- [43] Shin, J. and McMahon, C.J. *Acta Metall.*, 1984, 32(9), 1535.
- [44] Hipplesley, C.A., *Met. Sci. Tech.* 1985, 1(6), 475.
- [45] Lopez, H. and Shewmon, P.G. *Acta Metall.*, 1983, 31(11), 1945.
- [46] Batte, A.D. and Murphy, M.C., *Met. Tech.*, 1979, 6(2), 62
- [47] Trarbach, K.O. *Met. Constr.*, 1981, 13(9), 508.
- [48] Nakano, S., Nishiyama, N., Kamada, A. and Tsuboi, J. *J. Met. Constr.*, 1982, 14(11), 610

- [49] Bemst, A.V. and Dargent, P., *Met. Constr.*, 1983, 15(12), 730
- [50] Sniegon, K., *Weid. Int.*, 1987, 1(12), 1143
- [51] Vinkler, A.G. and Pense, A.W. *WRC Bulletin* 197, p. 1
- [52] Kume, R., Okabayashi, H. and Amano, M., *Trans. ASME*, 1976, 98(4), 342
- [53] Horiya, T., Takeda, T., and Yamato, K., *Trans. ASME*, 1985, 107(1), 30
- [54] Lopez, H., *Scripta Metall.*, 1987, 21(6), 1
- [55] Wright, V.S., *M C & B W.J.*, 1969, 1(12S), 1

[56] Chen, X. *Weldability and stress corrosion resistance of WDL series steel with low susceptibility to weld cracking*. International Journal of Pressure Vessels and Piping 76 (1999) 19-22.

A continuación se presenta la referencia citada por [56] Chen, X. *Weldability and stress corrosion resistance of WDL series steel with low susceptibility to weld cracking*. International Journal of Pressure Vessels and Piping 76 (1999) 19-22:

- [57] Chen, X., *Iron & Steel*, 1998, 31(12), 30-44.

[58] Masubuchi, K., *Residual Stress and Distortion*, Metals Handbook, 9th ed., Vol. 6, *Welding, Brazing and Soldering*, ASM, 1983.

A continuación se presentan las referencias citadas por [58] Masubuchi, K., *Residual Stress and Distortion*, Metals Handbook, 9th ed., Vol. 6, *Welding, Brazing and Soldering*, ASM, 1983.

- [59] Masubuchi, K., *Analysis of Welded Structures – Residual Stresses, Distortion, and Their Consequences*, Pergamon Press, 1980
- [60] Treuting, R.G., Lynch, J.J., Wishart, H.B. and Richards, D.G., *Residual Stress Measurements*, ASM, 1952.
- [61] Masubuchi, K., *Nondestructive Measurement of Residual Stresses in Metals and Metal Structures*, RSIC-410, Redstone Scientific Information Center, Redstone Arsenal, 1965
- [62] Kihara, H., Watanabe, M., Masubuchi, K. and Satoh, K., *Researches on Welding Stresses and Shrinkage Distortion in Japan*, Vol 4, 60th Anniversary Series of the Society of Naval Architects of Japan, Tokio, 1959.
- [63] Munse, W.H., *Fatigue of Welded Steel Structures*, Welding Research Council, 1954
- [64] Gurney, T.R., *Fatigue of Welded Structures*, 2nd ed., Cambridge University Press, London, 1979
- [65] *Residual Stress Effects in Fatigue*, STP 776, ASTM, 1982
- [66] Masubuchi, K., Blodgett, O.W., Matsui, S., Ross, E.P. and Tsai, C.L., *Residual Stress and Distortion*, Welding Handbook, 8th ed., Vol. 1, Welding Technology, AWS, 1987

[67] Wang, X.L., Payzant E.A., Taljat, B., Hubbard, C.R., Keiser, J.R., Jirinec, M.J. *Experimental determination of the residual stresses in a spiral weld overlay tube*. Materials Science and Engineering A232 (1997) 31-38.

A continuación se presentan las referencias citadas por [67] Wang X-L, Payzant E.A., Taljat, B., Hubbard, C.R., Keiser, J.R., Jirinec, M.J. *Experimental determination of the*

residual stresses in a spiral weld overlay tube. Materials Science and Engineering A232 (1997) 31-38.

- [68] Keiser, J.R., Taljat, B., Wang, X.L., Masiasz, P.J., Hubbard, C.R., Swindeman, R.W., Singbell, D.L., Prescott, R. *Proceedings of 1996 TAPPI Engineering conference.* TAPPI Press, Atlanta, GA, 1996, pp. 693-704
- [69] Singbell, D.L., Prescott, R., Keiser, J.R., Swindeman, R.W., *Composite Tube Cracking in Kraft Recovery Boiler: A State of the Review,* Technical Report, Pulp and Paper Research Institute of Canada, August, 1996
- [70] Smith, G.V., *An evaluation of the Elevated Temperature Tensile and Creep-Rupture Properties of Wrought Carbon Steel,* ASTM, Philadelphia, 1970.
- [71] *High Temperature Property Data,* ASM International, Metals Park, Ohio, 1989
- [72] *Materials Handbook,* Desk Edition, ASM International, Metals Park, Ohio, 1992
- [73] Pintschovius, L., Jung, V., Macherauch, E., Vohringer, O., *Materials Science Engineering* 61 (1983) 43-50
- [74] Allen, A.J., Hutchings, M.T., Windsor, C.G., Andreani, C., *Advantage Physics* 34 (1985) 445-473
- [75] Krawitz, A.D., Holden, T.M., *MRS Bulletin,* November, 1990, 57-64
- [76] Wang, X.L., Hubbard, C.R., Spooner, S., David, S.A., Rabin, B.H., Williamson, R.L., *Materials Science Engineering A211* (1996) 45-53
- [77] Webster, P.J., Mills, G., Wang, X.D., Kang, W.P., Holden, T.M., *Journal Neutron Res.* 3 (1996) 223.
- [78] Spooner, S., Wang, X.L., *Journal Appl. Cryst in Press*
- [79] Pintschovius, L., Macherauch, E., Scholtes, B., *Materials Science Engineering,* 84 (1986) 163-170.
- [80] Webster, P.J., Mills, G., Wang, X.D., Kang, W.P., Holden, T.M., *Journal Anal.,* 30 (1995) 35-43
- [81] Taljat, B., unpublished research; Feng, Z., private communications.
- [82] ABAQUS, v. 5.5, Hibbitt, Karisaan and Sorensen, Pautucket, Rhode Island, 1996
- [83] Taljat, B., Zacharia, T., Wang, X.L., Keiser, J.R., Feng, Z., and Jirinec, M.J., *Welding Journal,* submitted.

[84] Murugan, S., Sanjal, K. Rai., Kumar, P.V., Jayakumar, T., Baldev, R., Bose M.S.C. *Temperature distribution and residual stresses due to multipass welding in type 304 stainless steel and low carbon steel weld pads.* International Journal of Pressure Vessels and Piping 78 (2001) 307-317.

A continuación se presentan las referencias citadas por [84] Murugan, S., Sanjal, K. Rai., Kumar, P.V., Jayakumar, T., Baldev, R., Bose M.S.C. *Temperature distribution and residual stresses due to multipass welding in type 304 stainless steel and low carbon steel weld pads.* International Journal of Pressure Vessels and Piping 78 (2001) 307-317.

- [85] *Metals Handbook,* Desk Edition, American Society for Metals, Metals Park, Ohio 44073, 1985
- [86] *Instruction Manual,* Manual no. ME200EU, Rigaku Corporation, Tokyo.
- [87] Shim, Y., Feng, F., Lee, S., Kim, D., Jaeger, J., Papritan, J.C., Tsai, C.I., *Determination of residual stresses in thick-section weldments.* *Welding Journal* 1992; 71 (9): 305-312

- [88] Roelens, J.B., Maltrud, F., Lu, J., *Determination of residual stresses in submerged arc multipass welds by means of numerical simulation and comparison with experimental measurements*. Welding in the world 1994; 33 (3): 152-159.
 - [89] Ueda, Y., Nakacho, K., *Analysis and measurement of welding residual stresses and PWHT*. Journal Mechanical Behaviour Metals (1989); 2 (1-2): 107-96
 - [90] Ellingson, W.A., Shack, W.J., *Residual Stress measurements on multipass weldments of stainless steels piping*. Experimental Mech. 1979; 19(9): 317-323.
 - [91] Murugan, S., Kumar, P.V., Bose, M.S.C., *Temperature distribution during multipass welding of plates*. International Journal Pressure and Vessels Piping 1998; 75(12): 891-905
 - [92] Norton, J.T., *X-ray determination of residual stress*. Materials Evaluation, February 1973; 21A
 - [93] Noyan, I.C., Cohen, J.B., *Residual stress-measurement by diffraction and interpretation*. New York: Springer, 1987.
 - [94] Reed, R.C., Bhadeshia, H.K.D.H., *A simple model for multipass steel welds*. Acta Metall Mater 1994; 42(11):3663-3678.
- [95] Tso-Liang Teng, Chih-Cheng Lin, *Effect of Welding conditions on residual stresses due to butt welds*, International Journal of Pressure Vessels and Piping 75 (1998) 857-864

A continuación se presentan las referencias citadas por [95] Tso-Liang Teng, Chih-Cheng Lin, *Effect of Welding conditions on residual stresses due to butt welds*, International Journal of Pressure Vessels and Piping 75 (1998) 857-864

- [96] Norton, J.H., Rosenthal, D., *Stress measurement by X-ray diffraction*. Proceedings of Society for Experimental Stress Analysis 1944; 1(2) : 73-76
- [97] Norton, J.H., Rosenthal, D., *Recent contributions to the X-ray method in the field of stress analysis*. Proceedings of Society for Experimental Stress Analysis 1947; 5(1): 71-73
- [98] Cheng, W., Finnie, J., Gremaund, M., Rosselet, A., Streit, R.D., *The compliance method for measurement of sear surface residual stresses – application and validation for surface treatment by laser and shotpeening*. ASME Journal of Engineering Material and Technology 1994; 116:556-560
- [99] Paung, H.L., Pukas, S.R. *Residual stress measurements in a crusi-form welded joint using hole drilling and strain gauges*. Strain 1989; February: 7-14
- [100] Muraki, T., Bryan, J.J., Masubuchi, K., *Analysis of thermal stresses and metal movement during welding*. ASME Journal of Engineering Material and Technology 1975; 96: 81-84
- [101] Kuang, Z.B., Atturi, S.N., *Temperature field due to a moving heat source; a moving mesh finite element analysis*. Trans ASME Journal of Applied Mechanics 1985; 52: 274-280
- [102] Chidiac, S.E., Mirza, F.A., Wilkinson, D.S., *A simplified welding arc model by the finite element method*. Computers and structures 1994; 53(5): 1235-1241.
- [103] Josetson, B.L., *Prediction of residual stresses and distortions in welded structures*. ASME Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering 1993; 115: 52-57.
- [104] Yang, L.J., Xiao, Z.M., *Elastic-plastic modelling of the residual stress caused by welding*. Journal of Materials Processing Technology 1995; 48:589-601.

- [105] Ueda, Y., Fukuda, K., Tanigawa, M., *New measuring method of three dimensional residual stresses based on theory of inherent strain*. Transactions of JWRI 1979; 8(2):89-96.
- [106] Ueda, Y., Fukuda, K., Kim, Y.C., *New measuring method of axisymmetric three dimensional residual stresses inherent strain as parameters*. ASME Journal of Engineering Material and Technology 1986; 108: 328-334.
- [107] Ueda, Y., Ma NX, *Measuring method of three-dimensional residual stresses with aid of distribution function of inherent strain*. Transactions JWRI 1994; 23(12):71-78.

[108] Lin, Y.C., Chen, P.Y., *Effect of nitrogen content and retained ferrite on the residual stress in austenitic stainless steel weldments*. Materials Science and Engineering A307 (2001) 165-171

A continuación se presentan las referencias citadas por [108] Lin, Y.C., Chen, P.Y., *Effect of nitrogen content and retained ferrite on the residual stress in austenitic stainless steel weldments*. Materials Science and Engineering A307 (2001) 165-171

- [109] Tacalo, T., Suutala, N., Moisio, T., *Metall. Trans.* 10 A (1979) 1173
- [110] Baeslack, W.A., Duquette, D.J., Savage, W.F., *Corrosion* 35 (1979) 45
- [111] Thoms, R.G., Yapp, D., *Weld. J.* 57 (1978) 361s.
- [112] Delong, W.T., Ostrom, G.A., Szumachowski, E.R., *Weld. J.* 35 (1956) 526s.
- [113] Leone, G.J., Kerr, H.W., *Weld. J.* 61(1982) 13s.
- [114] Lundin, C.D., Chou, C.P., Sullivan, C.J., *Weld. J.* 59 (1980) 226S.
- [115] Vitek, J.M., David, S.A., *Metall. Trans.* 14* (1983) 1833.
- [116] Lin, Y.C., Perng, J.Y., *Sci. Technol. Weld. Join.* 2 (1977) 129
- [117] Bailey, N., *The metallurgical effects of residual stress*. Proc. Welding. Institute Int. Conf. London, 1977, p. 201
- [118] *Determining Residual Stresses by the hole-drilling strain Gage Method*, ASTM Standard E637, ASTM, Philadelphia, PA, 1992
- [119] Cary, H.B., *Modern Welding Technology*, 3er ed., Prentice-Hall. Inc London, 1994, p. 417
- [120] Callister, W.D., *Materials Science and Engineering*, 4th, John Wiley & Sons. In., New York, 1997, p. 788

[121] Cary, H.B., *Modern Welding Technology*, 3er ed., Prentice-Hall. Inc London, 1994, p. 655

[122] Cislilino, P.A., Chapetti, M.D., Otegui, J.L., *Minimum thickness for circumferencial sleeve repair fillet welds in corroed gas pipelines*. International Journal of Pressure Vessels and Piping 79 (2002) 67-76.

A continuación se presentan las referencias citadas por [122] Cislilino, P.A., Chapetti, M.D., Otegui, J.L., *Minimum thickness for circumferencial sleeve repair fillet welds in corroed gas pipelines*. International Journal of Pressure Vessels and Piping 79 (2002) 67-76.

- [123] API 1104. Welding of pipelines and related facilities. Appendix B: in-service welding. USA: American Petroleum Institute, 1999
- [124] Kiefner, J.F., *Defect repair procedures. Sixth Symposium of Lime Pipe Research, Paper I 1*. Houston, USA, 1979.
- [125] *American Welding Association. AWS Welding Handbook*. 8th ed., Vol. 4, Miami, USA: AWA, 1998 part 2.
- [126] Kiefner, J.F., *Corroded pipe: strength and repair method*. Fifth Symposium of Line Pipe Research, Paper L 1. USA, 1971.
- [127] Smith, K., Wilson, M., *Stress analysis of a fillet weld between a pipe sleeve reinforcement*. Gas Council engineering Research station, File No. 2633/5 and 2597, July, 1972
- [128] Gordon, J.R., Dong, P., Wang, Y.Y., Jutta, T., *Fitness-for-purpose assessment procedures for sleeve in pipelines: summary report*. EWI project No. J7185, J7193 and J7215 to the American Gas Association, December 1994.
- [129] Otegui, J.L., Urquiza, S., Rivas, A., Trunzo, A., *Local collapse of gas pipelines under sleeve repairs*. International Journal of Pressures Vessels and Piping 2000; 77-79: 555-66.
- [130] American Petroleum Institute. API 52. Specification for line pipe. 41st ed. APA, 1995.
- [131] Edison Welding Institute. Guidelines for weld deposition repair on pipelines. WEI project No. 40545CAP. EWI, 1997.
- [132] Bruce, W.A., Holdren, R.L., Mohr, W.C., Edison Welding Institute, Kiefner, J.F., Kiefner and associates. *Repair of pipelines by direct deposition of weld metal – further Studies*. PRC/International, Project PR – 185 – 9515, November 1986.
- [133] Cola, M.J., Kiefner, J.F., Fischer, R.D., Bubenik, T.A., Jones, D.J., Bruce, W.A., *Development of simplified weld cooling rate models for in-service gas pipelines*. AGA Project Report No. J7134, July 1992.
- [134] Kiefner, J.F., Fischer, R.D., *Repair and hot tap welding on pressurized pipeline*. Symposium during 11th Annual Energy sources Technology Conference and Exhibition, New Orleans, LA, 10-13 January, 1988, New York, ASME PD-Vol. 14, 1987; p. 1-10.
- [135] American Welding Association. AWS Welding Handbook – weld processes. 8th ed., Vol. 1, Miami, USA: AWA, 1989.
- [136] Patukhov, B.S., *Heat transfer and friction in turbulent pipe flow with variable physical properties*. Advance in heat transfer, vol. 6, 1970 p. 503
- [137] Guyer, E.C., *Handbook of applied thermal design*. New York: MacGraw-Hill, 1989.
- [138] ALGOR finite element design software. Algor. Inc., USA, 1998.
- [139] Bruce, W.A., Threadgill, P.L., *Effect of procedure qualification variables for welding into in-service pipelines*. American Gas Association. Project No. J7134, July 1994.

[140] Nonaka, I., Ito, T., Ohtsuki, S., Takagi, Y., *Performance of repair on aged 2.25Cr-Mo boiler header welds*. International Journal of Pressure Vessels and Piping 78 (2001) 807-811.

A continuación se presenta la referencia citada por [140] Nonaka, I., Ito, T., Ohtsuki, S., Takagi, Y., *Performance of repair on aged 2.25Cr-Mo boiler header welds*. International Journal of Pressure Vessels and Piping 78 (2001) 807-811.

- [141] Viswanathan, R., Gandy, D.W., *Performance of de repair welds on aged Cr-Mo piping girth welds*. Proceedings of the international conference on Integrity of high temperature welds, PEP Ltd, Nottingham, UK, 3-4, November 1998. p. 15-40

[142] Kunihiro, T., Hiroshi, K., Kalinin, G., *Re-weldability test of irradiated austenitic stainless steel by a TIG welding method*. Journal of Nuclear Materials 283-287 (2000) 1210-1214.

A continuación se presentan las referencias citadas por [142] Kunihiro, T., Hiroshi, K., Kalinin, G., *Re-weldability test of irradiated austenitic stainless steel by a TIG welding method*. Journal of Nuclear Materials 283-287 (2000) 1210-1214.

- [143] Brager, H.R., Straalsund, J.L., Journal Nuclear Materials 46 (1973) 134
- [144] Ullmaier, H., Radiat. Eff. 78 (1983) 1.
- [145] Driesch, J., Jung, P., High temp – High Press. 12 (1980) 635.
- [146] Laakmann, J., Jung, P., Uelhoff, W., Acta Metall. 35 (1987) 2063.
- [147] Lin, H.T., Grossbeck, M.L., Chin, B.A., Metall.Trans. A 21 (1990) 2585.
- [148] Tsuchiya, K., Kawamura, H., Oyamada, R. Journal Nuclear Materials 233-236 (1996) 218.
- [149] Nagao, Y., Shimakawa, S., Komori, Y., Sakurai, F., JAERI-TAECH. 95-006, 1995.
- [150] Asano, K., Nishimura, S., Saito, Y., Sakamoto, H., Yamada, Y., Kato, T., Hashimoto, T., Journal Nuclear Materials. 264 (1999) 1.

[151] Bhaduri, A.K., Gill, T.P.S., Albert, S.K., Ramasubbu, V., Shanmugan, K., *Repair welding of cracked steam turbine blades using austenitic and martensitic stainless-steel consumibles*. Nuclear Engineering and Design 206 (2001) 249-259

A continuación se presentan las referencias citadas por [151] Bhaduri, A.K., Gill, T.P.S., Albert, S.K., Ramasubbu, V., Shanmugan, K., *Repair welding of cracked steam turbine blades using austenitic and martensitic stainless-steel consumibles*. Nuclear Engineering and Design 206 (2001) 249-259

- [152] Dewey, R.P., Rieger, N.F., Steam Turbine Blade Reliability. EPRI, Boston, MA, 1982
- [153] Dewey, R.P., Rieger, N.F., EPRI, RP 1856-1, 1982
- [154] Dewey, R.P., McCloskey, T.H., Analysis of Steam Turbine Blade Failures in the Utility Industry. ASME, Paper No. 83 – JPGC – Pwr – 20.

[155] Kim, J.D., Kim, C.J., Chung, C.M., *Repair welding of etched tubular components of nuclear power plant by Nd: YAG laser*. Journal of Materials Processing Technology 114 (2001) 51-56.

A continuación se presentan las referencias citadas por [155] Kim, J.D., Kim, C.J., Chung, C.M., *Repair welding of etched tubular components of nuclear power plant by Nd: YAG laser*. Journal of Materials Processing Technology 114 (2001) 51-56.

- [156] Havrilla, D., *Laser welding of stainless steel tube*, Fabricator 19 (6) (1989) 24-25
- [157] Tapper, L., Nilsson, K., Bengtsson, A., *Laser welding of thin brass tube for radiators*, Report No. ICA 389 (Final), International Koper Associatio, Ltd., New York, May 1991, p. 29
- [158] Nakajima, N., Shimokusu, Y., Shono, S., *et al. Fundamental study on 1 kW class YAG laser welding using optical fibre*, Weld. World 27 (5-6) (1989) 130-137
- [159] Ofer, V.I., *Technological systems with flexible fiber light guides for laser welding and machining of metals*, Svar. Proizvod (Russian) 3 (677) (1991) 24-25
- [160] Banderwert, T.L., *Current capabilities and applications of laser welding*, Fabricator 24 (9) (1994) 40-43
- [161] Gobbi, S.L., Li, Z., Norris, I., *et al. An investigation on the techniques and metallurgy in laser welding of wrought Inconel 718*. in: Eurojoin 2: Second European Conference and Joining Technology, Florence, Italy, May 16-18, p. 655-665
- [162] Shaw, L.H., Cox, M.J., *High aspect ratio Nd: YAG laser welding*, in: International Conference on advances in Joining and Cutting Processes, UK, October 30 – November 2, 1989, p. 265-273
- [163] Ungenfeiter, A.C., *Laser welding thin cross sections*, in: *Laser Advanced Materials Processing – Science and Applications*, Osaka, Japan, May 21-23, 1987, p. 211-216
- [164] Nakajima, Y., *Mechanical properties of spot welds in 304 stainless steel made by YAG laser welding*, Weld. Int. 1 (5) (1987) 485-489
- [165] Moon, B.G., *Laser welding method of steel plate ingot*, US Patent 4 948 939, USA (16 November 1989)
- [166] Hirak, D.M., Liu, J.T., Weckam, D.C., *et al. Diagnostic techniques for pulsed Nd: YAG laser welding applications*, in: International Trends in welding Science and Technology, Tennessee, USA, ASM, Materials Park, Ohio, 1993, p. 969-973
- [167] Graham, M.P., Hirak, D.M., Kerr, H.W., *et al. Nd: YAG laser welding of coated sheet*, J. Laser Appl. 6 (4) (1994) 212-222
- [168] Graham, M.P., Weckam, D.C., Kerr, H.W., *et al. Nd: YAG laser beam welding of coated steels using a modified lap joint geometry*, Weld. J. May, 1996, 162s-170s.
- [169] Zacharia, T., David, S.A., Vitck, J.M., *et al. Heat transfer during Nd: YAG pulsed laser welding and its effect on solidification structure of austenitic stainless steels*, Metall. Trans. A 20 (5) (1989) 975-967.
- [170] Bagger, C., Olsen, F., Broden, G., *et al. The influence of shielding gas type in high power Nd: YAG laser welding*, in: Proceedings of the sixty international Conference on the Joining of Materials (JOM-6), Denmark, p. 363-370
- [171] Kaukler, W.F., Workman, G.L., *Laser welding in space*, in: welding in Space and Construction of Space Vehicles by welding, USA, September 24-26, 1991, American Welding society, p. 318-334
- [172] Groszami, G.L., *Laser welding at low pressures*, Indian Weld. J. 23 (2) (1991) 80-82
- [173] Nagashima, T., Yokohama, A., Akaba, T., *et al. Development of YAG welding robot systems for repairing heat exchanger tubes*, Weld. World 34 (1994) 133-138

[174] Lant, T., Robinson, D.L., Spafford, B., Storesund, J., *Review of weld repair procedures for low alloy steels designed to minimise the risk of future cracking*. International Journal of Pressure Vessels and Piping 78 (2001) 813-818.

A continuación se presentan las referencias citadas por [174] Lant, T., Robinson, D.L., Spafford, B., Storesund, J., *Review of weld repair procedures for low alloy steels designed to minimise the risk of future cracking*. International Journal of Pressure Vessels and Piping 78 (2001) 813-818.

- [175] Duty, W.D., *Challenger and solutions in repair welding of ferritic materials*. WRC Bull 1996; 412:1-2
- [176] Viswanthan, R., Gandy, W., *Performance of repair welds on aged Cr-Mo piping girth welds*. Proceedings of International Conference on Integrity of High Temperature Welds, UK, Nov 3-4, PEP, 1998, 15-40, ISBN 1860581498
- [177] Viswanthan, R., *Weld repair of aged piping – a literature review*. Proceedings of International Conference on Welding and Repair Technology for Power Plants EPRI TR – 107719, 9004-02, 3887-01, 1997, p. 164-186
- [178] Lundin, C.D., Liu, P., Zhou, G., Khan, K.K., *Efficacy of low carbon 1/4 Cr - 1/2 Mo weld metal for repair welding of elevated temperature service exposed Cr-Mo components*, WRC Bull 1999; 439:3-10.
- [179] Allen, D.J., *Weld of repair of steam drum downcomer nozzle cracking in coal-fired power plant*. Weld Metal Fabr. 1995; 63 (6): 225-228
- [180] Allen, D.J., Kelly, T.W., *Cold weld repair – development and application*. Second International EPRI Conference and Vendor Exposition, Daytona Beach Florida, May 21-24, 1996.
- [181] United States National Board Inspection Code. National Board of Boiler and Pressure Vessels Inspectors, Columbus, Ohio, 1989 and 1995.
- [182] Ibarra, S.J., *Weld repairs without PWHT in the petroleum industry*. WRC Bull 1996; 412:12-5
- [183] ASME boiler and pressure vessel code. Section XI Rules for service inspection of nuclear power plant component, Paragraph IWA-4513.
- [184] Gandy, D.S., Findlan, S.J., Viswanthan, R., *Temper-bead welding of P-Nos 5 and 5*. Proceedings of International Conference on Integrity of High Temperature Welds, UK, Nov 3-4, PEP, 1998, 111-24, ISBN 1860581498.
- [185] Alberry, P.J., Myers, J., Chew, B., *An improved welding technique for HAZ refinement*. Weld Metal Fabr 1976; 45(99):549-553
- [186] ASME boiler and pressure vessel code. Section XI Rules for service inspection of nuclear power plant component, Paragraph IWA-4633.1, Alternative repair welding methods – shielded metal arc welding, ASME, 1995
- [187] Friedman, L.M., *EWI/TWI controlled deposition repair welding procedure for 1/4 Cr - 1/2 Mo and 2/3 Cr - 1Mo steels*. WRC Bull 1996;412: 27-34.
- [188] Lundin, C.D., *Overview of results from PVRC programs on half-bead/temper-bead controlled deposition techniques for improvement of fabrication and service performance of Cr-Mo steels*. WRC Bull 1996; 412: 16-26.
- [189] Kim, Y.J., Prince, J.W., *Temper-bead weld heat affected zone properties in A517-70 steel*. Trans ASME J Engng Mater Technol 1987; 109: 157-163
- [190] Repair welding of heavy section steel components in LWRs. EPRI Report NP-3614, Babcock and Wilcox, vols. 1 and 2, 1984.

- [191] Gandy, G.W., Findlan, S.J., Childs, W.J., *Repair welding of SA-508 class 2 steel using 3 layer temper-bead approach*. Proceedings of Conference on Fatigue Fracture and risk. San Diego: ASME, 1991. p. 117-122
- [192] Brett, S.J., *Methodology for the use of weld repairs without post-weld heat treatment on creep resisting steels*. BALTICA II, June 6-8, Helsinki, Finland, ISBN 9513845427, vol 2, 1995. p. 363-378.
- [193] Higuchi, M., Umemoto, T., Matsusita, A., Shiraiwa, T., *Development of temper-bead technique applied to dissimilar welded joints nuclear pressure vessels*. WRC Bull 1996; 412:77-86.
- [194] Brett, S.J., *The long term creep rupture of nickel based cold welds in Cr-Mo-V components*, Proceedings Conference on Refurbishment and Life Extension of steam Plant, London, Oct 14-15. ImechE, 1987. p. 253-260, Paper C288/87, ISBN 0852986319.
- [195] Lant, T., *High temperature industry forum final report*, EC BRRT-CT99-5086, June 2000.

[196] Han, W.J., Byeon, J.G., Park, K.S., *Welding characteristics of the Inconel plate using a pulsed Nd: YAG laser beam*. Journal of Processing Technology 113 (2001) 234-237

A continuación se presentan las referencias citadas por [196] Han, W.J., Byeon, J.G., Park, K.S., *Welding characteristics of the Inconel plate using a pulsed Nd: YAG laser beam*. Journal of Processing Technology 113 (2001) 234-237

- [197] Nair, B.R., Nuclear Plant Journal 12 (5) (1994) 40-42
- [198] Ishide, T., Nagura, Y., Matsumoto, O., Nagashima, D., Kidera, T., Yokoyama, A., Proceedings of LAMP 92, June 1992.
- [199] Yokoyama, A., Nagashima, T., Matsumoto, O., Proceedings of the fifth International Symposium of the Japan Welding Society, April 1990, p- 29

APENDICE A

Combinaciones conocidas de aleaciones-ambientes que favorecen la Corrosión Inducida por Esfuerzos.

Aleación	Ambiente corrosivo	Temperatura (°C)
Aceros inoxidables austeníticos	Soluciones de ácido clorhídrico (MgCl ₂ y BaCl ₂).	60 - 200
	Soluciones de NaCl - H ₂ O ₂	-
	Halógenos: Br, I, F	-
	Soluciones alcalinas CaCl ₂	-
	Agua de mar.	-
	Soluciones cáusticas concentradas	>120
	Soluciones de NaOH - H ₂ S	-
	Vapor de agua a partir de cloruros.	-
	<i>Para aleaciones sensibilizadas:</i>	
	Ácidos politrónicos (H ₂ SnO ₆).	300
Ácidos sulfurosos.		
Agua con un contenido de oxígeno disuelto de 2 ppm.		
Aceros inoxidables ferríticos	H ₂ S, NH ₄ Cl, NH ₄ NO ₃ , Hipocloritos (a)	-
Aceros inoxidables Duplex	Son susceptibles a los mismos ambientes como en los aceros inoxidables austeníticos (b)	-
Aceros inoxidables martensíticos	Soluciones cáusticas NaOH (c)	-
Aceros al carbono	Soluciones cáusticas NaOH	>50
	Soluciones NaOH - NaSiO ₂	>255
	Soluciones de nitratos de sodio, calcio y amonio.	Ebullición
	Mezclas de ácidos (H ₂ SO ₄ - HNO ₃)	-
	Soluciones HCN	-
	Soluciones ácidas H ₂ S	-
	Agua de mar	-
	Aminas	-
	Carbonatos/Bicarbonatos	-
Soluciones CO/CO ₂	-	

Comportamiento de la soldadura en servicio

Continuación...		
Aleaciones Ni - Cr - Fe 800 800 690	Cloruros calientes, pH < 4, especies oxidantes como oxígeno disuelto, H ₂ S, azufre libre. Ácidos politrónico y soluciones de tiosulfatos, aleaciones sensibilizadas con exceso de carbono. Soluciones cáusticas.	>205 -
Aleaciones Ni - Cu Monel 400	Acido fluorhídrico. H ₂ S.	315
Aleaciones Ni 200 201	Soluciones cáusticas	290
Aleaciones Cobre - Zinc >15% Zn	Amoniaco en agua. Aminas en agua. Nitritos en agua. Nitratos. Algunas soluciones de sulfato.	- - - - -
Aleaciones de aluminio	Vapor de agua. Agua potable. Agua de mar. Soluciones NaCl. Soluciones NaCl - H ₂ O ₂	- - - - -
Aleaciones de titanio	Acido nítrico. Sales fundidas. N ₂ O ₄ Metanol.	- >260 30 - 75 -

- (a) Resistentes a un número mayor de ambientes corrosivos si están libres de Ni pero pueden fallar en algunas formas diferentes de corrosión.
 (b) Inmune a la SCC intergranular en ácido politrónico. También ofrecen mayor resistencia a SCC que los aceros ferríticos a otras formas de corrosión.
 (c) Resistentes a SCC en soluciones de cloruros a elevadas temperaturas. Susceptible también a fragilización por hidrógeno.