



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN
NICOLÁS DE HIDALGO**



INSTITUTO DE INVESTIGACIONES METALÚRGICAS

**INFLUENCIA DEL CICLAJE TÉRMICO EN EL
COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE UN RECARGUE 414N
SOBRE ACERO AISI 4140**

**TESIS QUE PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS EN
METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS MATERIALES PRESENTA:**

Ing. Víctor Manuel Bedolla González

Asesor: Dr. Cuauhtémoc Maldonado Zepeda

Morelia, Mich.

Junio 2007

AGRADECIMIENTOS

A MI FAMILIA:

Le agradezco a mi familia por el apoyo y comprensión en las etapas de mi vida, por respaldar mis decisiones. Por darme el cobijo que me ha permitido estar siempre en pie.

AL INSTITUTO DE INVESTIGACIONES METALÚRGICAS:

Por abrazarme como a un hijo y por ayudar a desarrollarme humana y profesionalmente.

A MIS AMIGOS:

Les agradezco a mis amigos Chava, Mundo, Arturo, Iván, Doris, Christian, Engelbert, Pille, José, Jonny, al Dr. M. Velez, por brindarme su amistad y apoyarme en el desarrollo y culminación de esta etapa de mi profesión.

A MARTHA:

Por su amistad y apoyo para seguir adelante.

AL CONACYT:

Por apoyarme económicamente para poder estudiar mi Maestría.

AL Dr. CUAUHEMOC MALDONADO ZEPEDA:

Le agradezco con el corazón, por su comprensión y apoyo, por haberme brindado su amistad que es invaluable y por asesorar este trabajo tan importante en mi desarrollo.

AGRADECIMIENTOS

- Se agradece la participación y cooperación de:
 - *Ing. Julio Prieto*
 - *M.C. Eduardo Ruiz Andrade*
- Los productos obtenidos de la investigación serán compartidos con la compañía participante.
- De la compañía “*Welding Alloys Panamericana S.A. de C.V.*” quienes han suministrado el problema, los materiales y facilitado el acceso a sus instalaciones y equipo de soldar.



Índice

Índice	i
Índice de Figuras y Tablas	iii
Resumen	1
CAPITULO 1. INTRODUCCIÓN	2
1.1 Antecedentes	2
1.2 Objetivos	3
CAPITULO 2. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA	4
2.1 Rodillos de Colada Continúa	4
2.2 Influencia de los Elementos de Aleación en las Propiedades de los Aceros	7
2.2.1 Elementos de Aleación en los Aceros Inoxidables	12
2.3 Metalurgia Física de los Aceros	13
2.3.1 Relación entre Microestructura y Propiedades Mecánicas	13
2.3.2 Mecanismos de Endurecimiento	13
2.3.2.1 Endurecimiento por Solución Sólida	14
2.3.2.2 Endurecimiento por Precipitación	15
2.3.2.3 Endurecimiento por Deformación	16
2.4 Tenacidad de los Aceros	16
2.4.1 Fractura Frágil	17
2.4.2 Fractura Dúctil	19
2.4.3 Transición Dúctil-Frágil	20
2.5 Recubrimientos por Soldadura	22
2.5.1 Propósito de los Recubrimientos	22
2.5.2 Corrosión	22
2.5.3 Desgaste	22
2.5.4 Altas Temperaturas de Servicio	23
2.5.5 Tipos de Materiales	23
2.5.5.1 Tipo de Aplicación	23
2.5.5.2 Criterio de Selección	24
2.5.5.3 Electrodo Tubulares para Recubrimiento	25
2.5.6 Procesos de Aplicación de Recubrimientos	25
2.6 Proceso de Soldadura por Arco Sumergido (SAW)	26
2.7 Soldadura por Arco con Electrodo Revestido (SMAW)	27
2.8 Proceso de Soldadura GTAW	28
2.9 Proceso de Soldadura GMAW	30
2.10 Spray Térmico	32
2.11 Proceso de Soldadura con Arco con Electrodo Tubular (FCAW)	33
2.11.1 Ventajas del Proceso FCAW en la Unión de los Aceros Inoxidables	35
2.11.2 Consumibles de Soldadura en el Proceso FCAW	35
2.11.3 Variables Secundarias de Soldadura en el Proceso FCAW	39
2.12 Aceros Inoxidables	41
2.12.1 Clasificación de los Aceros Inoxidables	42
2.12.2 Aceros Inoxidables Serie 400, Ferríticos y Martensíticos	43
2.12.3 Aceros Inoxidables Martensíticos	46
2.12.4 Soldabilidad	47
2.12.5 Metalurgia de Soldadura en Inoxidables Martensíticos	48
2.12.6 Sensibilidad y Corrosión Intergranular	49
2.13 Dispositivos Existentes para Aplicar Fatiga Térmica	54
2.13.1 Fatiga Térmica por Inmersión	54
2.13.2 Fatiga Térmica por Inducción	54
2.13.3 Diseño del Equipo	56
2.14 Ensayo de Impacto Charpy	59

CAPITULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL	61
3.1 Introducción	61
3.2 Caracterización del Metal base	61
3.3 Medición de Dureza en Estado de Temple	63
3.4 Aplicación de Recubrimientos con el Proceso FCAW	64
3.4.1 Puesta a Punto del Equipo	64
3.5 Aporte Térmico	67
3.6 Variables de Soldadura Utilizadas	67
3.6.1 Ejecución de Recargues por Soldadura	68
3.7 Caracterización de los Recargues	69
3.7.1 Composición Química de los Recargues	69
3.7.2 Ensayo de Inspección Visual	69
3.7.3 Ensayo de Líquidos Penetrantes	69
3.8 Aplicación de Fatiga Térmica	71
3.8.1 Maquina Experimental de Fatiga Térmica	71
3.8.2 Elaboración del Horno	71
3.8.3 Orientación y Dimensiones de Probetas	72
3.8.4 Medición y Límites de Temperatura	74
3.9 Matriz Experimental	76
3.10 Medición de Dureza	77
3.11 Metalografía	77
3.12 Ensayo de Impacto Charpy	78
3.12.1 Manufactura de Probetas	78
3.13 Coeficiente de Dilución	79
CAPITULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN	81
4.1 Introducción	81
4.2 Análisis del Ensayo de Líquidos Penetrantes	81
4.3 Análisis Microscópico de Porosidades	83
4.4 Microestructura del Recubrimiento	85
4.5 Comportamiento del Coeficiente de Dilución	86
4.6 Porcentaje de Ferrita	88
4.7 Resultados de Maquina Experimental al Aplicar Ciclos Térmicos	93
4.8 Análisis de Aplicación de Ciclos Térmicos	95
4.9 Resultados del Ensayo de Dureza	97
4.10 Resultados del Ensayo de Impacto Charpy	102
CAPITULO 5. CONCLUSIONES	105
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	107

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1	Rodillos de colada continúa	5
Figura 2.2	Endurecimiento por solución sólida en la ferrita	15
Figura 2.3	Representación esquemática del proceso SAW	26
Figura 2.4	Representación esquemática del proceso SMAW	28
Figura 2.5	Diagrama esquemático del equipo GTAW	29
Figura 2.6	Representación esquemática del proceso GMAW	30
Figura 2.7	Esquema operativo del proceso GMAW	31
Figura 2.8	Recubrimiento por atomización térmica	32
Figura 2.9	Diagrama esquemático del proceso FCAW-G	34
Figura 2.10	Diagrama esquemático del equipo de FCAW	34
Figura 2.11	a) Corte longitudinal de electrodo tubular b) Sección transversal	36
Figura 2.12	Stick-out en el proceso FCAW	40
Figura 2.13	Diagrama de equilibrio binario de la aleación hierro-cromo	43
Figura 2.14	Influencia del carbono sobre el bucle gamma	44
Figura 2.15	Transformación de estructura martensítica total	48
Figura 2.16	Transformación de una estructura martensítica y ferrítica. Fp, ferrita primaria; Fe, ferrita eutéctica; Ms, Temperatura de inicio martensítica; Mf, temperatura final martensítica	49
Figura 2.17	Precipitación de carburos en los bordes de grano y una Reducción local de cromo	50
Figura 2.18	Relación tiempo-temperatura para producir susceptibilidad a la Corrosión intergranular en un acero 304	51
Figura 2.19	Tanque de inmersión, CWRU. John Wallace	54
Figura 2.20	Equipo para fatiga térmica y termomecánica	55
Figura 2.21	Esquema del equipo de fatiga térmica diseñado	56
Figura 2.22	Maquina para pruebas de impacto	59
Figura 2.23	Probetas ensayadas a impacto	60
Figura 3.1	Estructura del acero AISI 4140 (1000X)	62
Figura 3.2	Barrido de dureza del metal base	63
Figura 3.3	Puesta a punto del equipo	65
Figura 3.4	Fuente de poder utilizada	66
Figura 3.5	Consola digital de control del equipo	66
Figura 3.6	Recargues aplicados a placas	68
Figura 3.7	Aplicación del ensayo de líquidos penetrantes en recargues	70
Figura 3.8	Aplicación del ensayo de líquidos penetrantes en maquinado final	70
Figura 3.9	Maquina de fatiga térmica	71
Figura 3.10	Elaboración del horno	72
Figura 3.11	Dirección de probetas en sentido longitudinal a recargues	73
Figura 3.12	Dimensión de barras rectangulares	73
Figura 3.13	Dispositivo de sujeción de probetas	74
Figura 3.14	Barra para colocar sensor de temperatura tipo K	75
Figura 3.15	Límites de temperatura para un ciclo térmico	75
Figura 3.16	Barrido de dureza en zonas 414N, 430 y metal base	77
Figura 3.17	Muestras para metalografía	78
Figura 3.18	Probeta Charpy para el ensayo de tenacidad	78
Figura 3.19	Serie de probetas para ensayo de impacto Charpy	79
Figura 3.20	Sección transversal de placa con recubrimiento	80
Figura 3.21	Representación de las áreas para el cálculo de la dilución	80
Figura 4.1	Maquinado final en ensayos 6 y 7	81
Figura 4.2	Evaluación de líquidos penetrantes a ensayos 7, 8 y 9 donde se presentaron porosidades	82
Figura 4.3	Porosidad superficial en ensayo número 7	83
Figura 4.4	Falta de Fusión en ensayo número 8	84
Figura 4.5	Porosidad interna en el ensayo número 9	84
Figura 4.6	Diagrama pseudobinario Fe-13Cr	85

Figura 4.7	Relación del voltaje y avance de soldadura con respecto al Coeficiente de dilución	86
Figura 4.8	Medición de las fases presentes en recargues 414 N	88
Figura 4.9	Efecto del voltaje y velocidad de la soldadura con respecto al Porcentaje de ferrita	89
Figura 4.10	Diagrama de Balmforth	91
Figura 4.11	Contenido de ferrita 4.97% para aporte térmico alto (2.7KJ/mm), ensayo 7 (200X)	91
Figura 4.12	Contenido de ferrita 5.44% para aporte térmico medio (2.16KJ/mm), ensayo 5 (200X)	92
Figura 4.13	Contenido de ferrita 6.08% para aporte térmico bajo (1.75KJ/mm), ensayo 3 (200X)	92
Figura 4.14	Calentamiento – enfriamiento para 1 ciclo térmico	93
Figura 4.15	Estabilización de ciclos térmicos	94
Figura 4.16	Diagrama de transformación correspondiente a la aleación tipo 414	95
Figura 4.17	Estructura de la aleación 414N a 500X, a) Sin ciclos térmicos, b) Con 100 ciclos térmicos	96
Figura 4.18	Estructura de la aleación 414N a 500X, c) Con 1000 ciclos térmicos, d) Con 2000 ciclos térmicos	96
Figura 4.19	Zonas donde se realizó el barrido de dureza	97
Figura 4.20	Probetas después de 1000 ciclos térmicos	97
Figura 4.21	Efecto de los ciclos térmicos sobre la dureza en aleación 414N, 26 Voltios	99
Figura 4.22	Efecto de los ciclos térmicos sobre la dureza en aleación 414N, 28 Voltios	100
Figura 4.23	Efecto de los ciclos térmicos sobre la dureza en aleación 414N, 30 Voltios	100
Figura 4.24	Entalla aplicada en el recargue 414 N	102
Figura 4.25	Energía absorbida al impacto en función de los ciclos térmicos, 26 Voltios	103
Figura 4.26	Energía absorbida al impacto en función de los ciclos térmicos, 28 Voltios	103
Figura 4.27	Energía absorbida al impacto en función de los ciclos térmicos, 30 Voltios	104

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2.1	Propiedades de diferentes electrodos tubulares de la serie 400	23
Tabla 2.2	Descripción y aplicación de diferentes electrodos de la serie 400	24
Tabla 3.1	Composición química del acero 4140	63
Tabla 3.2	Resultados del barrido de dureza del metal base	63
Tabla 3.3	Variables operativas del proceso de soldadura	68
Tabla 3.4	Análisis químico de los materiales de aporte	69
Tabla 3.5	Matriz experimental para el ensayo de fatiga térmica	76
Tabla 4.1	Indicaciones, inspección y evaluación de los recargues con Maquinado final	82
Tabla 4.2	Resultados del ensayo de dureza en HRC	98
Tabla 4.3	Energía absorbida del ensayo de impacto a temperatura ambiente en Joules	102

RESUMEN

La fatiga térmica es un problema muy complejo que se presenta en diversos materiales de ingeniería sometidos a ciclos térmicos repetidos. Su comprensión es importante para desarrollar productos y materiales resistentes a este fenómeno.

Esta investigación se enfoca al estudio de un recargue por soldadura para su aplicación en rodillos de colada continua, donde las condiciones severas de servicio hacen que los rodillos sean sometidos a complejos sistemas de esfuerzo y a diversos mecanismos de deterioro, que pueden producir su falla.

Impulsados en el interés de la industria del acero donde se utilizan rodillos de colada continua recubiertos con soldadura, el presente trabajo tiene como objetivo estudiar la relación entre los cambios que se producen en la microestructura y las propiedades mecánicas del recargue al ser sometido a ciclos térmicos.

Con este objetivo, se han aplicado una serie de ciclos térmicos a un recargue de acero inoxidable martensítico 414N, depositado sobre un acero de baja aleación AISI 4140, mediante el proceso de soldadura FCAW, variando los parámetros principales de soldadura.

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

1.1. ANTECEDENTES

La fatiga térmica es un problema de ingeniería muy complejo. Actualmente, está siendo investigado con la finalidad de tener un mejor entendimiento que permita desarrollar productos y materiales más resistentes a este fenómeno. Por ejemplo, en la industria siderúrgica, en los últimos años, las instalaciones de colada continua van mejorando el rendimiento operacional a través del aumento progresivo en la velocidad de colada permitiendo reducir costos, así como mejorar la producción en escala. Tales beneficios no serían alcanzados si no se hicieran estas investigaciones principalmente en los recubrimientos utilizados sobre los rodillos de colada continua, donde las condiciones de servicio hacen que estos sean sometidos a sistemas de deformación complejos y a diversos mecanismos de deterioro.

Los rodillos están colocados siguiendo un patrón curvilíneo, sometidos a grandes esfuerzos de flexión, un contacto continuo con el acero colado (100-1500°C) y un enfriamiento por medio de chorro de agua que propicia el desarrollo de la fatiga térmica en la superficie, siendo éste el principal mecanismo de falla en el rodillo.

La fatiga térmica desarrollada bajo ciclos continuos induce la nucleación de grietas en el material. La zona afectada térmicamente es la región más crítica del recubrimiento y es propensa a agrietamiento por generación de esfuerzos térmicos. Estas grietas inician en la superficie de los recubrimientos por una repetitiva aplicación de esfuerzos de tensión y compresión. Una oxidación en la superficie y una precipitación de carburos en los bordes e interior de los granos pueden ser alcanzados, induciendo en el material la nucleación de grietas.

Investigaciones al respecto muestran que en la industria del acero, específicamente en rodillos de colada continua donde el promedio de vida de los rodillos es de 300,000 toneladas de acero producido, se han aplicado recubrimientos en condiciones y aumentado el promedio de vida de los rodillos a 3,000,000 toneladas de acero producido [1].

1.2. OBJETIVOS

El objetivo general del presente trabajo es:

Estudiar la tenacidad de un recargue sometido a una serie de ciclos térmicos de enfriamiento y calentamiento. El recargue se produce con un electrodo de acero inoxidable de la serie 400 aplicado mediante soldadura por el proceso FCAW sobre placas de acero de baja aleación AISI 4140. El efecto de la fatiga térmica se estudia mediante la aplicación del ensayo de impacto Charpy.

Los objetivos específicos son:

1. Modificaciones y puesta a punto de una máquina experimental para estudios de fatiga térmica, en la que se pueda controlar, medir y aplicar los ciclos térmicos.
2. Aplicar ciclos térmicos al recubrimiento realizado sobre placas de acero AISI 4140, empleando un aporte de la serie 400N.
3. Determinar el efecto de la aplicación de los ciclos de temperatura sobre la energía absorbida al impacto durante el ensayo de impacto Charpy.

CAPÍTULO 2. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

2.1. Rodillos de Colada Continua

Los rodillos de colada continua son usados en la industria del acero para la deformación del metal y están sujetos a severas y complejas condiciones de carga. Deformando el metal superficial de una forma u otra por abrasión o adhesión, causa la degradación de los rodillos, especialmente cuando se combina con factores como la corrosión y oxidación. La fatiga es observada en rodillos expuestos a tensiones cíclicas térmicas y corrosión como el de colada continua que se ilustra en la figura 2.1. Este medio ambiente es agresivo y junto a la demanda de aumentar la producción con tolerancias más estrictas en los productos terminados, está forzando a la industria a desarrollar materiales más resistentes para los rodillos [2].

Se ha estudiado la superficie completa de los rodillos, a lo largo del ciclo de la vida del recubrimiento del rodillo, revelando que el mecanismo del inicio de fractura es normalmente, el resultado de la presencia de corrosión y hendiduras, particularmente en las zonas de recalentamiento y traslape de los cordones soldados. Estas áreas son sensibles al ciclo térmico de la soldadura, y están propensas a la corrosión por disminución de cromo.

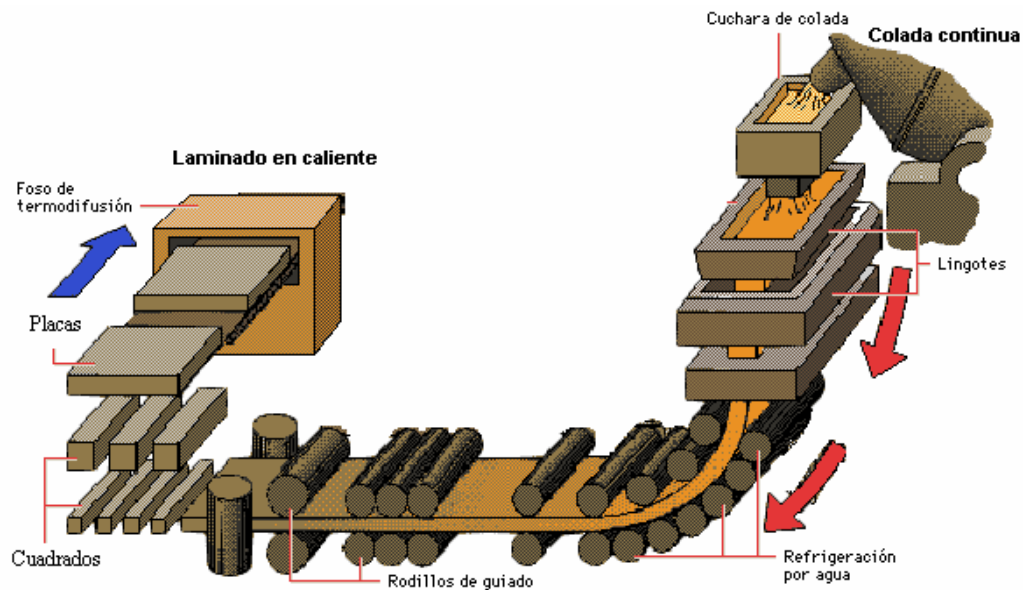


Figura 2.1. Rodillos de colada continua

En operación, los rodillos de laminación trabajan en un ambiente áspero. El gran contacto de presión de la vigueta, elevadas temperaturas, deformación plástica de las superficies en las áreas de contacto de los rodillos, abrasión severa por óxidos y escoria, ciclos térmicos, esfuerzos mecánicos y la corrosión, en combinación o individualmente, producen el deterioro en los rodillos de laminación. Para mejorar el tiempo de vida de estos rodillos se están utilizando nuevas aleaciones, capaces de resistir tales ambientes por periodos más largos.

En los rodillos usados en las líneas de colada continua del acero, se ha encontrado que es posible prolongar su vida útil si son revestidos por un metal de soldadura adecuado, que produzca una superficie resistente al contacto con el acero de colada continua y el ambiente áspero dentro de las líneas de colada continua.

Estas observaciones han llevado a un programa para desarrollar nuevas aleaciones soldables, con características de los materiales previamente usados, pero con el objetivo de incrementar la resistencia a la corrosión y el esfuerzo en la zona afectada térmicamente. Este resultado se ha obtenido sustituyendo el carbono por nitrógeno, principalmente en los electrodos utilizados en recubrimientos, y está mostrando tener un superior desempeño en la línea de colada continua.

La mayoría de las aleaciones de las series 400N tienen una matriz duplex de ferrita y martensita con porcentajes de cromo del 10 % al 20 %, y usualmente con níquel por debajo de 5 %. Estas aleaciones tienen alta dureza, lo cual contribuye a alcanzar una excelente resistencia y una capa superficial homogénea de óxido de cromo que proporciona la resistencia a la corrosión. Los principales usos de estas aleaciones son en la protección de aceros de rodamiento de colada continua y en las superficies de los componentes de válvulas, propensas al desgaste [3].

El trabajo desarrollado en rodillos recubiertos por soldadura con éste tipo de aleaciones, se condujo para obtener un incremento sustancial en cuanto al uso de los rodillos. Esta tendencia se está esperando continuar en un futuro, estimulando la creación de nuevas aleaciones soldables, que muestra ya mejoramientos dramáticos en la vida de servicio y aplicaciones específicas de los rodillos.

Los recargues son aplicados con distintos procesos de soldadura y combinados con el control, la instrumentación y la experiencia para soldar rodillos, la incidencia de defectos se está logrando disminuir, proporcionando a los rodillos mayor vida útil y por consecuencia una mayor producción.

2.2 Influencia de los Elementos de Aleación en las Propiedades de los Aceros

Para tener todas las propiedades físico-mecánicas deseadas, es preciso adicionar otros elementos a la aleación hierro-carbono, ya que por si sola no es capaz de ofrecer, por ejemplo, la consistencia de dureza requerida, regular el crecimiento de grano, la resistencia a la deformación, la resistencia al esfuerzo y otras más, que sin el concurso de otros elementos no sería posible obtener.

A continuación se describe, la función de cada elemento que se señala en el análisis químico [4].

Carbono

Este elemento sigue siendo el fundamental para la determinación de las propiedades mecánicas y metalúrgicas. El carbono endurece al acero y aumenta la resistencia al desgaste. Cabe mencionar que al aumentar la resistencia al esfuerzo en los aceros, se tiene en contra una disminución sensible en la ductilidad y la tenacidad.

Con el aumento de carbono disminuye la soldabilidad, debido a que crece la templabilidad, por lo tanto la tendencia a la aparición de estructuras de mayor volumen específico en las uniones soldadas que ocasionan el surgimiento de tensiones internas y la disminución de las propiedades mecánicas. La maquinabilidad también es afectada con el aumento de carbono.

Para los aceros de alta aleación, el carbono constituye un elemento que favorece la formación de austenita.

En los aceros inoxidables, su aumento por encima de 0.1%, provoca la formación de carburos de cromo y sensitización a la corrosión intercrystalina.

Manganeso

El manganeso estabiliza la dureza del acero, favoreciendo la estabilidad de carburos combinados, que sin la presencia del manganeso serían susceptibles al desgaste. Contrarresta la acción del silicio, evitando una baja dureza en el acero.

Favorece la templabilidad del acero por eso su contenido se limita, exceptuando el caso en que se necesite aumentar la dureza o la resistencia al desgaste. Es un desoxidante fuerte y normalmente su contenido en los aceros no debe sobrepasar el 2 %.

Disminuye las temperaturas de temple, recocido y normalizado, aumentando la tendencia al sobrecalentamiento.

Cuando se encuentra entre 0.17 y 0.37 %, se disuelve en la ferrita elevando sus propiedades mecánicas y su capacidad de recocido como resultado de la formación del carburo Mn_3C . No afecta la soldabilidad del acero cuando su contenido se encuentra en el rango de 0.3 a 0.8 %, en el rango de 1.8 a 2.5 % aumenta la templabilidad y la tendencia al agrietamiento.

En los aceros inoxidable, es un elemento gammágeno y puede sustituir total o parcialmente al níquel.

Cromo

El cromo eleva la dureza superficial, la resistencia a la tracción, la templabilidad y la resistencia a la corrosión. Actúa como un enérgico estabilizador de carburos al disolverse en la ferrita.

Aumenta la resistencia a la tracción y la dureza de los aceros, reduciendo de forma mínima la elasticidad. Por cada 1 % de cromo, el punto de fusión aumenta pero con una disminución de la tenacidad, aumenta además la templabilidad, la resistencia a elevadas temperaturas, así como las temperaturas de temple, recocido y normalizado. Disminuye ligeramente la tendencia al sobrecalentamiento y la ductilidad no disminuye con contenidos superiores al 1.5 %.

En el caso de aceros de mediana aleación de clase perlítica, cuyo contenido de cromo no es elevado, es natural que no tengan resistencia a elevadas temperaturas por lo cual no se recomienda emplearlos a temperaturas superiores a 550 °C.

Un aumento del contenido de cromo no sólo eleva la resistencia a la formación de cascarilla, sino también la termofluencia, debido a que se eleva la temperatura de recristalización y se forman carburos del tipo M_3C_6 , que se forman más despacio que la cementita (M_3C). Estos carburos le confieren al acero excelente resistencia al desgaste. En estos aceros, debido a que tienen gran tendencia a formar carburos, se limita el contenido de carbono o se añaden elementos de más afinidad por el carbono (Ti, Nb, etc.), conocidos como estabilizadores.

En los aceros de baja aleación, en presencia de Ni y Mo, aumenta la templabilidad y se forma un óxido de alta temperatura de fusión y difícil eliminación.

Molibdeno

El molibdeno produce mejoras en la resistencia a la tensión, la templabilidad y en la fluencia a altas temperaturas. También evita la fragilidad. Sustituye con ventaja al tungsteno en los aceros de alta velocidad contribuyendo a disminuir los costos de fabricación. También actúa como un potente estabilizador de carburos.

Aleado solamente con el carbono, incrementa la templabilidad, aumenta la resistencia a tracción tanto a temperatura ambiente como a temperaturas elevadas, así como las temperaturas de temple, recocido y normalizado. Su comportamiento desde este punto de vista es similar al del tungsteno. Aumenta la ductilidad en contenidos superiores al 0.6 %, e influye ligeramente sobre la tendencia al sobrecalentamiento.

Aleado con otros elementos (principalmente con el cromo y el níquel), confiere propiedades más elevadas. Este es uno de los elementos, que más favorece el tratamiento térmico, puesto que aumenta la penetración de temple, amplía los márgenes de forja y del tratamiento térmico, permite temperaturas elevadas en el revenido con lo cual se logran estructuras más idóneas, disminuye la susceptibilidad del acero a la fragilidad del revenido, aumenta la resistencia al esfuerzo, el límite de fatiga y mejora el mecanizado. En caso de los aceros de mediana aleación, la adición de una pequeña cantidad eleva la temperatura de recristalización de la ferrita por lo cual aumenta la resistencia a elevadas temperaturas, aunque en elevados contenidos, tiende a dificultar el proceso de forja.

En general, para contenidos superiores al rango de 0.15 a 0.8 % dificulta la soldadura, ya que causa la formación de grietas en el cordón y en la zona de transición debido a que aumenta la templabilidad, por lo que en ocasiones su contenido esta limitado a porcentajes más bajos.

Vanadio

Es un afinador de grano, debido a su tendencia a estabilizar carburos, la afinación de granos sucede durante la solidificación y al recibir tratamiento térmico.

Es muy usado en los aceros estructurales (preferentemente combinado con cromo), para estampas, aceros rápidos (preferentemente combinado con tungsteno), con lo cual en el último caso mejora las propiedades de corte.

Se encuentra comúnmente en los aceros de 0.2 a 0.8 %, en los aceros para estampas de 1 a 1.5 %, oxidándose fuertemente, exige una protección rigurosa del metal durante la soldadura, dificultando la misma. Su adición en los aceros de baja y mediana

aleación afina el grano (aumenta la homogeneidad) y eleva la resistencia a elevadas temperaturas.

Aumenta la resistencia a tracción y el límite de fluencia, así como las propiedades en caliente de los aceros.

Azufre

En la producción del acero se considera como una impureza, cuando la cantidad no es excesiva se combina con el manganeso sin tener una influencia nociva hasta aproximadamente 0.06 %. Si la cantidad de azufre sobrepasa los límites permisibles, el azufre sobrante reacciona con el hierro formando el FeS, que es un compuesto eutéctico ligeramente fusible, que funde a 985 °C, el cual provoca la destrucción de la continuidad de la estructura a temperaturas elevadas. Mejora la maquinabilidad ya que forma inclusiones de sulfuro, que modifican la cohesión metálica y hace que bajo las aristas se rompa fácilmente la viruta.

Silicio

Su influencia en la precipitación del carbono, durante la solidificación en forma de grafito, lo hace adecuado para asegurar la maquinabilidad de las piezas de fundición. En bajas cantidades o de no estar presente, la fundición sería de carbono combinado o sea carburo de hierro (Fe₃C) el cual resulta no maquinable debido a su elevada dureza. El silicio no afecta la soldabilidad de los aceros. Se reconoce como altamente grafitizante. Aumenta la resistencia mecánica.

En las uniones soldadas, la cantidad de este elemento debe limitarse por el aumento de la fragilidad; no influyendo negativamente si no sobrepasa el 0.3 %.

En los aceros de alta aleación se comporta como elemento alfégeno, limitándose su contenido debido a la formación de silicatos, específicamente en los aceros inoxidables, los cuales se alojan en la frontera intergranular y provocan el agrietamiento en caliente, aunque aumenta la resistencia a la oxidación frente a gases oxidantes en caliente.

Fósforo

El fósforo aumenta la fragilidad de la ferrita y genera segregación de carbono. Deben evitarse los contenidos elevados, porque un exceso provocaría la formación de esteadita, cuyo punto de fusión es muy bajo y genera rechupes durante la solidificación. El fósforo facilita la maquinabilidad al dar fragilidad a la rebaba.

En las piezas fundidas empeora la resiliencia mientras que en los procesos de soldadura disminuye la soldabilidad y provoca agrietamiento en frío o caliente.

Nitrógeno

Forma nitruros con el hierro, con lo cual se garantiza el endurecimiento superficial en los aceros destinados a la nitruración. El nitrógeno aumenta la dureza, el límite de fluencia, y las propiedades mecánicas a elevadas temperaturas. Cuando se combina con el aluminio, vanadio y cromo, le proporciona al acero gran dureza y resistencia al desgaste.

En el metal del baño de soldadura, disminuye la plasticidad de la unión y aumenta la dureza. En los aceros de alta aleación, es un elemento gammágeno y se utilizó en momentos en que el níquel era escaso en el mundo. El efecto de un 1 % de nitrógeno equivale a un 10 % de níquel.

En algunos casos es indeseable ya que en pequeñas cantidades durante los procesos de precipitación, provoca el envejecimiento intensivo y fragilidad, en la soldadura, la posibilidad de provocar corrosión intergranular bajo esfuerzo, en aceros aleados.

Hidrógeno

Es una impureza nociva en el acero, formando burbujas y poros, que dan lugar a grietas, reduce la ductilidad, sin aumentar el límite de fluencia y la resistencia a la rotura, provocando agrietamiento.

Titanio

Actúa como desoxidante y como refinador de grano. Se combina con el nitrógeno, evitando la corrosión intergranular.

Tungsteno (Wolframio)

Otorga a las piezas de fundición una elevada dureza siendo reconocido como un potente estabilizador de carburos de tal manera que sus carburos son de resistencia elevada al desgaste. Aumenta la templabilidad del acero debido a que se disuelve en la ferrita.

Níquel

Es el elemento que comunica las mejores propiedades de resistencia al impacto, sobre todo a bajas temperaturas. Con un contenido en los aceros que va del 2 al 5% incrementa de una manera notable la resistencia a la tracción y el límite elástico,

aumentando también la tenacidad, la cual se ve mejorada porque se evita el crecimiento de grano cuando las piezas son sometidas a tratamiento térmico.

Cobalto

Aumenta la dureza y la resistencia al esfuerzo, sobretodo a alta temperatura y es de los pocos elementos que desplazan el punto eutectoide a la derecha, ocasionando una disminución de la templabilidad debido a que se disuelve en la ferrita. Sus carburos son de resistencia elevada al desgaste.

Tántalo y Columbio (Niobio)

Los dos elementos evitan la corrosión intergranular, sobretodo en los aceros inoxidable, pues contribuyen a la estabilidad del carbón, impidiendo su precipitación a altas temperaturas, como carburo de cromo. Se utilizan en la fabricación de electrodos en las reparaciones de piezas de aceros inoxidable.

2.2.1 Elementos de Aleación en los Aceros Inoxidables

Los elementos que conforman a los aceros inoxidable son principalmente cromo, níquel, silicio, aluminio, molibdeno, niobio, titanio, tungsteno, vanadio, manganeso, carbono, y cobalto, en diferentes cantidades dependiendo del tipo de acero que se trate. Dichos elementos se clasifican en dos grupos:

Elementos alfégenos que favorecen la formación de ferrita: cromo, silicio, aluminio, molibdeno, niobio, titanio, tungsteno y vanadio [5].

Elementos gammágenos que favorecen la formación de austeníta: níquel, manganeso, carbono, cobalto, cobre y nitrógeno.

Dependiendo de la cantidad presente de los elementos mencionados, se obtiene cierta cantidad de austeníta y de ferrita que definen las propiedades físicas y mecánicas del acero obtenido.

2.3 Metalurgia Física de los Aceros

2.3.1 Relación Entre Microestructura y Propiedades Mecánicas

La aplicación y utilidad de un acero están determinadas en muchos casos por su tipo de resistencia al esfuerzo y su tenacidad. La resistencia al esfuerzo está ligada a su comportamiento plástico, definido por límite elástico y la capacidad de deformarse plásticamente y, la tenacidad que presenta un acero está dada por la capacidad de relajar tensiones, deformarse plásticamente antes de la fractura; estas propiedades no son variables independientes. Y se pueden caracterizar por una serie de variables macroscópicas (K_I , COD, integral J, etc.) que se pueden medir de forma reproducible siguiendo las normas creadas para los ensayos de los que se obtienen. Pero la aproximación macroscópica es insuficiente, ya que no aporta información alguna respecto a los procesos locales que se desarrollan en el material. Es imprescindible el entendimiento a nivel microestructural que permita definir cuales son los factores que conducen a niveles de resistencia y tenacidad mayores.

2.3.2 Mecanismos de Endurecimiento

Es importante conocer los distintos mecanismos de endurecimiento que tienen lugar en los aceros, ya que si se hace un uso conveniente de ellos, se puede llegar a lograr una relación entre las diversas propiedades mecánicas convenientes para una aplicación determinada. Los mecanismos de incremento del límite elástico son básicamente los siguientes:

- Endurecimiento por solución sólida
- Refinamiento de grano
- Partículas de segunda fase
- Transformaciones alotrópicas
- Endurecimiento por deformación

Así la resistencia de un acero puede considerarse como la suma de las distintas aportaciones realizadas por distintos mecanismos de endurecimiento:

$$\sigma_y = \sigma_i + \sigma_s + \sigma_p + \sigma_d + \sigma_{ss} + K_y d^{-1/2} \dots \dots \dots \text{Ec. 2.1}$$

Siendo σ_i la resistencia de fricción que se opone al movimiento de las dislocaciones, σ_s es el endurecimiento por solución sólida, σ_p es el endurecimiento por precipitación, σ_d es el endurecimiento por densidad de dislocaciones, σ_{ss} es el endurecimiento debido a la presencia de una subestructura, K_y es una constante para cada material y d el tamaño de grano de la matriz.

2.3.2.1 Endurecimiento por Solución Sólida

Los elementos en solución sólida pueden estar en forma sustitucional, es decir, ocupando lugares de átomos de hierro en la red, o intersticial, en posiciones intermedias de la red.

La presencia de átomos intersticiales en la red crea una distorsión que actúa sobre las dislocaciones. Es precisamente este hecho el que crea la discontinuidad del límite elástico. Los dos elementos intersticiales por excelencia en los aceros son el carbono y el nitrógeno que pueden ocupar estos lugares debido al pequeño tamaño de sus átomos.

El cromo parece tener un efecto de ablandamiento sobre la ferrita. Esto es debido a la afinidad que este elemento presenta con los intersticiales para formar carburos y nitruros, con lo que la cantidad de carbono y nitrógeno en solución sólida disminuye.

La presencia de estos elementos en los aceros no se justifica necesariamente por su efecto en el endurecimiento por solución sólida. El silicio se emplea para desoxidar, el manganeso para reducir la temperatura de transformación, el cobre por su capacidad de otorgar resistencia a la corrosión, el níquel, el cromo y el molibdeno para aumentar la templabilidad, etc.

Los elementos presentes por sustitución producen una distorsión simétrica de la red que tiene un moderado efecto endurecedor. En la figura 2.2 se aprecia cómo se requieren de importantes cantidades de estos elementos para producir un incremento en el límite elástico. Por otro lado, la ferrita admite cantidades muy pequeñas en solución de este tipo de elementos. Sin embargo, los elementos presentes en forma intersticial generan una distorsión asimétrica que es mucho más efectiva en su acción sobre las dislocaciones, del orden de 10 a 100 veces mayor que las sustitucionales. Igualmente en la figura 2.2 se aprecia que elementos como el carbono y el nitrógeno tienen una mayor influencia en el

límite elástico para cantidades pequeñas de los mismos. En general, la presencia de elementos en solución sólida intersticial produce una merma en la ductilidad del acero [6].

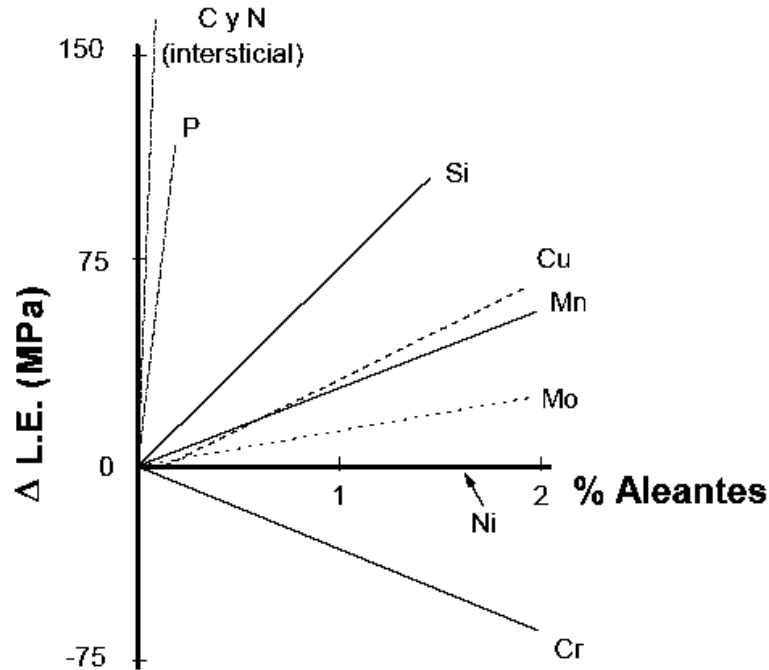


Figura 2.2. Endurecimiento por Solución Sólida en la Ferrita

2.3.2.2 Endurecimiento por Precipitación

La precipitación es uno de los mecanismos más efectivos en el endurecimiento del acero. La presencia de partículas finas y dispersas puede mejorar sustancialmente la resistencia del acero en función del tamaño de los precipitados. Las más pequeñas actúan como freno al movimiento de las dislocaciones mientras que las de mayor tamaño anclarán los límites de grano impidiendo el crecimiento de éste. Con el fin de entender estos efectos, es necesario comprender los factores que controlan la disolución de los carburos y nitruros que pueden formar los distintos elementos de aleación presentes en el material, así como su cinética de precipitación.

Las partículas de precipitados deben ser pequeñas y estar finamente dispersas. Si tras la precipitación se mantiene el material a temperaturas relativamente altas puede ocurrir que dichas partículas crezcan, las más grandes a costa de las más pequeñas.

2.3.2.3 Endurecimiento por Deformación

La introducción en el acero, mediante deformación, de una alta densidad de dislocaciones favorece el aumento del límite elástico, el cual aumenta con la densidad de dislocaciones, y la rapidez con que tiene lugar el endurecimiento por deformación depende de la velocidad con la que aumenta la densidad de dislocaciones con la deformación. Esto significa que la velocidad de endurecimiento por deformación es dependiente de la forma en la que las dislocaciones se distribuyen e interactúan entre sí [7-9].

Algunos factores que afectan son:

1. Tamaño de grano, granos pequeños dan lugar a velocidades de endurecimiento mayores.
2. La interacción de las dislocaciones con otras microestructuras como solutos o precipitados que pueden anclar las dislocaciones impidiendo su movimiento.

Las formas más habituales de introducir dislocaciones son la deformación en frío y los enfriamientos acelerados que además producen un descenso en la temperatura de transformación de la austenita a ferrita con el consiguiente afino microestructural.

2.4. Tenacidad de los Aceros

Es importante tener en cuenta que la resistencia al esfuerzo y la tenacidad de un acero no son variables independientes. Ya que en los procesos de fractura se alcanzan ciertos niveles de deformación plástica, que por tanto requieren la superación del límite elástico, aunque sea a nivel local, poniéndose en marcha los mecanismos de fractura. Es lógico pensar que todos aquellos factores que contribuyan a la resistencia del material influyan también en el control de los niveles de deformación necesarios para producir la fractura. Para aumentar la resistencia de un material se dispone de muchos recursos pero en más de un caso éstos repercuten negativamente en la tenacidad del material. El comportamiento de los aceros en cuanto a tenacidad varía en gran medida con la temperatura. Mientras a altas temperaturas las fracturas se producen mediante mecanismos dúctiles con gran deformación plástica y absorción de energía, a temperaturas bajas los mecanismos son frágiles. Existe un rango de temperaturas en las que existe una

competencia entre ambos tipos de rotura, dúctil y frágil, en la que se observa una fuerte dispersión de las medidas experimentales.

2.4.1 Fractura Frágil

El mecanismo que generalmente actúa en la fractura frágil es el de exfoliación que en el caso de la ferrita y de otras estructuras BCC [10], tiene lugar a través de los planos cristalográficos (100).

El inicio de la fractura frágil requiere la nucleación de una microgrieta a partir de la cual se producirá la rotura catastrófica de la pieza. En un principio se atribuyó la nucleación de la microgrieta a un apilamiento de dislocaciones. Estudios posteriores [11], comprobaron que la fractura se iniciaba con la rotura de un carburo, aunque es sabido que las microgrietas pueden nuclear también en fases frágiles o en precipitados o en inclusiones. La nucleación de la microgrieta es imprescindible para que se genere la exfoliación, pero no siempre es suficiente. A continuación se analizan las fases de crecimiento de la microgrieta [6, 7, 12-14].

Una vez rota la partícula y generada la microgrieta, la siguiente fase que debe superar la fractura es la propagación de la microgrieta a la matriz que la rodea, para ello deberá superarse la resistencia al esfuerzo de la matriz. Por tanto, cuanto mayor sea la partícula (microgrieta), menor será la resistencia de la junta y más fácil será que la grieta crezca.

El siguiente paso para que se de la fractura catastrófica es la propagación de la grieta en la matriz. En este avance la grieta se encontrará con obstáculos en forma de borde de grano, lo que induce un cambio en el plano de propagación de la microgrieta para acomodarse a la cristalografía local. Por tanto, cuanto más grande es el tamaño de grano menor será la resistencia del borde y más fácil será que la grieta prospere a través de la matriz.

Una vez que la grieta ha atravesado varios granos (a veces uno es suficiente) su longitud junto con el estado local de tensiones, es suficiente para la propagación catastrófica hasta la fractura. En la práctica, este proceso debe ser dinámico, siendo por tanto necesaria la consecución de las tres etapas. Si la microgrieta se detuviese en alguna de las tres

etapas, se produciría un enrolamiento como consecuencia de la deformación plástica actuante, con lo que perdería su capacidad de progresar.

La mejora de la tenacidad del acero se logrará si se evita la existencia de elementos frágiles, se abortaría la primera fase, o bien desarrollando una microestructura adecuada que haga difícil la propagación de la microgrieta a través de la segunda y tercera fases. Es importante analizar qué factores influyen en la activación de los distintos mecanismos de fractura, dichos factores son:

- **Partículas no metálicas**

En este grupo se incluyen aquellas de origen cerámico o vítreo que no tienen efecto endurecedor ($> 0.5 \mu\text{m}$). Debido a la baja tenacidad de estas partículas, se fracturan bajo la acción de esfuerzos con relativa facilidad, dando lugar a microgrietas con tamaños entre 1 y 10 μm . Pero no todas las partículas deben considerarse igualmente perjudiciales. Las características de esta unión van a depender del coeficiente de expansión térmico de la inclusión respecto al de la matriz. Si dicho coeficiente es mayor en la partícula que en la matriz mostrará una tendencia a la decohesión durante el enfriamiento. En este grupo se incluirían los óxidos simples, el CaS y el MnS y por tanto serán los menos dañinos. Contrariamente, si el coeficiente de la matriz es mayor que el de la partícula (alúminas y TiN) ésta quedará totalmente embebida en la matriz durante el enfriamiento, favoreciéndose la propagación de la microgrieta de la partícula a la matriz.

- **Microestructura del acero**

La eliminación de inclusiones así como de carburos o fases frágiles en la microestructura resulta tarea de enorme complejidad. Por tanto, es necesario analizar las siguientes fases del crecimiento de la microgrieta para evitar su propagación.

En la segunda fase la microgrieta debe superar la interfase partícula-matriz. La superación de esta barrera dependerá, además de la longitud de la microgrieta (tamaño de la partícula rota) y de la tensión que actúa, de la desorientación entre el plano de clivaje y la tensión. Si esa desorientación es grande, la microgrieta no podrá avanzar a través del grano, impidiéndose la propagación y como consecuencia de la tensión perderá su capacidad de generar fractura frágil. Pero la desorientación entre la partícula y el grano no es un parámetro que pueda controlarse. En la tercera y última fase de la propagación de la microgrieta esta

poseerá una longitud del tamaño de grano, en el instante en que tenga que atravesar la junta para seguir propagándose. Cuanto menor sea el tamaño del grano, menor será la microgrieta y, por tanto, su capacidad de alcanzar la energía suficiente para superar la interfase.

Teniendo en cuenta lo anteriormente expuesto, con objeto de mantener inocuas las partículas frágiles, la microestructura del acero debe ser lo más fina posible. Resulta imprescindible el desarrollo de cinturones de seguridad microestructurales en torno a estas partículas frágiles, ya sea mediante microestructuras que muestren grandes desorientaciones con las partículas, o mediante una distancia “D” entre las barreras matriz-matriz lo más pequeña posible.

Esta barrera matriz-matriz en el caso de los aceros ferríticos coincide con el tamaño de grano de la ferrita, pero en el caso de tratarse de una microestructura ferrítico-perlítica el elemento que controla la tercera fase de la propagación está constituida por la denominada “unidad”. Esta unidad microestructural posee la misma orientación que la ferrita, independientemente de pertenecer a un grano de ferrita proeutectoide o a un bloque de perlita, la grieta no se desviará, cortando todas las placas de cementita que encuentre a su paso. Por tanto, es importante tener un tamaño de austenita pequeño previo a la transformación que de lugar a unidades ferríticas pequeñas.

• Influencia de la temperatura

Aunque la variación de la temperatura no modifica los parámetros microestructurales, tiene gran influencia en las propiedades mecánicas. Se ha comprobado que aunque la energía específica partícula-matriz es independiente de la temperatura, la correspondiente entre matriz-matriz disminuye con la temperatura.

2.4.2 Fractura Dúctil

La fractura dúctil se suele asociar a procesos de nucleación, crecimiento y coalescencia de cavidades. Como consecuencia de la deformación plástica actuante en el material se forman cavidades a partir de inclusiones y partículas de segunda fase. Estas cavidades crecen hasta formar una grieta macroscópica que conduce finalmente a rotura. Se trata por tanto de un proceso controlado por la deformación, que da lugar a un crecimiento estable de grieta.

Para que en torno a una inclusión o partícula nucleee una cavidad es necesario romper los enlaces establecidos entre la partícula y la matriz. Este enlace depende, entre otros, de la naturaleza de la partícula y la matriz, y de la diferencia entre los coeficientes de dilatación térmica lo cual provoca que se encuentren sometidos a estado de tensión o compresión. Debe puntualizarse que la nucleación de cavidades no solo tiene lugar por decohesión partícula-matriz, sino también por el agrietamiento de la partícula. En este sentido las partículas más grandes son más propensas a agrietarse por efecto de la deformación plástica.

Una vez nucleadas, las cavidades crecen hasta que coalescen unas con otras. La deformación plástica se concentra a lo largo de un determinado plano de cavidades y se desarrolla una inestabilidad local que conduce a la fractura.

2.4.3 Transición Dúctil-Frágil

Hasta ahora se han analizado los extremos del comportamiento a tenacidad de los aceros. Entre ambas situaciones de fragilidad o ductilidad total existe un amplio abanico de posibilidades en las que ambos mecanismos conviven. La diferenciación de estas zonas se puede ver con claridad en las curvas de Charpy de energía absorbida. Es la forma más común de valorar la tenacidad de los aceros. Con este ensayo se obtienen datos como la energía absorbida a una temperatura dada o la temperatura de transición dúctil-frágil denominada TTI (temperatura de transición al impacto). Esta propiedad es muy dependiente de la cantidad de carbono presente en el acero ya que los contenidos altos suponen grandes cantidades de perlita que es un constituyente menos tenaz que la ferrita.

Cuanto mayor sea la resistencia al esfuerzo del acero, menor será la energía de la meseta dúctil. El grado de limpieza también tiene influencia sobre la tenacidad, aceros con mayor fracción volumétrica de inclusiones se fracturan con una energía absorbida menor. A temperaturas más bajas predominan mecanismos frágiles con una absorción de energía pequeña. A temperaturas intermedias confluyen ambos mecanismos formando la zona de transición.

En esta zona de transición las fracturas se pueden desarrollar en un principio mediante mecanismos dúctiles. Al ir avanzando la grieta puede encontrarse con algún

elemento microestructural sobre el que nuclea una microgrieta que en circunstancias favorables puede ser el origen de una propagación frágil. El comportamiento de los aceros en la zona de transición es de vital importancia ya que en este estado son utilizados en gran cantidad de aplicaciones. En los aceros estructurales, la TTI se define como la temperatura a la cual la energía absorbida en el ensayo Charpy es de 27 Joules. La temperatura de transición también se define como aquella para la cual el aspecto superficial de la probeta Charpy rota es aproximadamente un 50 % dúctil de aspecto fibroso.

2.5 Recubrimientos por Soldadura

Un recubrimiento por soldadura es definido como el depósito disímil superficial aplicado para obtener las propiedades de las que carece el metal base. Por ejemplo, un depósito de un acero inoxidable depositado sobre la superficie de un acero de baja aleación le confiere la propiedad de resistencia a la corrosión [19].

2.5.1 Propósito de los Recubrimientos

Dentro de los propósitos del recubrimiento están las condiciones particulares de servicio que dictan la categoría del material a ser seleccionado, las diferentes condiciones de servicio básicas que superan los recubrimientos son las siguientes:

2.5.2 Corrosión. Se define como la pérdida de material y/o degradación de las propiedades mecánicas del metal por procesos químicos-electroquímicos. Donde las principales formas de corrosión incluyen:

- Simple disolución del material
- Lixiviación selectiva
- Corrosión galvánica
- Corrosión por picaduras
- Corrosión intergranular
- Corrosión bajo esfuerzos
- Daño por hidrógeno

2.5.3 Desgaste. Se define como la pérdida de material superficial debido a procesos mecánicos. El desgaste puede ser clasificado dependiendo de la causa del problema. Los tipos más comunes de desgaste incluyen:

- Desgaste por abrasión
- Desgaste por impacto
- Desgaste adhesivo
- Erosión
- Cavitación

2.5.4 Altas Temperaturas de Servicio. Pueden darse por una combinación de desgaste por corrosión y esfuerzos a altas temperaturas. La oxidación del material a elevadas temperaturas puede no seguir las mismas expectativas del mismo material a baja temperatura.

2.5.5 Tipos de Materiales

Los problemas asociados al metal disímil de soldadura son comúnmente encontrados en las operaciones del recubrimiento y deben de ser consideradas cuando se selecciona el tipo de material a ser usado. Los más comunes son los siguientes:

- Aceros inoxidable
- Aleaciones níquel – cobalto
- Aleaciones de cobre
- Hierros
- Aceros aleados
- Aleaciones de manganeso
- Cerámicos

2.5.5.1 Tipo de Aplicación

La descripción, tipo y propiedades mecánicas de los electrodos para recubrimiento que se describen en las tablas 2.1 y 2.2, se basan en la clasificación específica para electrodos tubulares [18].

Tabla 2.1 Propiedades de diferentes electrodos tubulares de la serie 400

Tipo	Sensibilidad Agrietamiento	Resistencia al Desgaste	Resistencia al Impacto	Resistencia a la Corrosión	Maquinabilidad
410	X	XXX	XXX	XXX	Media
414	X	XXX	XXX	XXX	Media
414N	X	XXX	XXX	XXX	Media
420	XX	XXX	XX	XXX	Difícil
430	X	XX	XXX	XXXX	Fácil

Tabla 2.2 Descripción y aplicación de diferentes electrodos de la serie 400

Designación	Descripción de la Aplicación
410	Aleación de acero inoxidable martensítico, resistente a la corrosión, erosión y desgaste abrasivo, usado como recubrimiento en rodillos de colada continua.
414	Aleación de acero inoxidable martensítico, resistente a la corrosión, erosión y desgaste abrasivo así como a choques térmicos, usado como recubrimiento en rodillos de colada continua.
414N	Aleación de acero inoxidable martensítico, contiene nitrógeno es resistente a la corrosión, erosión y desgaste abrasivo así como a choques térmicos, usado como recubrimiento en rodillos de colada continua.
420	Aleación de acero inoxidable martensítico, resistente a la corrosión, erosión y desgaste abrasivo, usado como recubrimiento en rodillos de colada continua.
430	Aleación de acero inoxidable ferrítico, usado como una capa intermedia entre el material base y la capa superficial final.

2.5.5.2 Criterio de Selección

Para la adecuada selección del electrodo se deben tener en cuenta:

- La Composición química del material base
- Las condiciones de trabajo
 - Abrasión
 - Impacto
 - Fatiga térmica
 - Corrosión

De igual manera para la adecuada selección del proceso se deben tener en cuenta:

- El acabado final
 - Soldadura
 - Maquinado
 - Pulido
- Espesor del depósito – Número de capas
- Objetivos técnicos
 - Funcionamiento
 - Vida de servicio
 - Tamaño y forma de pieza a ser recubierta

- Dificultades operacionales
- Equipo de soldadura disponible

2.5.5.3 Electrodo Tubulares para Recubrimientos

Dentro de la clasificación de los electrodos tubulares se encuentran los siguientes:

- **HARDFACE.** Electrodo con costura a base de hierro
- **ROBODUR.** Electrodo a base de hierro
- **CHROMECORE.** Acero Inoxidable 13-17% cromo
- **STELLOY.** Electrodo base cobalto y níquel
- **CORBRONZE.** Electrodo base cobre y aluminio

2.5.6 Procesos de Aplicación de Recubrimientos

Con muy pocas excepciones, virtualmente todos los procesos pueden ser usados para aplicar recubrimientos por soldadura, sin embargo, ciertos procesos son más aplicados. La selección de un proceso debe incluir la consideración del propósito del recubrimiento, el espesor del recubrimiento, el costo y la disponibilidad del equipo de soldadura y los consumibles.

Los siguientes procesos [19] son los más comúnmente utilizados para la aplicación de recubrimientos:

- Arco Sumergido (SAW)
- Soldadura de Arco y Gas Metal (GMAW)
- Soldadura de Arco y Electrodo Tubular (FCAW)
- Soldadura de Arco y Metal Protegido (SMAW)
- Soldadura de Arco y Tungsteno Gas (GTAW)
- Soldadura de Arco Plasma (PAW)
- Soldadura de Electroescoria (ESW)
- Spray Térmico

2.6 Proceso de Soldadura por Arco Sumergido (SAW)

En el proceso de Arco Sumergido (Submerged Arc Welding, SAW), el arco es iniciado entre el material base a ser soldado y la punta de un electrodo consumible, los cuales son cubiertos por una capa de fundente granulado. El arco es, por consiguiente, escondido en esta capa densa de fundente granulado, el cual parte se funde para formar una cubierta protectora sobre el cordón de soldadura fundido, en donde sus remanentes pueden ser recuperados para ser usados nuevamente.

El proceso de arco sumergido se representa en la figura 2.3. El proceso es principalmente llevado a cabo con equipo totalmente automático, aunque hay algunas pistolas de mano para el proceso. Para incrementar la productividad un arreglo con varios electrodos o multi-alambre pueden implementarse. Por su alto poder de deposición de metal de aporte, es particularmente conveniente para las soldaduras rectas de gran longitud con excelente calidad en posición plana, siendo muy usado en la fabricación de grandes tanques, plantas químicas, estructuras pesadas y en la industria de la fabricación y reparación de barcos.

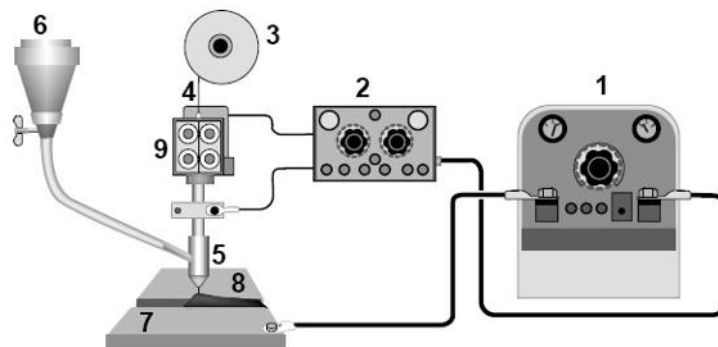


Figura 2.3 Representación Esquemática del Proceso SAW

1. Fuente de poder de CC o CA (100% ciclo de trabajo).
2. Sistema de control.
3. Porta carrete de alambre.
4. Alambre electrodo.
5. Tobera para boquilla.
6. Recipiente porta fundente.

7. Metal base.
8. Fundente.
9. Alimentador de alambre.

Ventajas

- a) Rendimiento del 100%.
- b) Soldaduras homogéneas.
- c) Se obtienen depósitos de propiedades comparadas o superiores al metal base.
- d) Soldadura de buen aspecto y penetración uniforme.
- e) No requiere protección especial.

Limitaciones

- a) Transporte muy complicado del equipo para soldar.
- b) Incorpora un alto aporte térmico, ocasionando los problemas de soldabilidad propios de los aceros inoxidable austeníticos.
- c) Corrosión intergranular y fisuración en caliente.
- d) Limitado en pequeños espesores, típicos de las aplicaciones de los aceros inoxidable.

2.7 Soldadura por Arco con Electrodo Revestido (SMAW)

A finales del siglo XIX se hicieron experimentos con un electrodo de carbón y el intenso calor del arco eléctrico para unir metales. Unos cuantos años más tarde el electrodo de carbón se sustituye con una varilla o alambre de hierro desnudo, lo cual elimina la necesidad de usar una varilla separada para relleno. A principios del siglo XX, se descubrió que se mejoraban las propiedades físicas, mecánicas y químicas de la soldadura, si se aplicaba un recubrimiento sobre el alambre de hierro desnudo [21].

Este proceso se define como un método de soldar con un arco eléctrico, en donde la unión del metal se produce por el calentamiento del arco eléctrico, entre el electrodo de metal revestido y la pieza de trabajo a soldar, este proceso se controla manualmente. La atmósfera que protege al arco se obtiene de la composición de revestimiento del electrodo y que también es conocido como fundente, ver figura 2.4.

El proceso de soldadura con electrodo revestido es el más conocido y probablemente el más utilizado de los procesos de soldadura de arco eléctrico.

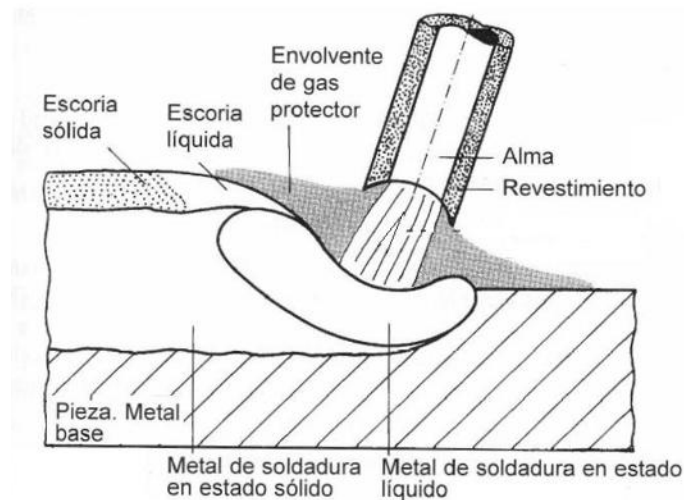


Figura 2.4 Representación Esquemática del Proceso SMAW

Limitaciones del Proceso SMAW

- Las limitaciones de este proceso es la longitud de los electrodos ya que son relativamente cortos, por lo que bastan unos cuantos minutos para consumir un electrodo.
- Debido a que el electrodo se agota en muy poco tiempo, el soldador tiene que interrumpir el trabajo a intervalos regulares para cambiarlo.
- El soldador debe picar y limpiar el punto de inicio antes de empezar a usar un electrodo nuevo. Normalmente, el arco funciona menos de la mitad del tiempo total.

2.8 Proceso de Soldadura GTAW

Es un proceso en el cual se usa un electrodo no consumible de tungsteno sólido, el electrodo, el arco y el área alrededor de la soldadura fundida son protegidas de la atmósfera por un escudo de gas inerte, si algún metal de aporte es necesario, se agrega a la soldadura desde el frente del borde de la soldadura que se va formando como se ve en la figura 2.5.

Equipo básico para el proceso de soldadura GTAW.

1. Fuente de poder de corriente continua, con unidad de alta frecuencia incorporada.
2. Gas de protección.
3. Suministro de agua (enfriamiento de pistola).
4. Pistola.
5. Material de aporte.
6. Material base.
7. Control remoto.
8. Drenaje de agua.

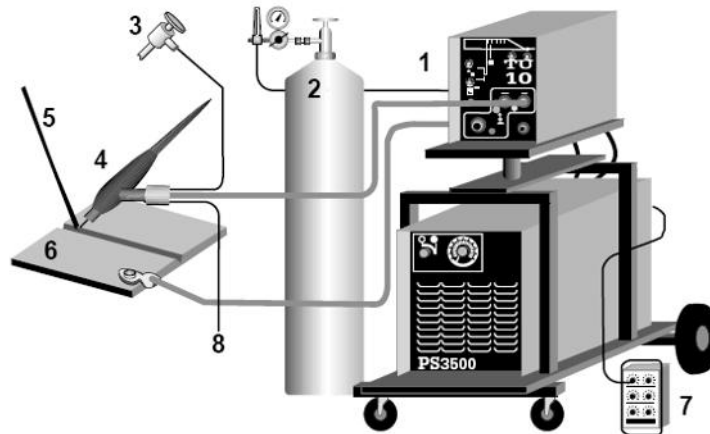


Figura 2.5 Diagrama Esquemático del Equipo GTAW

Las soldaduras realizadas con el proceso GTAW son de buena apariencia con un acabado sin irregularidades, más resistentes a la corrosión y más dúctiles que las realizadas con electrodos convencionales [22].

Ventajas del Proceso de Soldadura GTAW

Con el proceso de soldadura GTAW, el metal fundido tiene máxima protección contra la contaminación por la atmósfera circundante.

- a) Debido a que no se utiliza fundente, no hay riesgo de inclusiones en la soldadura. Y no habrá necesidad de eliminar los residuos de fundente.
- b) La soldadura bien realizada por el proceso GTAW permite soldaduras muy tersas, por lo cual este proceso es adecuado para recipientes de alimentos o medicamentos,

en donde los residuos de material orgánico en descomposición que se guardan en las irregularidades podrían tener serias consecuencias.

- c) Como no hay salpicaduras de soldadura, se reduce mucho el tiempo para la limpieza.
- d) En comparación con la soldadura de oxiacetileno, la soldadura GTAW permite trabajar a velocidades más altas y con menos deformación.

Desventajas de Proceso GTAW

- a) Las tasas de deposición son más bajas en comparación con un proceso de soldadura por arco con electrodo continuo.
- b) Protección deficiente de la zona de soldadura en lugares donde hay corrientes de aire.
- c) El proceso GTAW es más costoso.
- d) Se requiere mayor destreza y coordinación por parte del operador.

2.9 Proceso de Soldadura GMAW

En la década de 1940 se otorgó una patente de un proceso para alimentar un electrodo de alambre en forma continua a través de un arco protegido con gas. Éste fue el principio del proceso GMAW (Gas Metal Arc Welding). Este tipo de soldadura con arco se ha perfeccionado y agilizado desde sus primeros días, además se han creado procesos relacionados. En algunos de ellos se emplea un electrodo de alambre desnudo, protegido con un gas inerte (Metal Inert Gas, MIG), ver figura 2.6.

El proceso GMAW puede ser manual, semiautomático o automático. El proceso GMAW es ahora uno de los procesos más importantes en la industria de la soldadura.

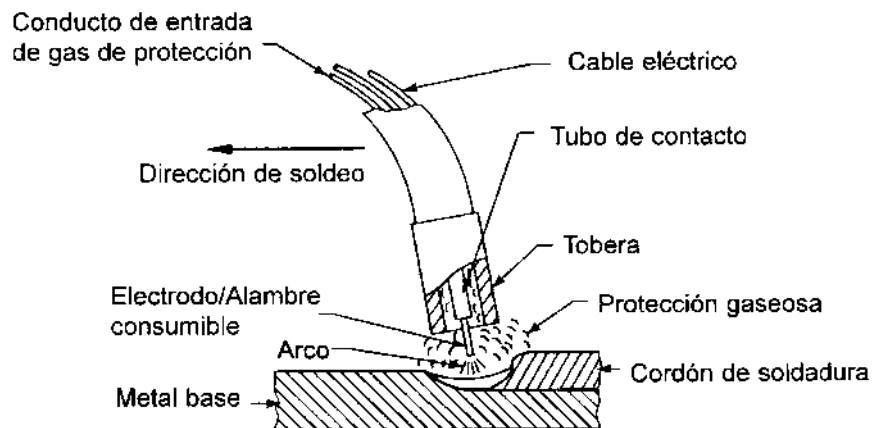


Figura 2.6 Representación Esquemática del Proceso GMAW

El equipo básico para la soldadura GMAW se muestra en la figura 2.7.

- a) Una máquina para soldar con arco y sus cables.
- b) Un suministro de gas inerte con sus mangueras, reguladores, etc.
- c) Mecanismo de alimentación de electrodo.
- d) Electrodo en rollo o carrete.

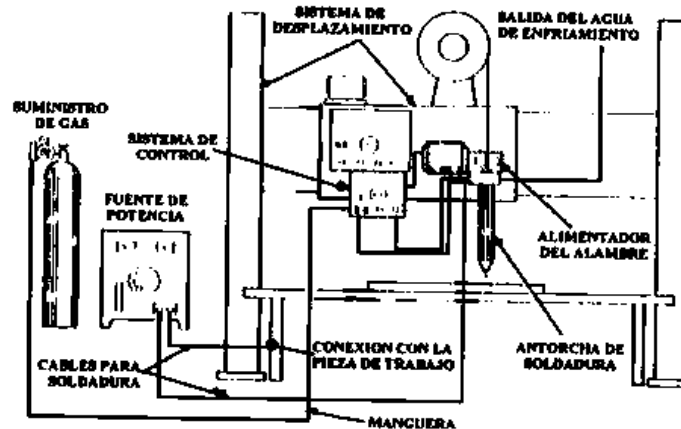


Figura 2.7 Esquema Operativo del Proceso GMAW

Ventajas

- a) No se utiliza fundente por lo que no produce escoria.
- b) Velocidades de soldadura altas debido a la alimentación continua del electrodo.
- c) Puede soldar en todas las posiciones.
- d) No requiere limpieza postsoldadura, ya que no produce escoria.
- e) Altas tasas de deposición.

Limitaciones

- a) Costo elevado y complejidad del equipo.
- b) Es muy sensible a las corrientes de aire, el cual puede desalojar los gases de protección, afectando a la unión soldada.

Como se puede apreciar, la soldadura mediante atmósfera protectora, es uno de los procesos que fácil se ajusta a la soldadura de los aceros inoxidables.

2.10 Spray Térmico

En los procesos de rociado térmico [15,16], el material es calentado, fundido y acelerado por una corriente de gas, las gotas de metal fundido son directamente proyectadas a la superficie de la pieza de trabajo previamente preparada y debido al impacto, se forma un recubrimiento consistente de muchas capas de partículas traslapadas. Una representación esquemática se muestra en la figura 2.8.

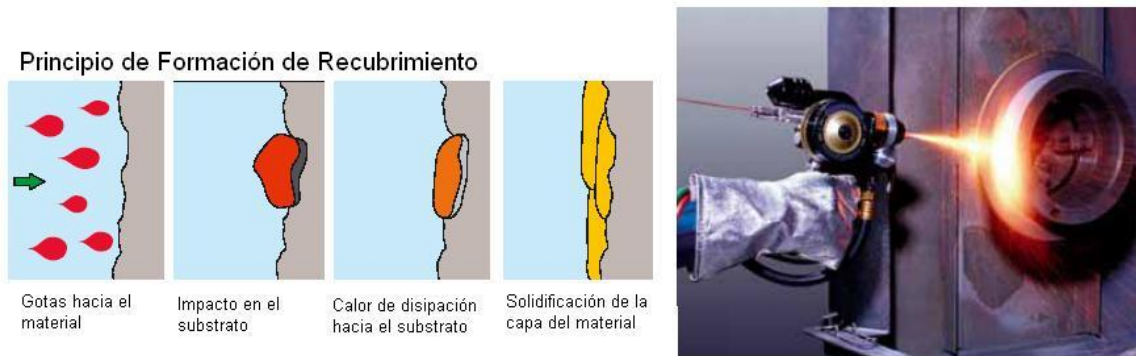


Figura 2.8. Recubrimiento por atomización térmica

Existen varios procesos de rociado térmicos, dependiendo del tipo de fuente de calor que utilizan para fundir el material a rociar, la AWS (American Welding Society), los clasifica de la siguiente manera:

1. Rociado con fuente de combustión
 - a) Por flama con alambre
 - b) Por flama con polvo
 - c) Por detonación

2. Rociado con fuente eléctrica
 - a) Por plasma
 - b) Por arco eléctrico

Estos procesos se diferencian según el método de calentamiento y técnica usada [17]. En los procesos de rociado por flama, el material inicialmente en forma de varilla, alambre o polvo es continuamente alimentado y fundido mediante una flama de oxígeno y un gas combustible, las partículas fundidas son proyectadas por un chorro de aire al sustrato

para formar el recubrimiento. El proceso de rociado por detonación, significativamente difiere de los métodos antes mencionados, éste calienta cargas de polvo para ser proyectadas rápidamente al sustrato por una sucesiva detonación de una mezcla explosiva de oxígeno y acetileno en un compartimiento de la pistola, las partículas parten de la pistola a una muy alta velocidad generalmente de 250 m/s comparada con otros procesos.

En el proceso de rociado por plasma, el calentamiento para fundir el material es proporcionado por un arco de plasma no transferido mantenido entre un electrodo comúnmente de tungsteno y la tobera que sirve como el otro electrodo. Un gas inerte o reductor bajo presión, entra en el espacio anular entre los electrodos para ser calentado a muy alta temperatura superior a los 15000 °C y formar el gas plasma caliente que sale de la tobera como un chorro a muy alta velocidad, el material en forma de polvo es inyectado dentro del chorro de gas caliente donde se funde y es proyectado hacia el sustrato para formar el recubrimiento.

2.11 Proceso de Soldadura por Arco con Electrodo Tubular (FCAW)

Este proceso es similar al GMAW, se distingue por emplear un alambre tubular con fundente en su interior, el cual facilita la fusión que favorece el proceso metalúrgico del baño fundido, y promueve la protección gaseosa a partir de los ingredientes vaporizados que desplazan el aire alrededor del metal fundido, pero sobre todo, su mayor ventaja es que ofrece altas tasas de depósito que aseguran mayor velocidad.

También se requiere de un gas de protección para la piqueta de soldadura, que generalmente consiste en una mezcla de gases o dióxido de carbono. Existen alambres tubulares que no necesitan ningún gas de protección. A éstos se les llama autoprotegidos. La figura 2.9 muestra el proceso de soldadura con electrodo tubular [20].

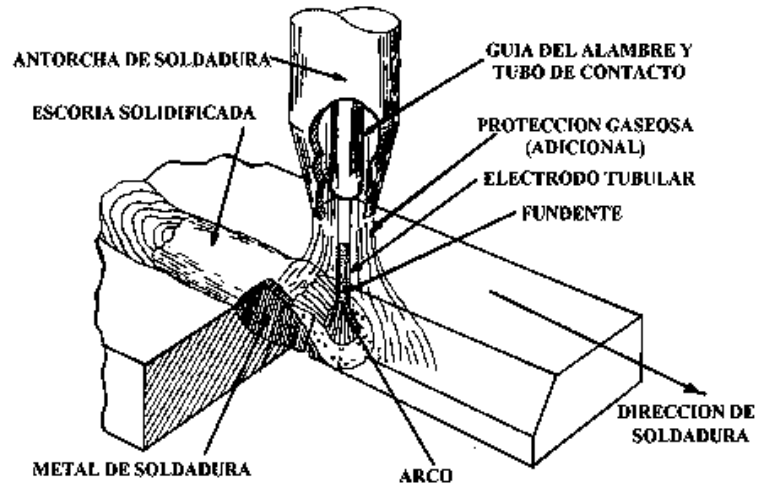


Figura 2.9 Diagrama esquemático del Proceso FCAW-G

La soldadura por arco con núcleo de fundente puede ser un proceso semiautomático o automático, y ambas versiones se aplican a nivel industrial. Este proceso tiene una elevada productividad debido al uso de alimentación continua y puede mejorar las cualidades metalúrgicas por medio del fundente, es decir combina las cualidades de los procesos de soldadura como el SMAW y GMAW. El proceso FCAW, suelda la mayoría de los aceros al carbono y algunos aceros inoxidables. Este proceso puede soldar espesores desde 1.58 mm a un espesor máximo ilimitado usando la técnica de multipasadas.

El equipo que utiliza FCAW [22] es similar al del proceso GMAW cuando utiliza gas de protección, tanto para el modo semiautomático y automático. Los elementos que integran la instalación de este proceso se muestra en la figura 2.10.

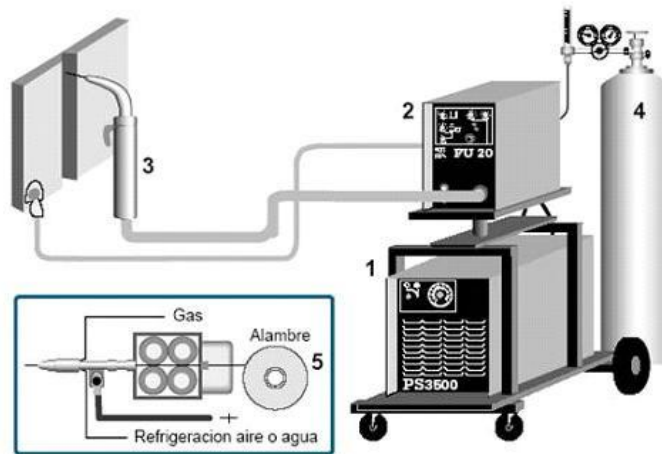


Figura 2.10 Diagrama esquemático del equipo de FCAW

Los elementos que integran la instalación se describen a continuación:

1. Fuente de potencia.
2. Un alimentador que controla el avance del alambre a la velocidad requerida.
3. Un porta electrodo para dirigir directamente el alambre al área de soldadura.
4. Un gas protector para evitar la contaminación del baño de soldadura.
5. Un carrete de alambre de tipo y diámetro específico.

Cuando se usa la versión sin gas de protección, se elimina por completo el suministro de gas y las boquillas para canalizar el flujo en el porta electrodo, cambiando totalmente el diseño, haciéndose más pequeñas y por lo tanto se mejora un poco la visibilidad.

2.11.1 Ventajas del Proceso FCAW en la Unión de los Aceros Inoxidables

- a) El arco siempre es visible al operador.
- b) El porta electrodo y los cables de soldadura son ligeros, facilitando su manipulación.
- c) Es un proceso de soldadura de los más versátiles.
- d) Aumento de productividad a través de un consumible continuo.
- e) Utilización de mayores densidades de corriente lo que permiten mayores tasas de deposición y mayor penetración.
- f) Beneficios metalúrgicos que derivan de la adición de elementos que están contenidos en el interior del consumible.
- g) Métodos en forma automática o semiautomática.

2.11.2 Consumibles de Soldadura en el Proceso FCAW

Un aspecto indispensable para la adecuada selección del electrodo es conocer la clasificación de acuerdo con AWS, con la que se indican las propiedades y características del electrodo. Esta clasificación está formada por una letra y una serie de cuatro o cinco dígitos, en donde:

E - Significa electrodo

XX - Las dos primeras cifras indican la resistencia a la tensión en miles de libras por pulgada cuadrada

X - La penúltima cifra indica la posición para la cual el electrodo es aplicable:

1 - Toda posición (PLANA, HORIZONTAL, VERTICAL, SOBRE CABEZA).

2 - Posición plana horizontal

4 - Toda posición más vertical descendente

X - La última cifra significa el tipo de corriente y recubrimiento.

El material que se emplea en FCAW es el electrodo y el gas de protección, cuando éste se requiere [23]. El electrodo consiste en una funda de acero de bajo carbono o de aleación que rodea un núcleo de materiales como el fundente y ferro aleaciones como se muestra en la figura 2.11a. La forma de sección transversal tiene muy variadas formas que le proporciona diferente grado de rigidez al alambre como se muestra en la figura 2.11b.

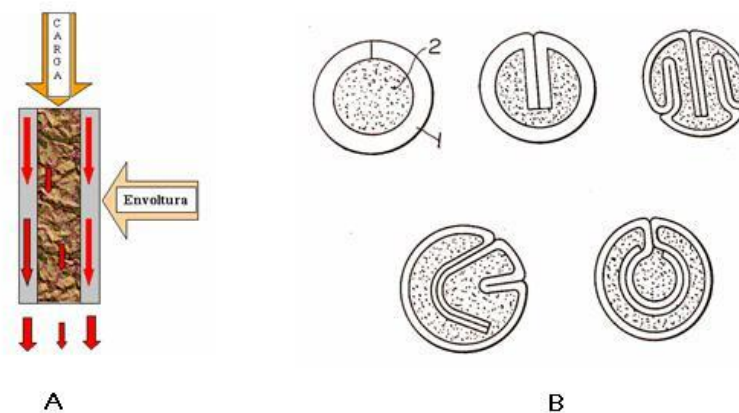


Figura 2.11 a) Corte Longitudinal de Electrodo Tubular b) Sección Transversal

La composición del núcleo de fundente varía de acuerdo con la clasificación del electrodo y con el fabricante. Las funciones principales de la materia prima contenida en el núcleo son:

- Proteger la pileta líquida de soldadura de la contaminación atmosférica.
- Suministrar elementos limpiadores desoxidantes y fundentes.
- Facilitar y estabilizar el arco eléctrico, proporcionándole una operación eléctrica estable, para reducir salpicaduras.
- Proporcionar una capa de escoria para proteger el metal depositado durante la solidificación y controlar la forma y aspecto del cordón de soldadura.
- Adicionar elementos de aleación y conferirle al material ciertas propiedades metalúrgicas y mecánicas.
- Actúa como aislante térmico, que reduce la velocidad de enfriamiento.

Los electrodos para FCAW son resistentes a la corrosión, y se clasifican de acuerdo a la composición química y al medio de protección que se utiliza. El sistema de clasificación de acuerdo a la especificación de AWS, para el caso de los aceros inoxidable es:

E309LT0-X

E = Designa un electrodo, para este caso un alambre.

309 = Indica la composición química del alambre de acuerdo a la designación de la AISI.

La designación AISI puede ir seguida por letras que indican los elementos de aleación, una L indica que la aleación tiene un bajo contenido de carbono (0.03% máximo), H indica un alto contenido de carbono (0.03-0.08%), Mo indica que se le ha agregado este elemento. Puede ser cualquier otro elemento o varios elementos, ejemplo: E410NiMo.

T= Indica que se trata de un electrodo tubular.

0 = Indica la posición de soldadura (plana, horizontal o para todas posiciones).

X = Indica el tipo de protección y las características eléctricas.

1 = Opera con protección de CO₂ con DCEP.

2 = Opera con protección de argón + 2% de oxígeno DCEN.

3 = No requiere protección gaseosa.

G = No se especifica la protección.

Sin embargo la AWS, no limita el uso de gases diferentes a los especificados anteriormente y permite el uso de gases de protección que especifica el fabricante. Se debe tener cuidado cuando se usan electrodos del tipo EXXT-3, dado que estos llegan a absorber 0.2% de nitrógeno, que afecta el contenido de ferrita, esto se debe a que la protección contra la contaminación de la atmósfera es mayor cuando se usan ambas protecciones gaseosas. Por lo general cuando se usa una atmósfera de gas y de fundente se absorbe 0.12% de nitrógeno.

Los gases que se usan en este proceso son el CO₂ y la mezcla Ar, O₂ y CO₂, además de proporcionar un entorno protector, el gas protector y la tasa de flujo tienen un efecto importante en:

- a) Características del arco.
- b) Modalidad de transferencia de metal.
- c) Penetración y perfil del depósito de soldadura.
- d) Velocidad de soldadura.

El CO₂ es sin duda el más usado de todos los gases debido a su bajo costo. Sus características son:

- a) Producir un arco muy energético lo que produce una excelente penetración.
- b) Proporciona la transferencia globular y no se puede lograr transferencia por aspersion.
- c) Produce muchas salpicaduras y cordones ásperos.

El uso del CO₂ como protección gaseosa presenta reacciones químicas con la temperatura del arco, y tiene un efecto ligeramente oxidante. La explicación del uso CO₂ para soldar aceros inoxidable sin que estos se vean afectados, la da el fundente contenido en el núcleo del electrodo, el cual controla el contenido de los elementos que se encontrarán en el metal de soldadura.

Las mezclas de gases de mayor empleo en el caso de acero inoxidable, son las de argón-oxígeno y argón-CO₂, la adición de argón al CO₂ generalmente se hace para mejorar la estabilidad del arco. En general, se mezclan los gases para producir determinadas características de arco eléctrico.

Dado que la mayoría de los electrodos son diseñados para trabajos con protección de CO₂, se debe de tener cuidado de no usar un exceso de gas inerte en la mezcla con CO₂, debido a que esto reduce la acción oxidante del CO₂ y puede producir una acumulación de los elementos desoxidantes que debieron de oxidarse en el arco pero que a causa del exceso de argón se transfieren al metal de soldadura.

Las mezclas de gases con base de argón proveen transferencias de metales más estables y uniformes, buena forma del cordón de soldadura y las salpicaduras son reducidas al mínimo, además de menos generación de humo.

2.11.3 Variables Secundarias de Soldadura en el Proceso FCAW

Las más importantes son:

- a) *Stick-out (longitud libre del electrodo)*
- b) *Orientación del electrodo y técnica de soldadura*

Se le llama *stick-out* a la extensión libre del electrodo a partir del tubo de contacto. Al aumentar esta extensión, se incrementa la resistencia eléctrica del electrodo, con lo que se eleva su temperatura, lo cual provoca que se incremente la tasa de fusión, a expensas de una disminución en el grado de penetración. Este incremento en la tasa de fusión puede provocar solapamiento y excesiva altura del cordón de soldadura.

Otro efecto que tiene el incremento del *stick-out* es la reducción de la longitud del arco, pues al incrementarse la temperatura del electrodo, se incrementa la caída voltaje entre las terminales de la fuente de potencia, por lo cual ésta reduce la corriente eléctrica para mantener la caída de voltaje programada, con lo cual se reduce la penetración.

La extensión del electrodo debe de ser limitada, dado que si es muy grande, el flujo de gases puede perder su efecto protector. La extensión generalmente está entre 6.35 y 12.7 mm para la transferencia en corto circuito y para los otros modos de transferencia en 12.7 a 25.4 mm.

En la práctica es muy común que se indique la distancia de la boquilla a la pieza de trabajo en lugar del *stick-out*, debido a que es más fácil de medir. La figura 2.12 muestra el *stick-out* en un proceso de soldadura.

En FCAW el uso de un *stick-out* largo tiene otro efecto. Además de los mencionados anteriormente, el precalentamiento que se da al alambre permite eliminar la humedad que pudiera tener el fundente del núcleo, eliminando la posibilidad de que se formen porosidades en el metal de soldadura debido al vapor de agua que se pudiera formar. Al eliminar la humedad, también se elimina la posibilidad de que el hidrógeno quede atrapado en el metal base.

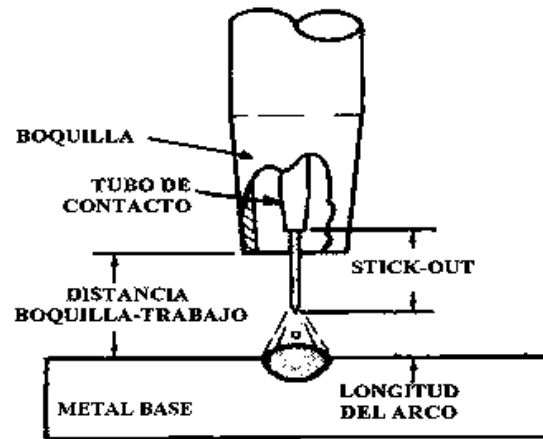


Figura 2.12 Stick-out en el proceso FCAW

2.12 Aceros Inoxidables

Los aceros inoxidables son inoxidables por que tienen cromo en una cantidad superior a 10%, y hasta contenidos del orden de 30%.

El cromo es un metal reactivo que se combina con el oxígeno del aire o en cualquier otra condición oxidante para formar una película de óxido de cromo sobre el acero inoxidable que lo aísla del medio agresivo.

La resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables es el resultado de la presencia de esta fina, continua, insoluble, adherente, tenaz, autoregenerante e impermeable capa de óxido de cromo en la superficie de estos aceros que impide, una vez formada ésta, el contacto del acero con el medio oxidante. A esta situación se le denomina pasivación y la película formada es inerte frente a las condiciones oxidantes de la atmósfera terrestre. Esta película es transparente y brillante y confiere al acero inoxidable la habilidad de retener su apariencia “inmaculada” (stainless). El rango de condiciones bajo las cuales un acero inoxidable desarrolla pasivación puede ser amplio o reducido, la pasividad puede ser destruida por pequeños cambios de las condiciones. En condiciones favorables a la pasivación, el metal adquiere potenciales de disolución cercanos al de los metales nobles. Cuando la pasividad se destruye el potencial se acerca al del hierro.

Hay un número importante de distintos aceros inoxidables. Su resistencia a la corrosión, propiedades mecánicas y costo varía en un rango muy amplio, por esa razón es importante especificar el acero inoxidable más apropiado para una aplicación. El costo del acero inoxidable es entre 5 y 10 veces el de un acero al carbono.

Para formar una película de óxido de cromo se necesita un ambiente oxidante. Con 10% de cromo, que es la mínima proporción, la atmósfera terrestre es capaz de formar una película protectora para un ambiente poco agresivo como puede ser el interior de una vivienda, pero con el tiempo si este acero presta servicio a la intemperie acaba corroyéndose.

A medida que aumenta el riesgo de corrosión es necesario aumentar la concentración de Cr aunque debe recordarse que el aumento de resistencia a la corrosión no tiene por que ser proporcional. Sin embargo con alrededor de 18% de cromo, el acero está en condiciones de soportar las más rigurosas condiciones atmosféricas.

Los aceros Inoxidables no son atacados por el ácido nítrico u otros ácidos oxidantes, sino mas bien estos ácidos facilitan la formación de la película protectora.

Por otra parte, estos aceros no resisten la presencia de ácidos reductores como el ácido clorhídrico o fluorhídrico, y son atacados por las sales de ellos (cloruros, fluoruros, bromuros y yoduros). En la industria se utilizan sustancias limpiadoras a base de cloruros para mejorar el aspecto de los aceros inoxidables. Para obtener la máxima resistencia a la corrosión es recomendable mantenerlos limpios y pulidos para preservar a la superficie de sustancias extrañas que pudieran albergarse en los poros o irregularidades de la superficie.

Debe recordarse que cuando los aceros inoxidables sufren corrosión ésta no es uniforme como en el caso de los aceros al carbono, sino localizada, por picaduras (pitting) o fisuras por corrosión bajo esfuerzo. Debido a ello no puede prevenirse la corrosión agregando un sobreespesor sino que debe evitarse la corrosión misma por medio de un conocimiento profundo del medio corrosivo y el acero utilizado.

El crecimiento de las picaduras se da en un proceso autocatalítico y aunque la pérdida de masa pueda ser a veces insignificante, esta forma de corrosión es muy dañina, ya que muchas veces un picado es suficiente para dejar un equipo fuera de servicio [24]. El molibdeno es introducido como elemento de aleación en los aceros inoxidables precisamente para disminuir la susceptibilidad a esta forma de corrosión. La presencia de molibdeno permite la formación de una capa pasiva más resistente.

2.12.1 Clasificación de los Aceros Inoxidables

Los aceros inoxidables se dividen de acuerdo con su microestructura en cinco grupos:

1. Ferríticos
2. Martensíticos
3. Austeníticos
4. Duplex
5. Endurecidos por precipitación

2.12.2 Aceros Inoxidables Serie 400, Ferríticos y Martensíticos

Esta familia de aceros inoxidables debe su existencia a la adición solo de cromo y son llamados aceros inoxidables al cromo o serie 400. Por tener menos elementos de aleación que los austeníticos su costo es de aproximadamente el 60% del costo de un acero inoxidable austenítico.

Metalúrgicamente el cromo es un formador de ferrita y composiciones con 11 a 14 % cromo pueden ser tratadas térmicamente (por ejemplo tipos 410, 420, 440). Calentando estas aleaciones aproximadamente a 980 °C se austenizarán y luego, debido a la alta templabilidad que le confieren los elementos de aleación, con enfriamientos lentos tales como enfriamiento al aire se transformaran en martensita.

Dentro de la familia de los aceros inoxidables con solo cromo (serie 400) se tienen dos grupos, los aceros ferríticos y los martensíticos.

El acero inoxidable más simple contiene solamente hierro y cromo. La Fig. 2.13 muestra el diagrama de equilibrio estable Fe-Cr.

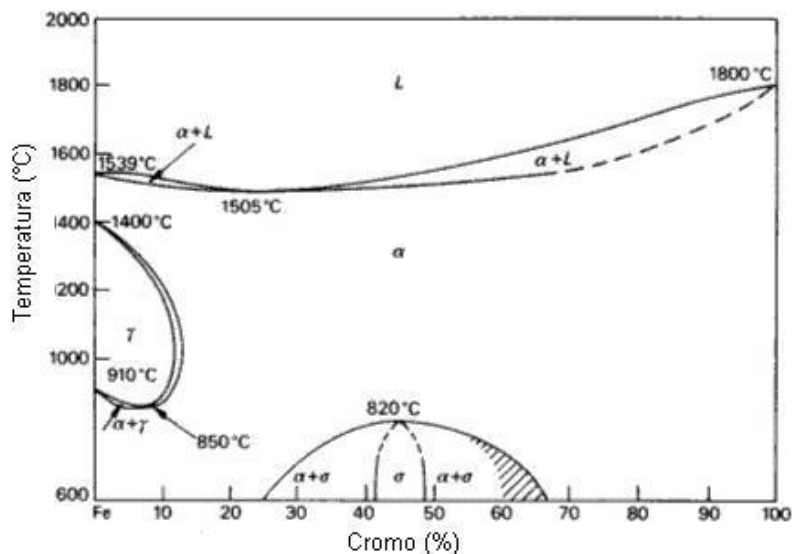


Figura 2.13 Diagrama de equilibrio binario de la aleación hierro-cromo

Un hecho interesante del diagrama es que aleaciones con más de 12.7% de cromo, tienen la estructura cúbica centrada en el cuerpo (b.c.c) del hierro alfa desde temperatura ambiente hasta el punto de fusión. Al no atravesar durante el calentamiento el campo austenítico (cúbico centrado en las caras, fcc) del hierro gamma, no pueden austenizarse y

templarse para formar martensita. Los aceros inoxidable al cromo con contenidos de alrededor de 12% de cromo o más son llamados aceros inoxidable ferríticos. Debe recordarse que en estos aceros debe limitarse el %C para que no se transformen, en aceros inoxidable martensíticos. Ambos grupos, son magnéticos lo que los hace fácilmente identificables de los muy populares aceros inoxidable austeníticos (serie 300).

En la figura 2.14 se observa que el bucle gamma, se expande a la derecha por el simple agregado de carbono.

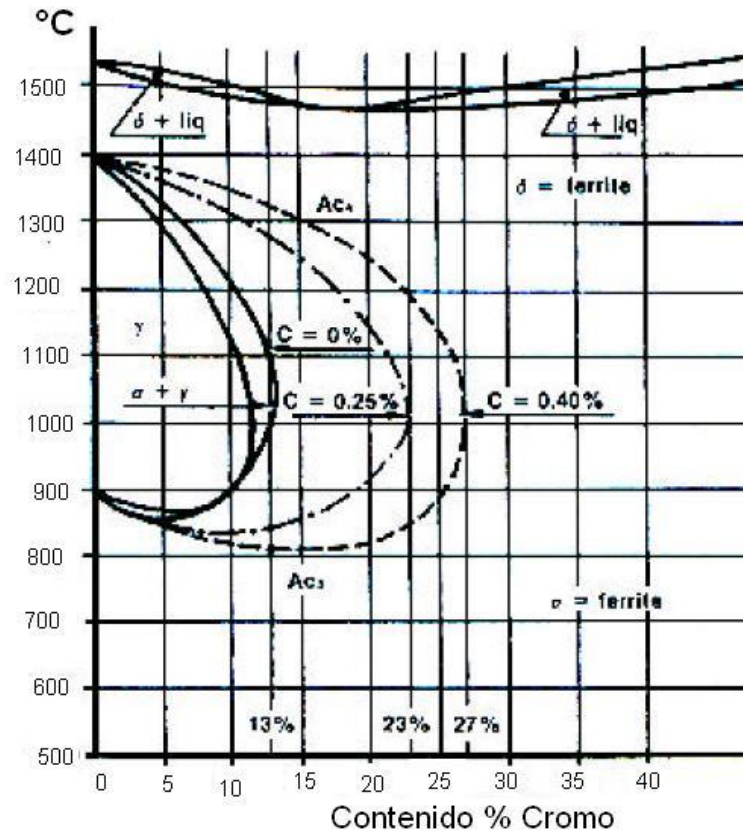


Figura 2.14 Influencia del carbono sobre el bucle gamma

De esta manera podemos conseguir aleaciones hasta con 17% de cromo, que a su vez puedan austenizarse y templarse aun con bajas velocidades de enfriamiento para obtener martensita. Este grupo de aceros inoxidable se denominan martensíticos y además de cromo deben poseer carbono, con el doble propósito de:

1. Correr a la derecha el campo de estabilidad del hierro gamma para poder austenizar al acero, poderlo templar y obtener martensita.

2. Aumentar la dureza, propiedad que depende del %C en la martensita ya que estos aceros se utilizan generalmente para cuchillería, en donde la estabilidad del filo depende de la dureza del material.

Los aceros inoxidables ferríticos tienen tres problemas que pueden acentuarse según sea la aplicación:

- a) Excesivo crecimiento de grano
- b) Sensibilidad
- c) Pérdida de ductilidad por presencia de la fase Sigma

a) Por encima de 950 °C el proceso de crecimiento de grano se intensifica por la falta de la recristalización del cambio alotrópico de ferrita a austenita de estos aceros. El grano grueso tiene menos ductilidad y menos tenacidad que el grano fino.

En estos casos la única manera de afinar el grano sería con un tratamiento de recristalización con deformación plástica previa solo aplicable a productos semielaborados. En el caso de soldadura, esto no puede realizarse y por ello en materiales donde la soldadura es parte del proceso de fabricación el crecimiento de grano puede ser un problema serio.

b) Los aceros inoxidables ferríticos pueden a veces, ya sea por segregación del cromo, o por estar muy cerca del bucle gamma, no ser totalmente ferríticos generando en el calentamiento a más de 900 °C algo de austenita en borde de grano ferrítico. Si luego de esta transformación se los enfría rápidamente la austenita formada se transformará en martensita disminuyendo algo la plasticidad pero por sobre todo disminuyendo la resistencia a la corrosión del borde de grano, por ello a estos aceros, para mejorar su resistencia a la corrosión se los enfría lentamente (al contrario de los austeníticos) desde una temperatura de aproximadamente 1000 °C. Por otra parte la presencia de martensita en borde de grano podría mejorar algo la resistencia al crecimiento de grano.

c) A medida que aumenta la proporción de cromo para mejorar la resistencia a la corrosión, nos acercamos peligrosamente a la transformación de fase sigma con estructura cristalina tetragonal que predice el diagrama de equilibrio Fe-Cr. La fase sigma es un intermetálico duro y frágil que fragiliza a toda la estructura. La fase sigma se forma durante el enfriamiento en el rango de 870 °C a 530 °C y puede ser redisuelta con calentamientos del orden de 1100 °C y su formación evitada por un enfriamiento rápido que retenga la fase de alta temperatura

(hierro alfa). Hay poca información acerca de la influencia de la fase sigma en la resistencia a la corrosión, sin embargo es esperable que una precipitación masiva sea peor que la presencia de colonias aisladas. Ya que la fase sigma es un intermetálico más rico en cromo que la ferrita, y su presencia puede afectar la resistencia a la corrosión por una disminución del cromo disuelto en la matriz.

En aceros inoxidable ferríticos con molibdeno aparece otra fase relacionada a sigma llamada fase Chi, entre los 550-590 °C con una composición nominal Fe_2CrMo aunque hay desviaciones de los valores estequiométricos. La fase Chi precipita más rápidamente que la fase sigma, siempre acompaña a la fase sigma y reduce los valores de tenacidad a la entalla de aceros inoxidable ferríticos.

Realmente la formación de fase sigma es lenta y con los enfriamientos encontrados en el procesamiento de los aceros inoxidable ferríticos no llega a ser un problema. En cambio es un problema en servicio al mantener estos aceros altos en cromo o enfriarlos lentamente a la temperatura de 475 °C.

2.12.3 Aceros Inoxidables Martensíticos

Los aceros inoxidable martensíticos son aquellas aleaciones Fe-Cr que atraviesan el campo gamma del diagrama de equilibrio Fe-Cr y por lo tanto pueden austenizarse y templarse martensíticamente. Pueden estar aleados con pequeñas cantidades de otros elementos que se encuentran en cantidades del 2 al 3%. Son ferríticos en estado de recocido pero son martensíticos con un enfriamiento más rápido ya sea en aire o en un medio líquido desde una temperatura superior a la crítica.

Aceros de este grupo en general no contienen más de 14% de cromo, excepto los tipos 440 A, B, y C que contienen 16-18% de cromo y una cantidad de carbono suficiente para producir el endurecimiento. Estos tres aceros son solo resistentes a la corrosión en estado de temple pues al tener mucho carbono, este puede formar carburos de cromo, disminuyendo la cantidad de cromo disuelto en el hierro hasta valores inferiores al 10%, límite inferior del contenido de cromo para que un acero sea inoxidable.

En estos aceros, el carbono está en una concentración que permite la formación de austenita a altas temperaturas, que a su vez se transforma en martensita durante el

enfriamiento. La martensita es una fase rica en carbono, frágil y extraordinariamente dura. Presentando el acero templado una microestructura acicular o en forma de agujas.

Los aceros martensíticos pueden ser templados y revenidos de la misma manera que los aceros aleados. Tienen una excelente resistencia mecánica y son magnéticos. Se templean cuando son enfriados directamente al aire luego del proceso de laminación en caliente, por lo tanto deben ser recocidos entre 650 °C y 760 °C por alrededor de 4 horas luego de la laminación. Este recocido del proceso difiere del recocido total, que se realiza a 815-870 °C con un enfriamiento dentro del horno a velocidades de 40 a 55 °C/hr hasta los 540 °C y luego enfriados en aire hasta temperatura ambiente.

Ocasionalmente, los aceros martensíticos son comercializados en la condición de revenido, o sea enfriándolos directamente desde la temperatura de laminado al aire, con el objeto de templear al acero y luego reviniendo a 540-650 °C o también recalentando hasta 1010-1065 °C, enfriando al aire para templear y luego revenir a 540-650 °C.

- 1) En el tratamiento térmico de aceros inoxidables martensíticos, temperaturas de hasta 480 °C se consideran temperaturas de relevado de los esfuerzos residuales, debido al poco cambio en la resistencia a la tracción y la dureza de aceros templados y calentados a estas temperaturas relativamente bajas.
- 2) Temperaturas del orden de 540-650 °C se las denomina temperaturas de revenido.
- 3) Temperaturas entre 650-760 °C se denominan temperaturas de recocido aunque estas temperaturas estén por debajo de A_{c1} .

2.12.4 Soldabilidad

La alta templabilidad de estas aleaciones hace que se produzca martensita tanto en el cordón de soldadura como en la zona afectada por el calor (ZAC). La estructura martensítica, cuya dureza aumenta con el contenido de carbono tiene una tendencia importante a la fisuración durante la soldadura. Esto puede ser revertido parcialmente con el precalentamiento de la soldadura. Es práctica común precalentar como mínimo a 200 °C pero si la pieza tuviese espesores gruesos y/o finos se sugiere temperaturas más altas (300-350 °C). Debido a que algo de martensita siempre se produce a pesar del precalentamiento, se suele realizar un tratamiento térmico post soldadura de revenido (PWHT) a temperaturas del orden de 600-750 °C.

Si no se realiza el revenido post soldadura puede realizarse un recocido a 850-900 °C durante dos horas y luego enfriar a una velocidad no mayor de 50 °C por hora hasta los 600 °C. Por debajo de 600 °C se permiten enfriamientos mas rápidos, donde solo se debe limitar la velocidad de enfriamiento por los esfuerzos térmicos que pudiesen generar (aproximadamente 200 °C por hora por pulgada de espesor).

2.12.5 Metalurgia de Soldadura en Inoxidables Martensíticos

Las zonas de fusión de acero inoxidable martensítico con 11 a 14 %Cr y 0.1 a 0.25 %C solidifica como ferrita delta. La segregación de carbono y otros elementos de aleación durante la solidificación pueden en muchos casos dar como resultado la formación de austenita, o una mezcla de ferrita y austenita, al final de la solidificación. Como el metal de soldadura enfría en estado sólido, la austenita puede consumir la ferrita, resultando en una total estructura austenítica debajo de los 1100 °C. La austenita puede transformarse a martensita al enfriarse [25].

Ruta de transformación 1: $L \rightarrow L + F_p \rightarrow F_p \rightarrow F_p + A \rightarrow A \rightarrow$ Martensita

Esta transformación está representada en la siguiente secuencia y se muestra esquemáticamente en las figuras 2.15 y 2.16.

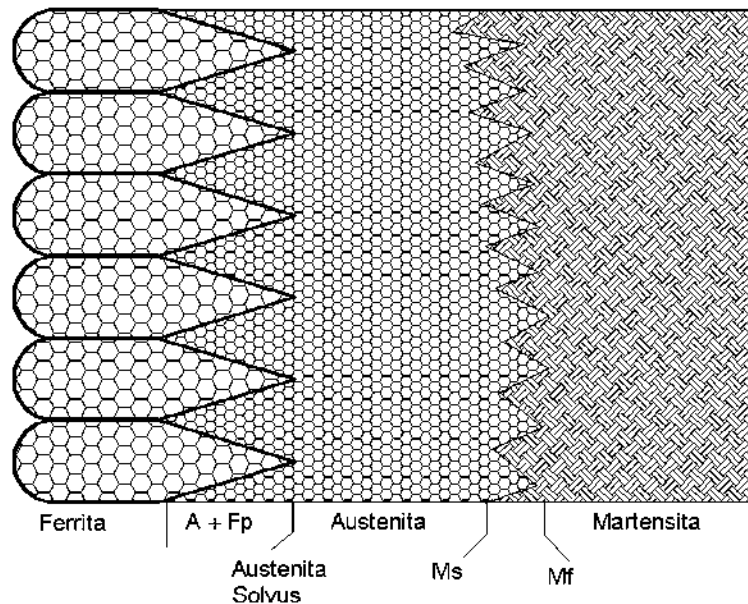


Figura 2.15 Transformación de estructura martensítica total

Ruta de transformación 2: $L \rightarrow L + F_p \rightarrow (A + Fe) \rightarrow F_p + A + Fe \rightarrow A + Fe \rightarrow M + Fe$

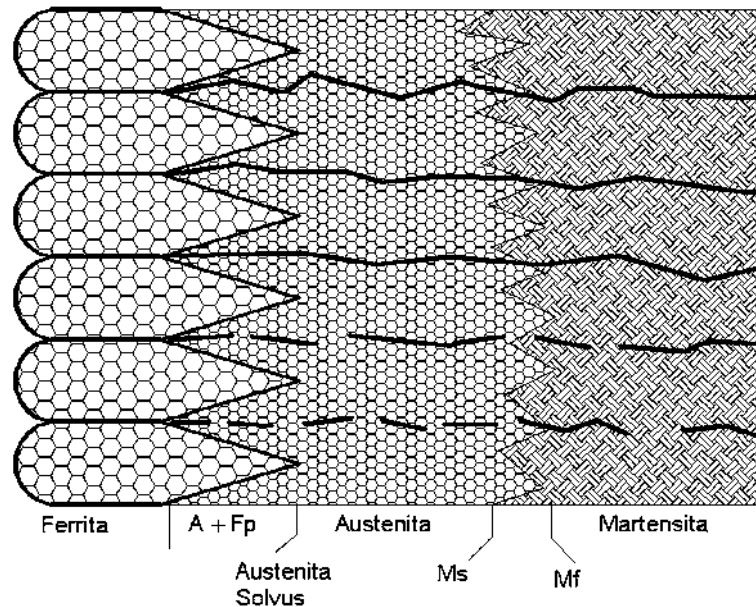


Figura 2.16 Transformación de una estructura martensítica y ferrítica. Fp, ferrita primaria; Fe, ferrita eutéctica; Ms, temperatura de inicio martensítica; Mf, temperatura final martensítica

2.12.6 Sensibilidad y Corrosión Intergranular

Los aceros inoxidables tienen menor conductividad térmica, por lo cual el calor no se disipa rápidamente, lo cual produce un gradiente de temperatura elevado que permanece en el material por un largo tiempo. Esto es un problema en los aceros inoxidables dado que el acero puede permanecer en una temperatura de 500 a 800 °C, en la cual se presenta la precipitación de carburos de cromo a lo largo de los bordes de grano con lo que se reduce y empobrece el contenido de cromo en la matriz, haciendo esta región susceptible a la corrosión.

En este rango de temperaturas, el cromo y el carbono disueltos en el hierro se combinan y precipitan en el borde de grano como carburo de cromo. La disminución de cromo de la solución sólida en las cercanías del borde de grano deja poco cromo para formar

la película protectora de óxido de cromo, en la figura 2.17 se ilustra esta transformación. Esta situación deja al acero inoxidable vulnerable a ciertos medios y se la denomina sensibilidad.

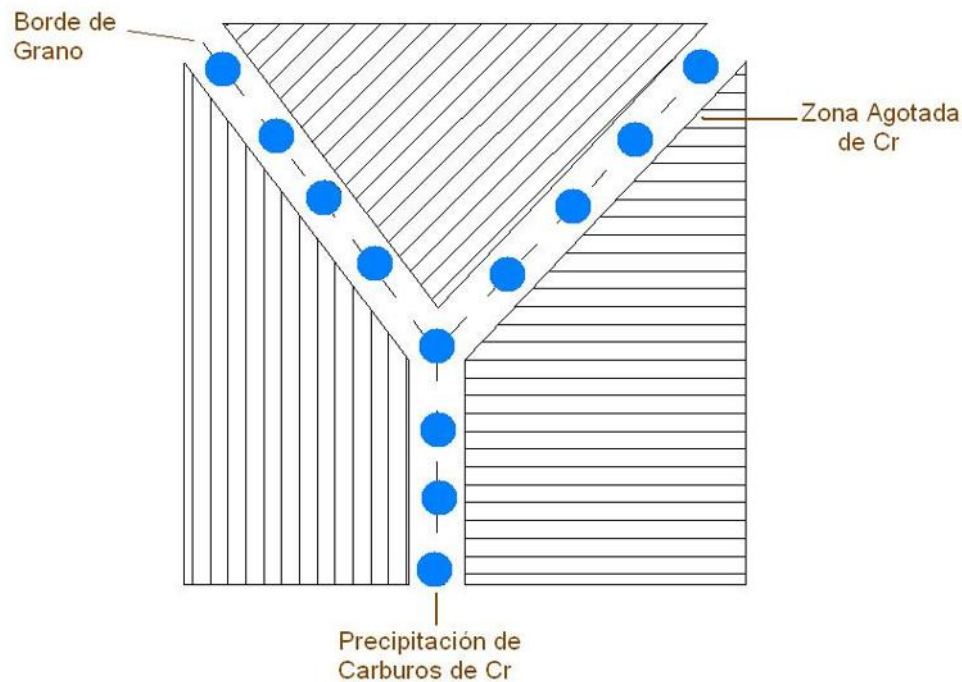


Figura 2.17 Precipitación de carburos en los bordes de grano y una reducción local de cromo

La soldadura de estos aceros produce áreas adyacentes al cordón que alcanzan las temperaturas mencionadas, debido a ello estos aceros se sensibilizan en dos bandas paralelas al cordón de soldadura levemente alejadas de este. La sensibilización toma los mayores valores en la región de la zona afectada térmicamente que ha experimentado los máximos picos de temperatura por un tiempo suficiente para precipitar carburos de cromo en los límites de grano [26].

Esta precipitación abundante de carburos, resulta en la disminución del contenido de cromo en las regiones vecinas a los bordes, regiones que pierden su resistencia a la corrosión, volviendo al acero susceptible a la corrosión intergranular.

La utilización de estabilizadores tiene también la finalidad de evitar el problema de la sensibilización. El titanio, adicionado como elemento de aleación, inhibe la formación de carburo de cromo debido al hecho de tener una afinidad mayor por el carbono que aquella

que tiene el cromo. Así, se precipita carburo de titanio y el cromo permanece en solución sólida. Con la misma finalidad puede ser utilizado el niobio.

Ya que el carbono es el ingrediente esencial en la formación de carburo de cromo y la posterior sensibilidad, un remedio es la disminución del carbono disponible para la formación de carburo de cromo. Esto se puede hacer de varias formas:

Una manera sería la disminución del contenido de carbono, la figura 2.18 muestra como la relación tiempo-temperatura causa sensibilidad para varios contenidos de carbono. En la práctica, un máximo de 0,03% C (grado L) es considerado suficientemente bajo para prevenir sensibilidad.

Para electrodos revestidos se permite un máximo de 0,04% C. Nótese que si el contenido de carbono es 0,02 o menor, la precipitación de carburos no ocurrirá excepto después de 10 horas. Si la técnica de soldadura utilizada asegura un enfriamiento rápido, no habrá tiempo suficiente para la formación de carburos y la sensibilidad del acero no ocurrirá. Los grados L y EL (Low y Extra Low Carbon) de bajo carbono minimizan este riesgo.

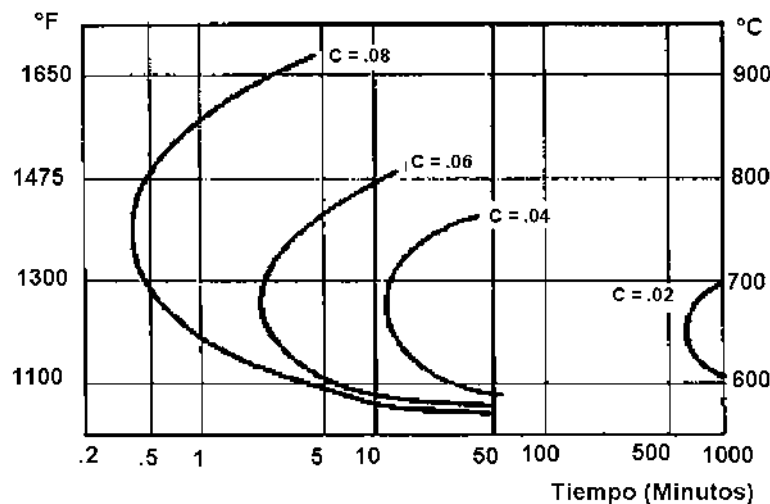


Figura 2.18 Relación tiempo-temperatura para producir susceptibilidad a la corrosión intergranular en un acero 304

Un segundo método para evitar la precipitación de carburos de cromo consiste en realizar un calentamiento de redisolución de los carburos a una temperatura de 1050 °C para luego y desde esa temperatura realizar un temple de retención de fase evitando que

precipiten los carburos. Este tipo de solución es válida para partes que no deban calentarse en servicio en el rango de temperaturas donde se produce sensibilización (420-850 °C).

Un tercer método para eliminar el problema del carbono en el metal base es especificar aceros inoxidable que contengan titanio o niobio. Ambos aleantes tienen una gran afinidad con el carbono y formarán carburos preferencialmente, dejando al cromo en solución sólida. A los aceros inoxidables de este tipo se los denomina “estabilizados” al Ti o al Nb según sea el elemento utilizado.

El mecanismo es el siguiente: A 1050 °C puede considerarse que la austenita disuelve todos los carburos presentes en la estructura. Si comenzamos a enfriar desde esta temperatura un acero estabilizado veremos que alrededor de 900 °C comienza a formarse el carburo de Ti o el carburo de Nb, en cambio el carburo de cromo empieza a precipitar a una temperatura inferior (800 °C).

Por lo tanto si solubilizamos todos los carburos a 1050 °C y enfriamos lentamente en el rango de precipitación de carburo de Ti o Nb (900 °C) permitiendo la precipitación de carburo de Ti o de Nb (según sea el acero utilizado) cuando lleguemos al rango de precipitación del carburo de Cr (800 °C) ya no quedará carbono libre, debido a que todo precipitó en forma de carburo de Ti o de Nb.

Es interesante observar que es imprescindible en el caso de los aceros estabilizados que estos se enfríen lentamente en el rango de precipitación de carburo de Ti o Nb para permitir su formación. En caso contrario, si enfriásemos rápidamente en este rango no habría tiempo para la precipitación de carburos de Ti o Nb y luego a temperaturas más bajas se produce la indeseable precipitación del carburo de cromo.

Cuando un acero estabilizado se suelda, especialmente con SMAW (electrodo revestido), una muy fina (solo de algunos granos de ancho) y muy cercana capa de material base adyacente al cordón de soldadura se calienta a temperaturas superiores a 1050 °C (en realidad debido a las grandes velocidades de calentamiento y a la propia inercia de la redisolución es necesario calentamientos ligeramente superiores (1230 °C) para redissolver los carburos de Nb con la consiguiente disolución de todos los carburos, una vez que el electrodo avanza esa zona se enfría demasiado rápidamente en el rango de formación de carburo de Ti o Nb impidiendo su precipitación. Esto ocurre especialmente en chapas de

poco espesor. Esta zona, luego queda sensibilizada con las pasadas consecutivas, algún eventual tratamiento térmico o en servicio, ya que llega a la temperatura de precipitación del carburo de cromo teniendo todo el carbono disponible y precipitando como carburo de cromo. Esta fina capa una vez en servicio se corroe en ambos lados del cordón y dejando una fina ranura corroída que por su parecido al corte que dejaría un cuchillo se llama Knife Line Attack (KLA).

El KLA puede evitarse simplemente calentando a la zona afectada a una temperatura superior a 815 °C a partir de la cual los carburos de cromo comienzan a redisolverse e inferior a 1050 °C donde la redisolución es completa, y luego enfriar lentamente [27].

2.13 Dispositivos Existentes para Aplicar Fatiga Térmica

2.13.1 Fatiga Térmica por Inmersión

Este tipo de ensayo de fatiga térmica se estudia en la Case Western Reserve University donde cuentan con un tanque de inmersión [30, 31], en el cual han realizado pruebas para evaluar la resistencia a la fatiga térmica del acero H13.

Cada ciclo de la prueba del tanque de inmersión consiste de unos 12 segundos de inmersión en una aleación de aluminio 390 seguido de 24 segundos de enfriamiento por aire fuera de la solución del metal fundido. La probeta se enfría internamente y la aleación del aluminio es mantenida en un horno de crisol calentado por gas a una temperatura promedio de 700 °C la cual es monitoreada por dos termopares, Chromel y Alumel. En la figura 2.19 se ilustra este dispositivo.

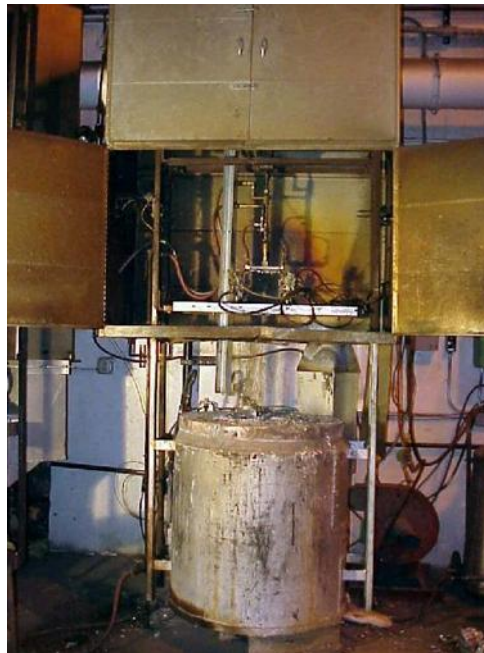


Figura 2.19 Tanque de inmersión, CWRU. John Wallace

2.13.2 Fatiga Térmica por Inducción

En el Laboratorio de Ingeniería de Materiales en Helsinki University of Technology cuentan con un equipo de fatiga térmica por inducción diseñado en dicho laboratorio en el

año de 1996, el equipo puede trabajar continuamente las 24 hrs. El equipo consiste en una unidad de inducción, un sistema de enfriamiento y un sistema de posición neumático, que mueve al espécimen entre el calentamiento y enfriamiento como se muestra en la figura 2.20.

El principio de operación del equipo consiste en calentar el espécimen o probeta por medio de inducción a una temperatura determinada y enfriar con agua atomizada o aire a presión. La temperatura es medida con dos pirómetros durante el ensayo. El rango de operación del equipo es de 20 °C a 1200 °C. Además de realizar solamente fatiga térmica, también este dispositivo puede ser usado para ensayo de fatiga termomecánica.

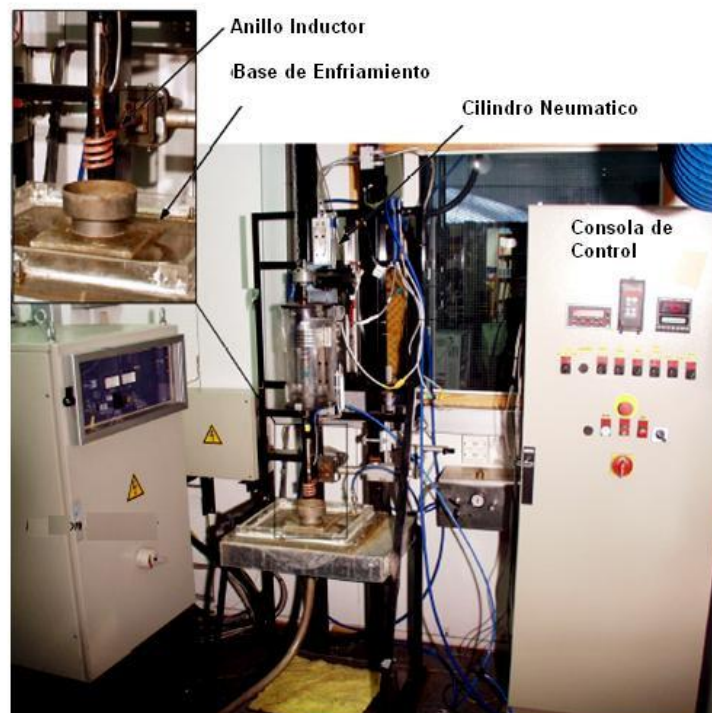


Figura 2.20 Equipo para fatiga térmica y termomecánica

Estos son solo algunos diseños que se han hecho en las universidades mencionadas anteriormente, no obstante existen en el mercado equipos para realizar ensayos de fatiga termomecánica, pero no específicamente sobre fatiga térmica. Esto es debido a que no existe una norma propiamente para realizar el ensayo de fatiga térmica, aunado a esto existen diferentes procesos en los cuales la fatiga térmica esta presente.

2.13.3 Diseño del Equipo

En base a las características de los equipos anteriores y a los requerimientos para el diseño de la presente investigación, se hace el estudio de los dispositivos necesarios a utilizar para la construcción de la maquina para ensayos de fatiga térmica, para su adaptación al presente trabajo [32].

En la figura 2.21 se muestra un esquema de los componentes principales del equipo diseñado en anteriores trabajos de investigación.

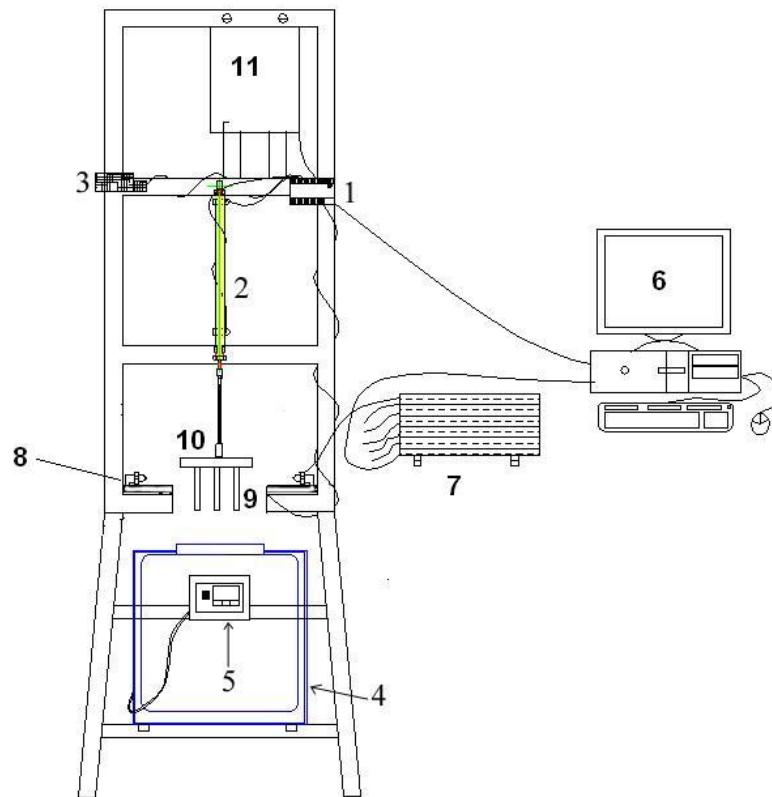


Figura 2.21 Esquema del equipo de fatiga térmica diseñado

1. Microcontrolador
2. Cilindro neumático
3. Electroválvula
4. Horno eléctrico
5. Control del horno
6. Computadora personal

7. Tarjeta acondicionadora de señal
8. Toberas X 4
9. Probetas
10. Dispositivo de sujeción de probetas
11. Fuente de alimentación CD

Descripción general de los componentes

1. El microcontrolador es el cerebro de la maquina, es el que controla los tiempos para la salida y retorno del cilindro, activa la electroválvula, hace conteo de los ciclos y pasa la información a la computadora en tiempo real. Este controlador puede realizar otras funciones dependiendo de su programación, en este caso fue programado solo para que realice las funciones anteriores exclusivas de este equipo.
2. El cilindro neumático es el encargado de llevar la probeta a la zona de calentamiento y enfriamiento. Es activado por medio de la electroválvula que va conectada al regulador de presión y lubricador conectados estos a la línea de alimentación de aire comprimido.
3. La electroválvula se encarga de abrir o cerrar el paso del aire para el funcionamiento del pistón, esta recibe la señal del microcontrolador en tiempos predeterminados.
4. El horno eléctrico se diseño para las expectativas y necesidades de la presente investigación, sin embargo, se puede emplear en otros tipos de tratamiento térmico.
5. El control del horno, es el que suministra ó interrumpe la corriente necesaria para mantener la temperatura deseada (medida con un termopar del tipo K).
6. La computadora personal programa el microcontrolador con el software diseñado para este propósito, cuando el dispositivo esta en operación por medio de la PC se

pueden observar los tiempos de cada operación (calentamiento y enfriamiento), así como también el número de ciclos transcurridos mediante el mismo software.

7. Por medio de la tarjeta acondicionadora de señal se adquieren las lecturas de los termopares que están monitoreando la temperatura de la probeta y del aluminio fundido en caso necesario, se registra una lectura por segundo, de aquí las señales pasan a la tarjeta de adquisición de datos conectada en la PC. Estos datos quedan en un archivo .txt al terminar el número de lecturas introducido y pueden ser manipulados posteriormente.
8. La función de las toberas es enfriar las probetas exteriormente por las cuatro caras con aire comprimido, este sistema de enfriamiento se activa mecánicamente, el pistón se utiliza como medio de activación con ayuda de un aditamento, esto ocurre cuando el cilindro regresa a su posición inicial.
9. El número de probetas para la presente investigación es de 9 para cada etapa de aplicación de ciclos térmicos más 1 probeta adicional para la medición de la temperatura.
10. El dispositivo de sujeción fue diseñado para la correcta distribución de las diez probetas a aplicar ciclos térmicos, el material base necesariamente debe de tener un alto punto de fusión.
11. Se requiere una fuente de alimentación para el funcionamiento del microcontrolador 24V CD así como una de 12V CD para la electroválvula.

2.14 Ensayo de Impacto Charpy

El principal objetivo del ensayo es evaluar la resistencia del material al impacto. También sirve para poner de manifiesto la sensibilidad de los metales a las entallas. En el choque, en las proximidades de la entalla se obtiene una concentración máxima de tensiones, que originan triaxialidad. La entalla en la probeta supone una mayor exigencia al material, siendo indispensable que además de tenacidad, se tenga una elevada resistencia a la fractura frágil.

El ensayo de impacto consiste en dejar caer un pesado péndulo como se observa en la figura 2.22, el cual a su paso golpea una probeta que tiene forma paralelepípeda ubicada en la base de la máquina. La probeta rompe de un solo golpe. Luego de golpear la probeta, el péndulo sigue su camino alcanzando una cierta altura que depende de la cantidad de energía disipada al golpear [28].

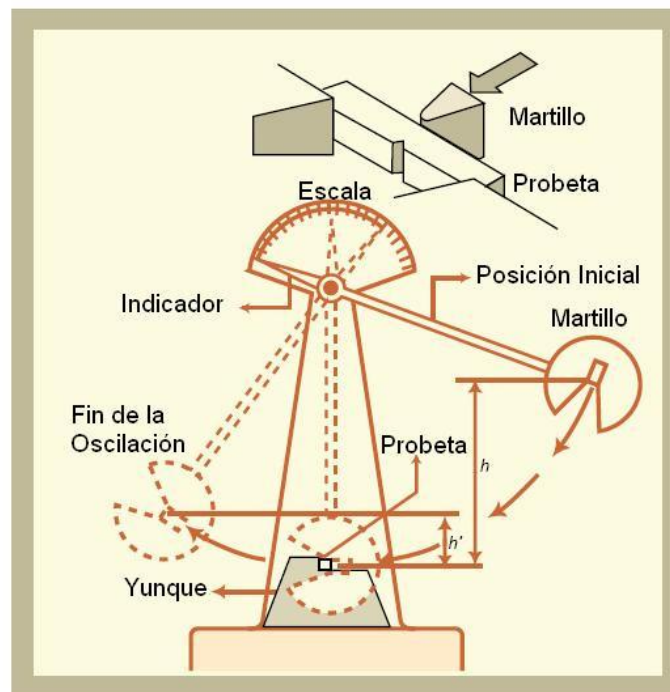


Figura 2.22 Máquina para pruebas de impacto

El resultado que arroja, expresado en Joules, varía con la temperatura y la velocidad. A menor temperatura y mayor velocidad, la rotura se produce antes ya que las bajas temperaturas disminuyen la tenacidad de los metales.

Las probetas que fallan en forma frágil se rompen en dos mitades, en cambio aquellas con mayor ductilidad se doblan sin romperse como las que muestra la figura 2.23. Este comportamiento es muy dependiente de la temperatura y la composición química, esto obliga a realizar el ensayo con probetas a distinta temperatura, para evaluar la existencia de una “temperatura de transición dúctil-frágil”.



Figura 2.23 Probetas ensayadas a impacto

En general se emplean las de entalladuras más profundas y de menor ancho para los metales más dúctiles [29].

Dada la gran dificultad que existe en la evaluación del volumen deformado, es que el trabajo total de deformación no se define como la energía por unidad de volumen como lo hacíamos en tracción estática, sino por la energía requerida para provocar la rotura por unidad de área de la sección transversal entallada o resiliencia, o directamente por la energía absorbida.

CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1 Introducción

En el presente capítulo se describe la forma y el procedimiento en que se llevó a cabo la experimentación mediante la siguiente secuencia:

- a) Caracterización del material base y recargue
- b) Análisis y elaboración del diseño experimental
- c) Dimensionamiento y corte de las placas a recubrir
- d) Puesta a punto del equipo
- e) Aplicación de recubrimientos sobre las placas
- f) Caracterización de recubrimientos
- g) Elaboración de probetas
- h) Puesta a punto de máquina de fatiga térmica
- i) Ejecución de ciclos térmicos a probetas
- j) Caracterización de probetas con carga térmica
- k) Aplicación de ensayo de impacto Charpy

3.2 Caracterización del Material Base

La caracterización del material base desde el punto de vista metalográfico fue el primer aspecto a evaluar de este trabajo, y para ello se prepararon varias probetas para su observación en el microscopio óptico.

El ataque químico del material para el revelado de la microestructura se llevó a cabo con un reactivo elaborado con los siguientes componentes: 100 ml de alcohol etílico y 2 ml de ácido nítrico, la muestra se sumergió por un tiempo de 15 segundos según lo recomendado en la literatura para un acero de baja aleación martensítico tipo AISI 4140 [33].

En la figura 3.1 se observa la micrografía obtenida mediante microscopía óptica del acero 4140, similar a la estructura presentada en el Metals Handbook [34] para el acero de baja aleación AISI 4140, por medio del cual se puede afirmar que la muestra analizada corresponde a este tipo de acero y donde se observa que la fase predominante en este acero es la martensita.

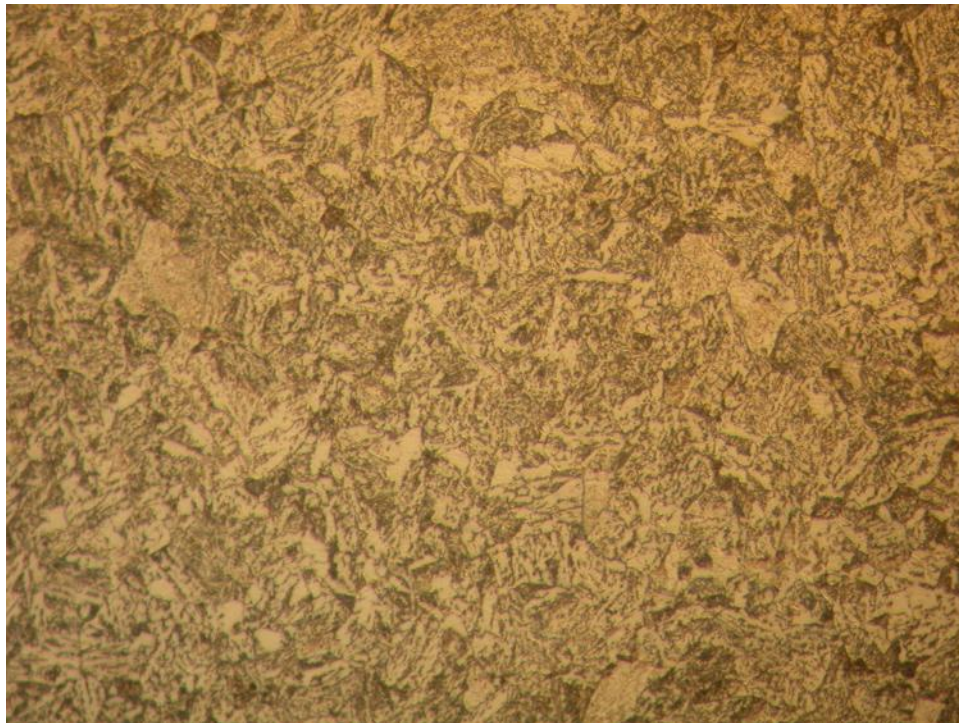


Figura 3.1 Estructura del acero AISI 4140 (1000X)

Para verificar la composición del acero se realizó un análisis químico [47], los resultados se presentan en la tabla 3.1. Al comparar los resultados obtenidos mediante el análisis químico se corrobora que el acero corresponde al acero AISI 4140. Con esto se tiene la certidumbre de que se trabaja con este tipo de acero, permitiendo continuar con el trabajo de investigación.

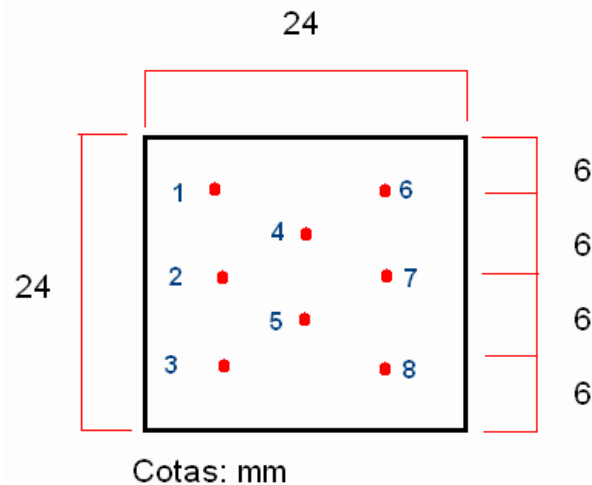
Tabla 3.1 Composición química del acero 4140

Designación	C	Cr	Mo	Mn	Si	S (máx)	P(máx)
ASTM	0.37-0.49	0.75-1.20	0.15-0.25	0.65-1.10	0.15-0.35	0.040	0.035
Análisis	0.430	1.063	0.213	0.942	0.325	0.001	0.008

3.3. Medición de Dureza en Estado de Temple

Se realizó el ensayo de dureza de una muestra de acero AISI 4140, con la finalidad de evaluar y comprobar el perfil de adquisición de éste acero.

De acuerdo a la figura 3.2, se realizó un trazo dimensional en el centro, evitando los bordes. El barrido de dureza se realizó usando la escala Rockwell C, obteniendo los resultados tabulados en la tabla 3.2.

**Figura 3.2 Barrido de dureza del metal base****Tabla 3.2 Resultados del barrido de dureza del metal base**

#	1	2	3	4	5	6	7	8	Promedio
Valor (RC)	50	53	50	49.5	52	51	49	51	50.7

El ensayo de dureza es comúnmente utilizado en la caracterización del metal base y en los recubrimientos. La macrodureza generalmente es determinada por el ensayo de dureza superficial Rockwell y para el metal base como para los recubrimientos empleados en el presente trabajo, debido a la dureza que marca la naturaleza de éstos, el más apropiado es el ensayo de dureza Rockwell C.

El ensayo se realizó con un durometro marca Wilson que usa un penetrador de diamante como indentador y una carga de 150 kg.

3.4 Aplicación de Recubrimientos con el Proceso FCAW

Como se mencionó en el capítulo anterior uno de los procesos más empleados en la aplicación de recubrimientos por soldadura es el proceso FCAW, tomando en cuenta lo anterior en la presente investigación se utilizó un equipo propiedad de la empresa *Welding Alloys Panamericana* [35], del cual los componentes, las funciones y puesta a punto, se describen a continuación.

3.4.1 Puesta a Punto del Equipo

La puesta a punto consistió en la adaptación de las guías de los carruajes para la dirección longitudinal como para la transversal permitiendo de esta manera la oscilación automática del electrodo. En la figura 3.3 se muestran las adaptaciones a la puesta a punto del equipo.

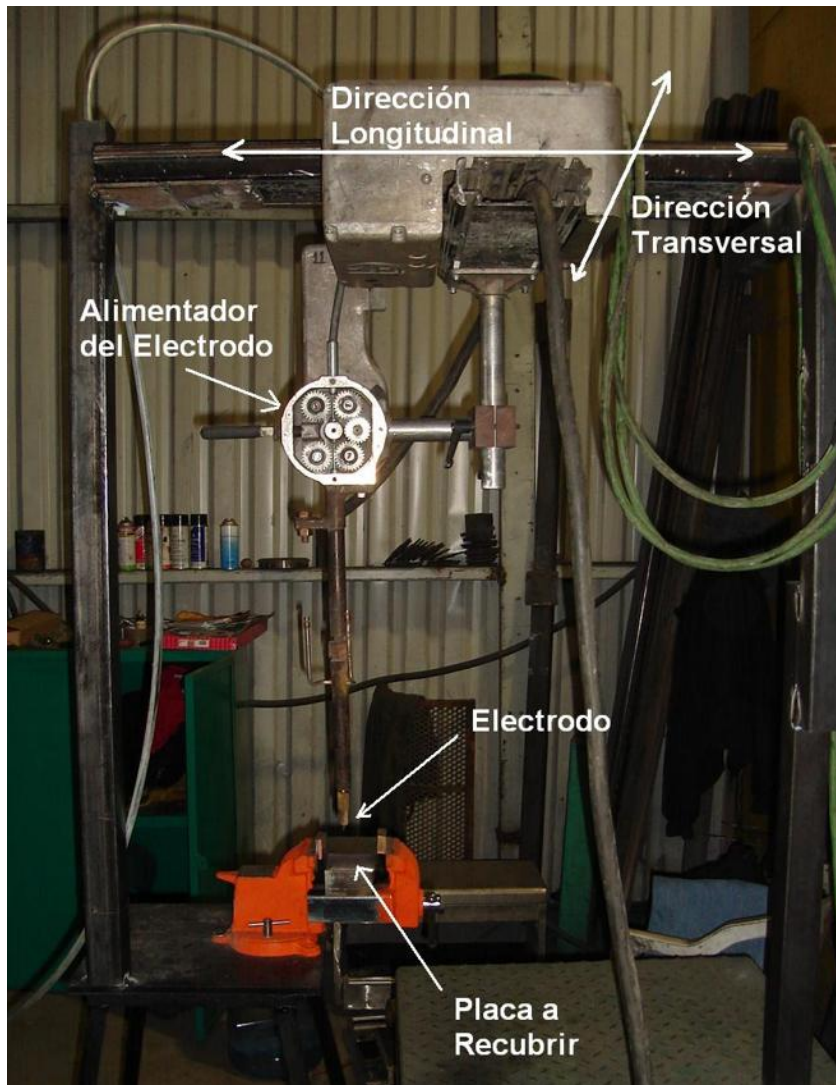


Figura 3.3 Puesta a punto del equipo

Se utilizó una fuente de poder modelo WAP 650-00, con características de CC/CV con promedio de 650 Amperes, 44 Voltios DC al 100% en ciclo de servicio, en la figura 3.4 se muestra la fuente de poder utilizada en este proceso.



Figura 3.4 Fuente de poder utilizada

Para la manipulación de las variables secundarias como longitud del stick-out, velocidad de alimentación del alambre, desplazamientos longitudinal y transversal, velocidad de oscilación, se utilizó una consola digital con función modular como se muestra en la figura 3.5.



Figura 3.5 Consola digital de control del equipo

3.5 Aporte Térmico

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

No todo el calor generado por el arco puede ser utilizado por el proceso de fusión, los valores de eficiencia varían entre 20 y 85 % en la soldadura por arco, siendo la conducción, la convección, la radiación y las salpicaduras, los responsables de las pérdidas. La eficiencia es baja para los procesos que utilizan electrodos de tungsteno o de carbón, y es alta para los procesos de arco sumergido e intermedios para la soldadura manual con electrodo revestido.

El aporte térmico que se expresa en J/mm se calculó mediante la siguiente ecuación:

$$HI = \eta \frac{IV}{v} \dots\dots\dots \text{Ec. 3.1}$$

Donde:

HI = Aporte térmico (J/mm)

I = Intensidad de corriente (A)

V = Voltaje (V)

v = Velocidad de avance (mm/s)

η = Eficiencia de transferencia de calor en el proceso

Según la literatura consultada [2] la eficiencia de transferencia de calor para el proceso de soldadura FCAW es del 60%.

3.6 Variables de Soldadura Utilizadas

Las principales variables utilizadas en el proceso de soldadura para cada placa en particular así como sus respectivos aportes térmicos y tasas de deposición se muestran en la tabla 3.3.

Tabla 3.3 Variables operativas del proceso de soldadura

Número de Placa	Voltaje (V)	Velocidad de Avance (mm/min)	Stickout (mm)	Intensidad (A)	Tasa de Deposición (kg/hr)	Aporte Térmico (kJ/mm)
1	26	120	28	300	3.072	2.34
2	26	140	28	300	2.927	2.00
3	26	160	28	300	2.871	1.75
4	28	120	28	300	3.072	2.52
5	28	140	28	300	2.927	2.16
6	28	160	28	300	2.871	1.89
7	30	120	28	300	3.072	2.70
8	30	140	28	300	2.927	2.31
9	30	160	28	300	2.871	2.02

3.6.1 Ejecución de Recargues por Soldadura

Las capas de recubrimientos aplicados a las placas fueron tres: 1 capa de recubrimiento de 430N y dos capas posteriores de 414N, donde cada capa consta de 3 cordones de recargues, en la figura 3.6 se muestra la secuencia de aplicación de las capas, así como los recargues en su totalidad.

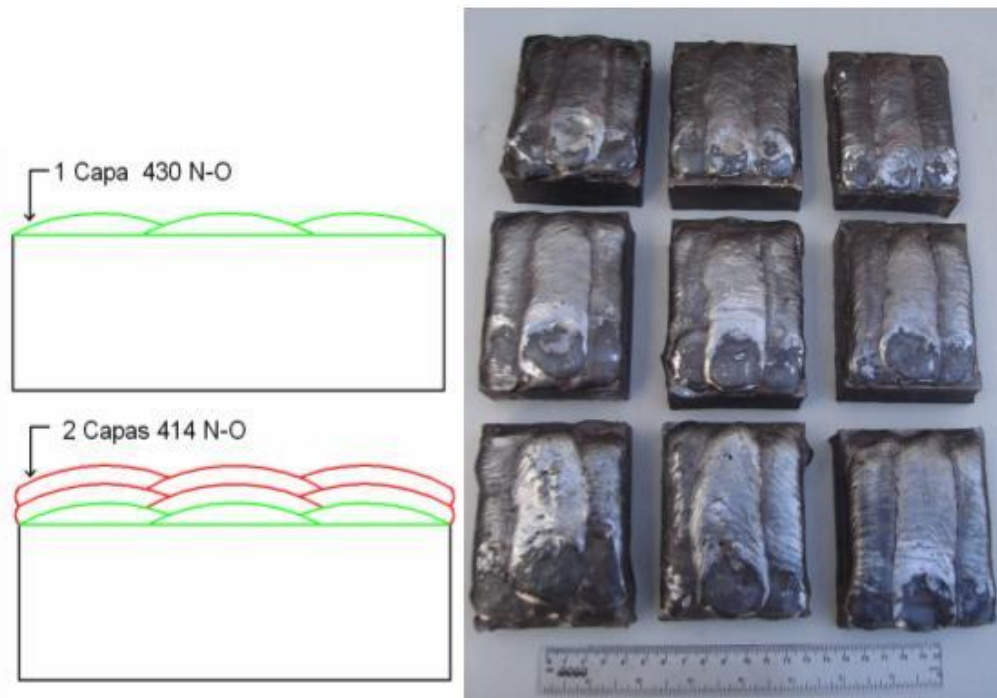


Figura 3.6 Recargues aplicados a placas

3.7 Caracterización de los Recargues

3.7.1 Composición Química de los Recargues

Para verificar la composición química de los elementos presentes en los metales de aporte, facilitados por la empresa Welding Alloys Panamericana S.A. de C.V. Se llevó a cabo un análisis químico realizado en el Centro de Investigación y Desarrollo Tecnológico en Electroquímica (CIDETEQ) [36]. Los resultados son mostrados en la tabla 3.4.

Tabla 3.4 Análisis químico de los materiales de aporte

Electrodo	C	N	Mn	Si	Cr	Ni	Mo
414N-O	0.121	0.12	1.512	0.58	12.865	3.095	0.454
430N-O	0.139	0.07	1.385	0.528	13.214	2.579	0.426

3.7.2 Ensayo de Inspección Visual

El ensayo de inspección visual es uno de los más importantes de los Ensayos No Destructivos (END), y debe aplicarse antes, durante y después de la ejecución de un recargue.

Antes. El metal base después del maquinado, pero antes de la aplicación del recargue debe mostrar una superficie uniforme y libre de discontinuidades, y de grasa y sin presencia de pintura o capas de agentes extraños.

Durante y después. El recargue no deberá presentar imperfecciones, tales como: discontinuidades, fisuras, porosidades visibles, inclusiones ni desprendimientos.

3.7.3 Ensayo de Líquidos Penetrantes

Fue realizada una inspección por el método de líquidos penetrantes de acuerdo a los criterios de aceptación y/o rechazo especificados en el código aplicado (ANSI/AWS D1.1. 2004). Esta inspección requiere líquido penetrante visible removible en solvente.

Las indicaciones reportadas corresponden a las encontradas después de 20 minutos de haber sido aplicado el revelador a las probetas representativas para cada ensayo. La inspección fue realizada antes y después de haber sido rectificada la superficie de los recubrimientos.

Los consumibles utilizados fueron marca CRACK CHECK siendo los siguientes:

- Penetrante P-HF
- Removedor Thinner

- Revelador D-F

En las figuras 3.7 y 3.8 se ilustra la etapa final de este ensayo tanto en los recargues como en el maquinado final.



Figura 3.7 Aplicación del ensayo de líquidos penetrantes en recargues

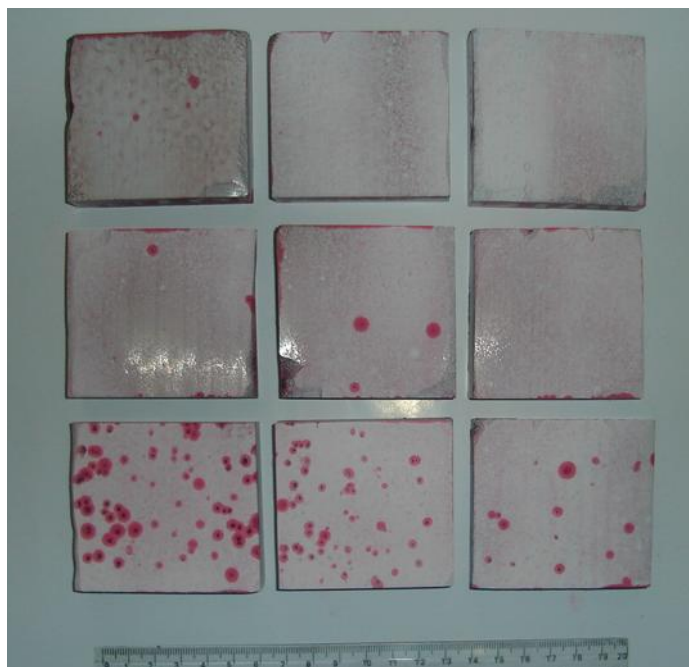


Figura 3.8 Aplicación del ensayo de líquidos penetrantes en maquinado final

3.8. Aplicación de Fatiga Térmica

3.8.1. Máquina Experimental de Fatiga Térmica

El instituto cuenta con una máquina experimental para aplicar fatiga térmica y en base a las características de los equipos encontrados en la literatura y a los requerimientos para nuestro diseño, se hace el estudio de los dispositivos necesarios a utilizar para la construcción de la máquina para ensayos de fatiga térmica, teniendo en cuenta que los límites de temperatura de los ciclos térmicos son de 550 a 600 °C. En la figura 3.9 se muestra un esquema de los componentes principales del equipo diseñado para nuestra necesidad.

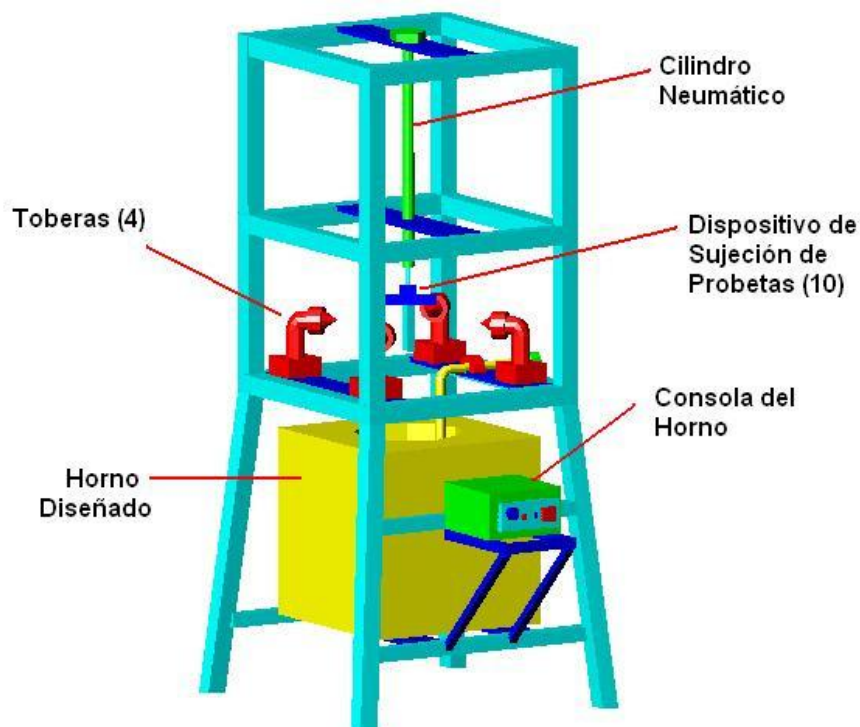


Figura 3.9 Máquina de Fatiga Térmica

3.8.2 Elaboración del Horno

Para la elaboración del horno se tomaron en cuenta varios aspectos como el cálculo de la intensidad de corriente para los rangos especificados en la consola de control, el tamaño y volumen del horno, el material de fabricación, los moldes a utilizar, los tiempos de secado y curado de las paredes del horno.

En base a las relaciones electromagnéticas y mecánicas [46], en cuanto al cálculo de las propiedades que debe de presentar las resistencias del horno se determino utilizar 25 metros de alambre Nicromel calibre 16, con esta longitud de resistencia y para un voltaje de 240 Voltios y una potencia de 4460 Watts.

Para las paredes del horno se utilizó concreto denso refractario marca AP Green de México, este concreto requiere de 24 horas para su secado y a partir de éste se le aplica un curado durante unas 12 horas aproximadamente. Posteriormente se metió en un horno de secado a una temperatura de 160 °C durante 24 horas para la eliminación total de la humedad. En la figura 3.10 se ilustra el proceso de la colocación de las resistencias así como la finalización y ubicación del horno en la máquina de fatiga térmica.



Figura 3.10 Elaboración del horno

3.8.3 Orientación y Dimensiones de Probetas

La orientación de las probetas fueron manufacturadas en el sentido longitudinal de los recargues, como se muestra en la figura 3.11, se elaboraron 4 probetas de cada placa para aplicar 100 ciclos a 9 probetas, 1000 ciclos a otras 9 probetas y 2000 ciclos a otras 9 probetas, así como 9 probetas que se mantendrán sin ninguna carga térmica, esto para tener un parámetro de comparación con respecto de las probetas con carga térmica.

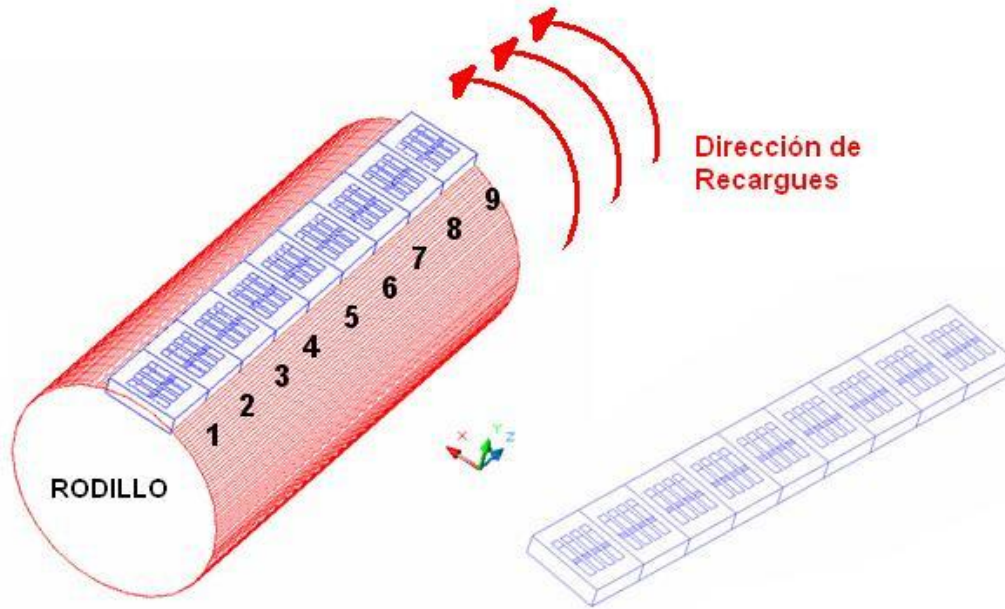


Figura 3.11 Dirección de probetas en sentido longitudinal a recargues

Las dimensiones de las barras rectangulares se determinaron tomando en cuenta que después de aplicar la fatiga térmica a las barras, se debe remover y limpiar la superficie, para dar maquinado y forma en base a norma ASTM, a las probetas de ensayo Charpy. Para mantener una buena sujeción de las probetas, fue necesaria la utilización de opresores. En la figura 3.12 se ilustra este esquema.

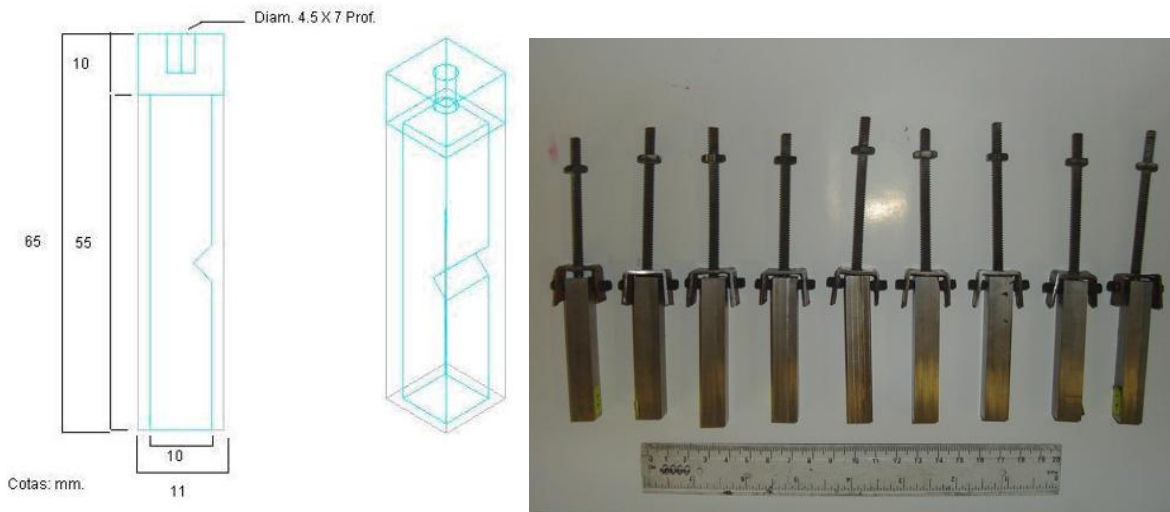


Figura 3.12 Dimensión de barras rectangulares

Para aplicar la fatiga térmica a las barras rectangulares, se elaboró un dispositivo que sujeta las barras para que éstas se introduzcan y salgan al horno, este dispositivo de sujeción se une al embolo del pistón de la máquina experimental de fatiga térmica, para que éste a su vez, se encargue de sujetar las 9 barras, además de sujetar una barra adicional que lleva colocado en su interior un sensor de temperatura. En la figura 3.13 se ilustra este esquema.

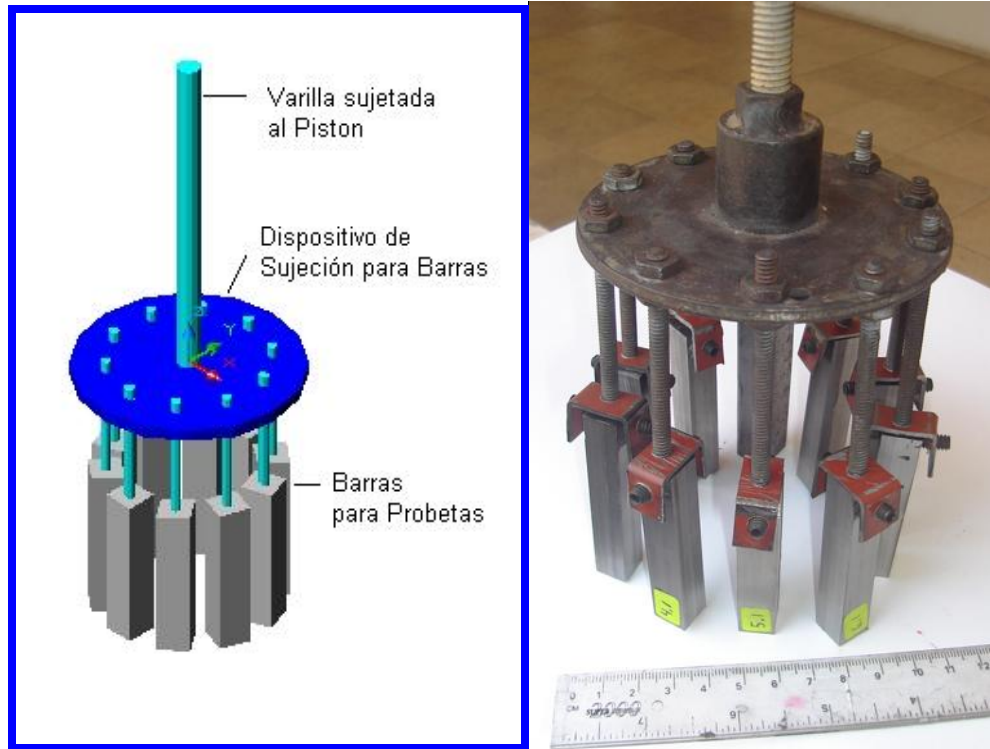


Figura 3.13 Dispositivo de Sujeción de Probetas

3.8.4 Medición y Límites de Temperatura

Para colocar el sensor de temperatura tipo K en la barra, se elaboró una barra adicional para que en ésta se introduzca el termopar y proporcione la lectura interna de la temperatura en la barra, como se ilustra en la figura 3.14.

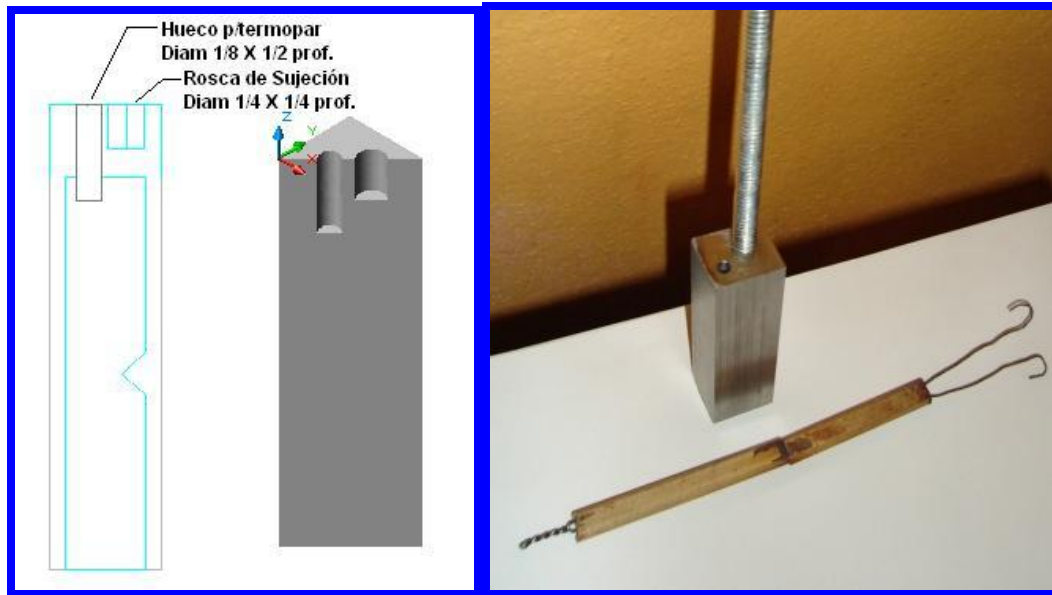


Figura 3.14 Barra para colocar sensor de temperatura tipo K

Los límites de temperatura con que se aplicó la carga térmica fueron de 550 a 600 °C y viceversa, esto para un ciclo térmico debido a que la máxima temperatura que alcanza el rodillo es cuando se encuentra en contacto con la superficie de la placa de colada continua, de igual manera, la temperatura desciende 50 °C a medida que gira una revolución para nuevamente entrar en contacto con la placa o planchón. En la figura 3.15 se ilustran éstos límites de temperatura para cada ciclo térmico.

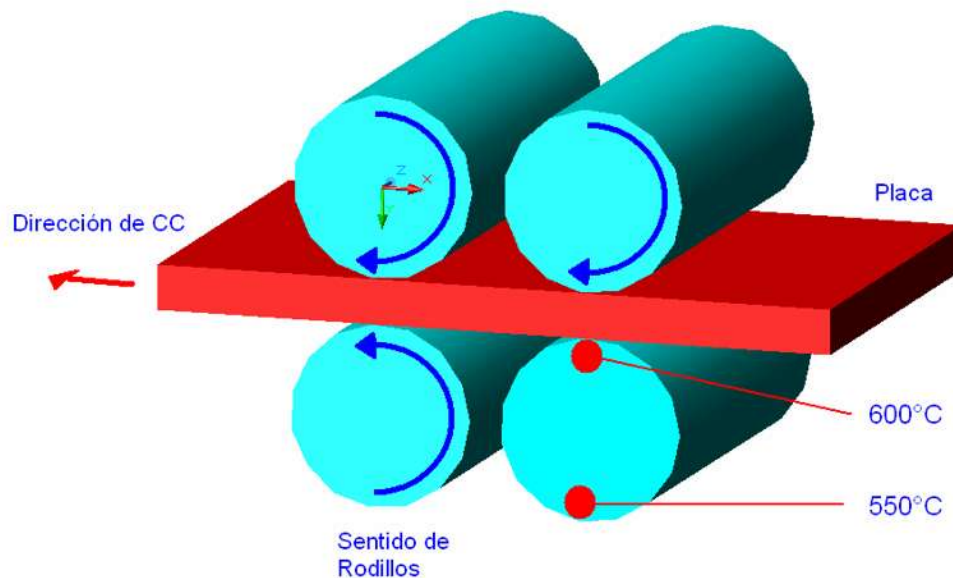


Figura 3.15 Límites de temperatura para un ciclo térmico

3.9 Matriz Experimental

Como se mencionó anteriormente las probetas elaboradas de cada ensayo fueron 4, esto con el fin de evaluar gradualmente la carga térmica aplicada a cada ensayo, en la tabla 3.5 se muestran las variables utilizadas para cada ensayo así como los ciclos térmicos aplicados.

Tabla 3.5 Matriz experimental para el ensayo de fatiga térmica

# Ensayo	Voltaje (V)	Vel. de Avance de Soldadura (mm/min)	Serie de Probetas	Fatiga Térmica (Ciclos Térmicos)
1	26	120	1	0
			2	100
			3	1000
			4	2000
2	26	140	1	0
			2	100
			3	1000
			4	2000
3	26	160	1	0
			2	100
			3	1000
			4	2000
4	28	120	1	0
			2	100
			3	1000
			4	2000
5	28	140	1	0
			2	100
			3	1000
			4	2000
6	28	160	1	0
			2	100
			3	1000
			4	2000
7	30	120	1	0
			2	100
			3	1000
			4	2000
8	30	140	1	0
			2	100
			3	1000
			4	2000
9	30	160	1	0
			2	100
			3	1000
			4	2000

3.10 Medición de Dureza

Se llevó a cabo un barrido de dureza en las zonas del recubrimiento 414N, 430, zona afectada térmicamente y metal base, como se muestra en la figura 3.16. El ensayo de dureza se aplicó a todas las probetas de los 9 ensayos con el fin de analizar el comportamiento gradual antes y después de aplicado el ciclo térmico.

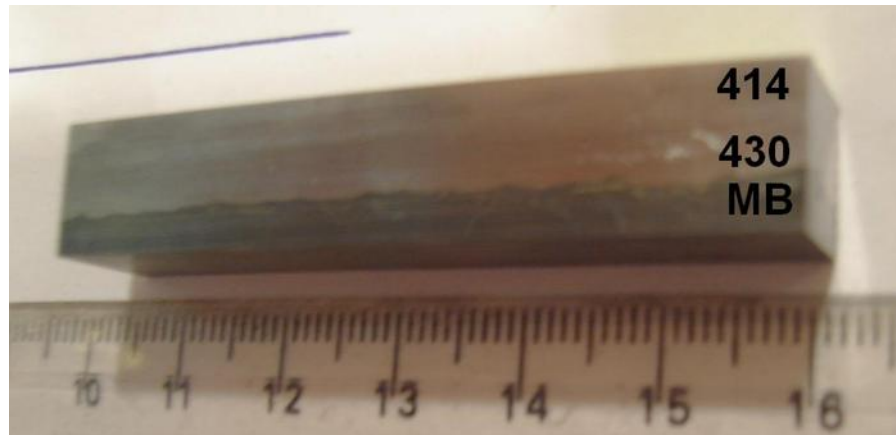


Figura 3.16 Barrido de dureza en zonas 414N, 430 y metal base

3.11 Metalografía

Para llevar a cabo la metalografía de las probetas y debido a la naturaleza disímil del metal base con el recubrimiento se aplicaron ataques químicos selectivos, para el material base se utilizó un reactivo (Nital 2%) con los siguientes componentes: 100 ml de alcohol etílico y 2 ml de ácido nítrico, las muestras se sumergieron por un tiempo de 15 segundos. Para los recubrimientos debido a su naturaleza inoxidable, se utilizó el reactivo Villelas para la determinación de la estructura, con los siguientes componentes: 1gr de ácido pícrico, 5 ml de ácido clorhídrico (HCl) y 100 ml de alcohol etílico, sumergiendo las muestras por un tiempo de 60 segundos, de igual manera, para la determinación del porcentaje de ferrita se utilizó el reactivo Kallings con los siguientes componentes: 1.5 gr de Cu_2Cl , 33 ml de alcohol etílico y 33 ml de H_2O , sumergiendo las muestras por un tiempo de 15 a 40 segundos [36]. En la figura 3.17 se ilustran las muestras encapsuladas en resina.



Figura 3.17 Muestras para metalografía

3.12. Ensayo de Impacto Charpy

3.12.1 Manufactura de Probetas

La probeta debe tener una sección transversal cuadrada de 10 mm por lado, con una longitud de 55 mm, de acuerdo a la norma ASTM E23. En la figura 3.18 se muestran las dimensiones y ángulo de entalla que debe de cumplir éste tipo de probetas [37].

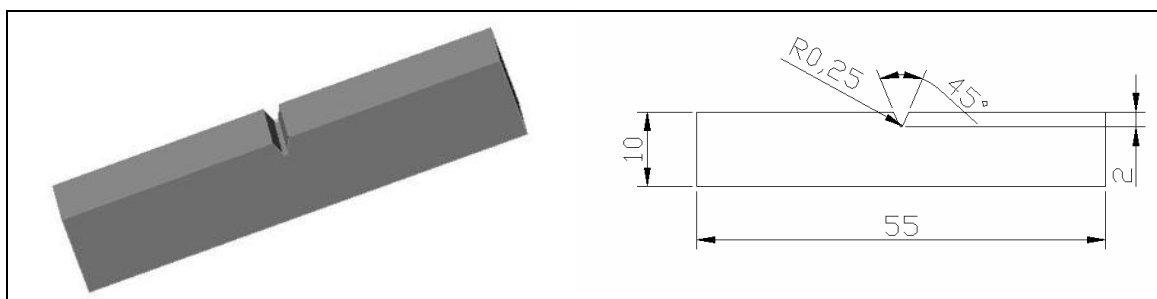


Figura 3.18 Probeta Charpy para el ensayo de tenacidad

Para la manufactura de la entalla acorde a norma se utilizó un cortador angular doble a 45° de incidencia con baño de nitruro de titanio debido a la elevada dureza de las probetas, en la figura 3.19 se muestran las 4 series de probetas manufacturadas para el ensayo Charpy.

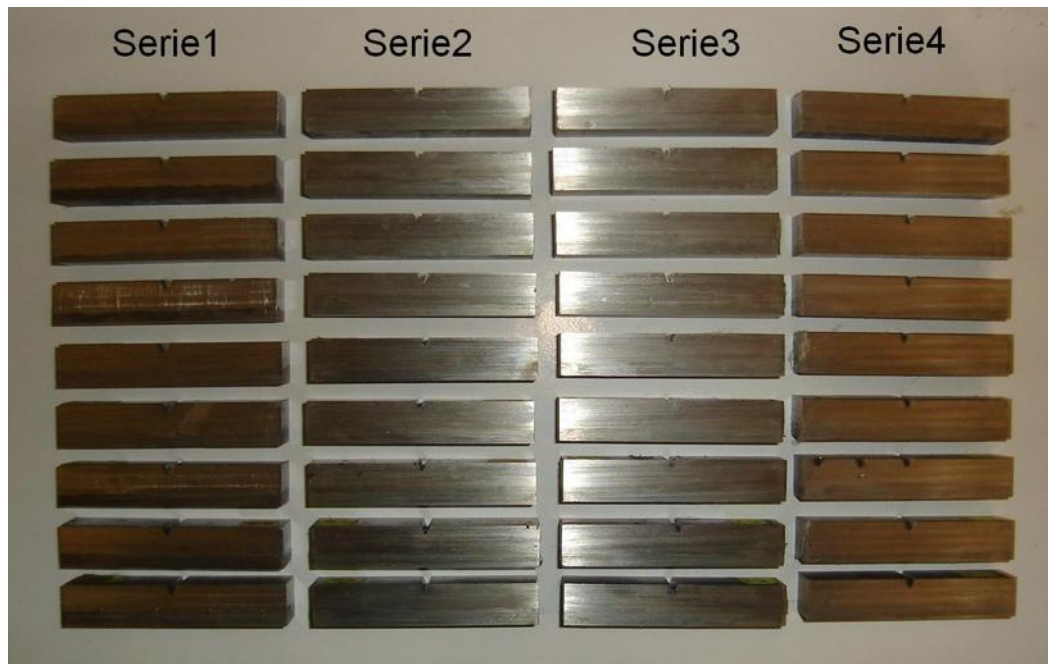


Figura 3.19 Serie de probetas para ensayo de impacto Charpy

3.13 Coeficiente de Dilución

Después de haber aplicado los recargues para los diferentes ensayos tomando las combinaciones de las variables dadas por la matriz experimental, se procedió a evaluar el coeficiente de dilución, el cual se determina según el grado de participación del metal base sobre el área correspondiente al recargue, de acuerdo a lo expresado a través de la siguiente ecuación:

$$D = \frac{AMB}{(AMB + AMA)} \times 100 \dots\dots\dots \text{Ec. 3.2}$$

Donde:

D = Dilución (%)

AMA = Área del metal de aporte

AMB = Área del metal base

Para determinar las áreas correspondientes al metal de aporte y el metal base, las placas fueron seccionadas de forma transversal como se indica en la figura 3.20. Con la finalidad de poder determinar claramente el área del recargue cada una de las muestras es atacada con el reactivo químico nital al 2%, una vez atacada la muestra, la zona fundida es más clara, lo que facilita la medición de la zona correspondiente.



Figura 3.20 Sección transversal de placa con recubrimiento

Para hacer las mediciones de las áreas del metal base y del recubrimiento se utilizó el analizador de imágenes SigmaScan Pro versión 5.0, el cual se basa en contrastes, áreas y número de píxeles de la imagen [38]. En la figura 3.21 se muestra cómo se calculan las áreas del recargue y del metal base con ayuda del analizador de imágenes.

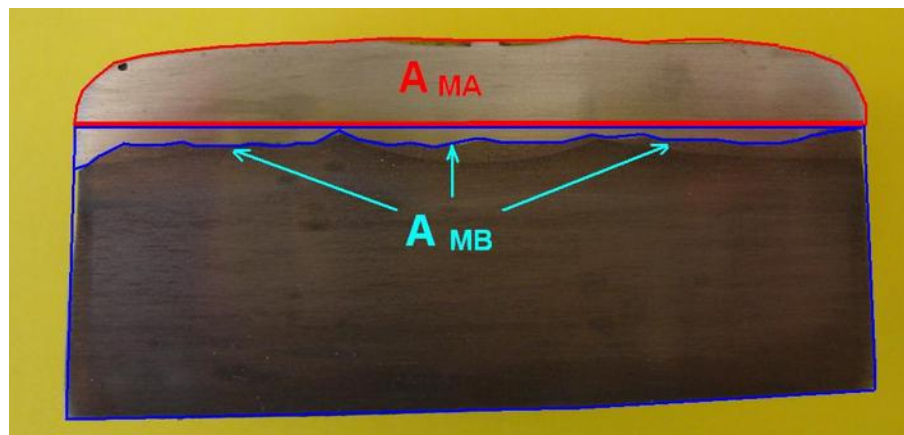


Figura 3.21 Representación de las áreas para el cálculo de la dilución

Utilizando la ecuación (3.2) y sustituyendo los valores correspondientes se obtiene el coeficiente de dilución, para cada uno de los ensayos.

CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Introducción

En el presente capítulo se analiza el comportamiento de cada una de las variables de salida respecto a las variables de entrada. También, se analiza el efecto de los ciclos térmicos sobre las propiedades mecánicas de los recargues y se discuten los resultados obtenidos desde el punto de vista metalográfico.

4.2 Análisis del Ensayo de Líquidos Penetrantes

En los ensayos 1 y 3 en su condición de recargue se observaron indicaciones mínimas de porosidad y falta de fusión. Estas fueron eliminadas con el maquinado final en la rectificadora. En los ensayos 2, 4, 5 y 6, el recargue tiene un excelente aspecto en la condición de recargue y en la de maquinado final. En los ensayos 7, 8 y 9 se observaron discontinuidades en la condición de recargue y en el maquinado final. La figura 4.1 muestra los ensayos 6 y 7, el ensayo 6 no tiene discontinuidades relevantes, pero el ensayo 7 presentó porosidad.

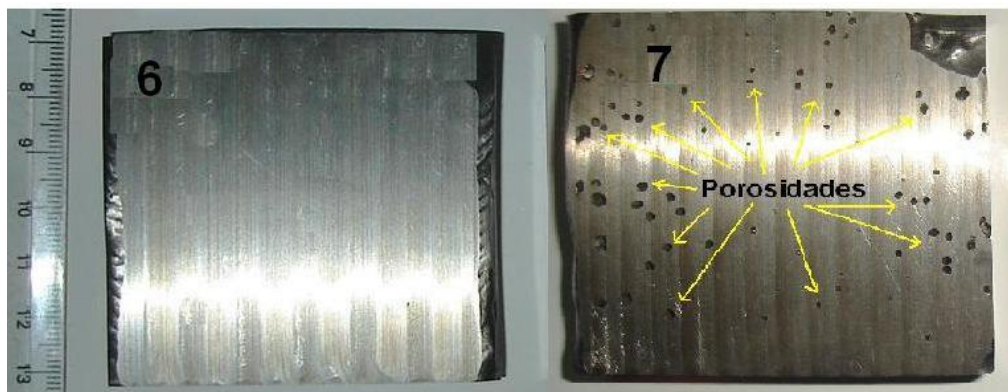


Figura 4.1 Maquinado final en ensayos 6 y 7

Las indicaciones encontradas en la inspección mediante el ensayo de líquidos penetrantes y la evaluación correspondiente, se muestran en la tabla 4.1.

Tabla 4.1 Inspección y evaluación de los recargues con maquinado final

Identificación	Aceptada	Rechazada	Dimensión del Defecto
Ensayo 1	Aceptada	(INR)	---
Ensayo 2	Aceptada	(INR)	---
Ensayo 3	Aceptada	(INR)	---
Ensayo 4	Aceptada	(INR)	---
Ensayo 5	Aceptada	(INR)	---
Ensayo 6	Aceptada	(INR)	---
Ensayo 7	---	(Po)	4, 5, 3, 4, 6, 7, 3, 4, 4, 6mm
Ensayo 8	---	(Po)	5, 3, 3, 7, 4, 5, 6, 5, 3mm
Ensayo 9	---	(Po)	6, 5, 3, 4, 5, 3mm

En los ensayos 7, 8 y 9 se encontraron porosidades (Po) como se muestra en la figura 4.2, estas indicaciones externas relevantes superficiales son consideradas inaceptables conforme a los criterios de aceptación y/o rechazo del código aplicado (ANSI/AWS D1.1 STRUCTURAL 2004). Los ensayos 1, 2, 3, 4, 5 y 6, presentan indicaciones no relevantes (INR).

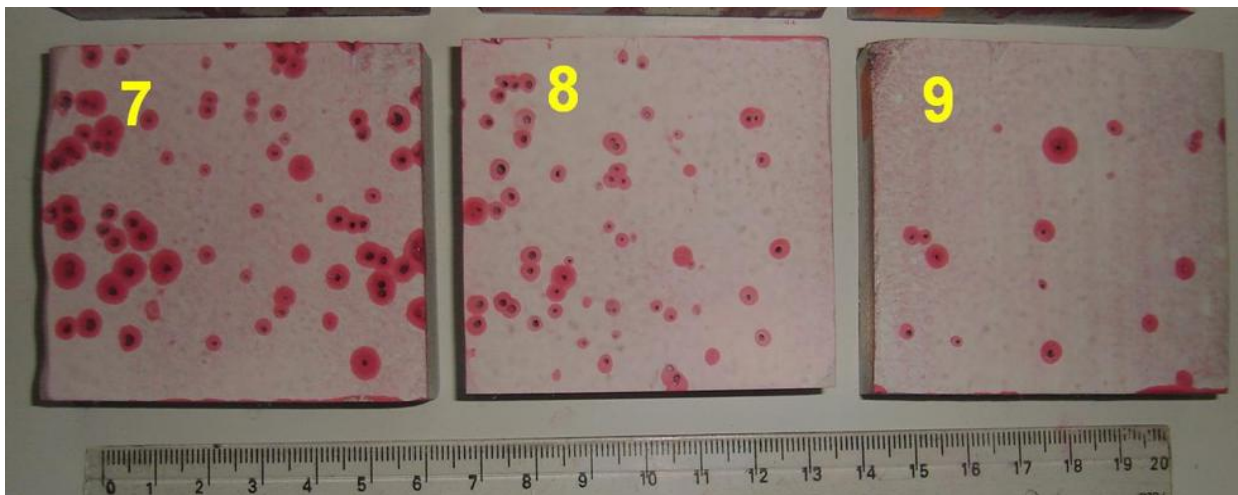


Figura 4.2 Evaluación de líquidos penetrantes a ensayos 7, 8 y 9 donde se presentaron porosidades

Debido a las dimensiones y forma de las probetas para aplicar los ciclos térmicos, como se muestra en la figura 3.12, las indicaciones de las porosidades encontradas en los ensayos respectivos fueron eliminados mediante un rectificado al maquinarse las probetas para el ensayo de impacto Charpy en base a la especificación ASTM E-23, por lo cual la aparición de estas porosidades no tuvo influencia marcada para las subsecuentes etapas de la presente investigación.

4.3 Análisis Microscópico de Porosidades

El análisis mediante microscopía óptica de las porosidades encontradas en los ensayos 7, 8 y 9, muestran porosidades localizadas en el interior y en la superficie del recargue 414 N, como se ilustra en la micrografía de la figura 4.3.

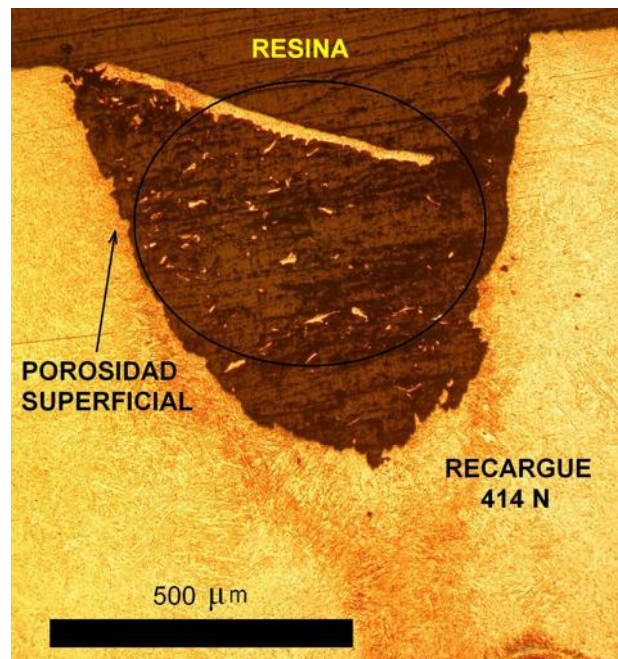


Figura 4.3 Porosidad superficial en ensayo número 7

En el ensayo número 8 se encontró falta de fusión localizada en el interior del recargue 414 N, en la figura 4.4 se observa la forma y magnitud de ésta indicación.

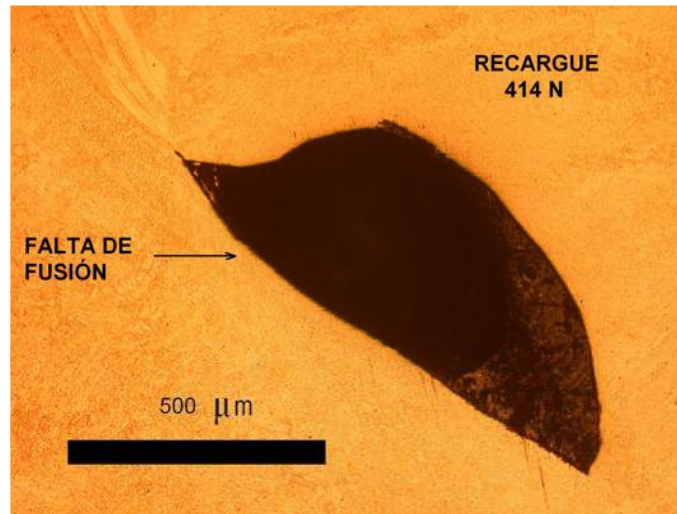


Figura 4.4 Falta de fusión en ensayo número 8

En el ensayo número 9 se encontraron porosidades localizadas en el interior del recargue 414 N, sin embargo, como se puede observar en la prueba de líquidos penetrantes, en el ensayo 9 se encontraron porosidades en menor cantidad y magnitud, en la figura 4.5 se observan estas porosidades.

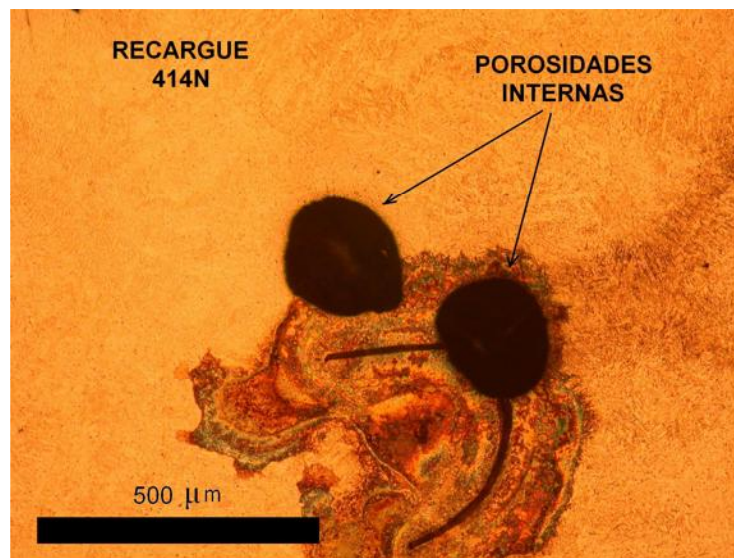


Figura 4.5 Porosidad interna en el ensayo número 9

La generación de porosidades principalmente puede tener varias causas como son humedad en los electrodos tubulares, velocidad de soldadura elevada, gran extensión libre del electrodo y voltaje muy elevado, estos factores influyen en gran medida en la generación de porosidad y falta de fusión. En los ensayos 7, 8 y 9 donde se presentaron porosidades, se

tiene el máximo voltaje aplicado. Sin embargo, como se mencionó anteriormente, la aparición de este tipo de discontinuidades, si bien no dejan de ser indeseables en la soldadura, no influenciaron de manera importante en el desarrollo de la presente investigación.

4.4 Microestructura del Recubrimiento

Para predecir las fases obtenidas después de aplicar los recargues se puede usar con las debidas precauciones el diagrama binario de la figura 4.6. El acero inoxidable utilizado en la presente investigación tiene un contenido de 0.121% de carbono y 12.865% de cromo, como se observa en la tabla 3.4.

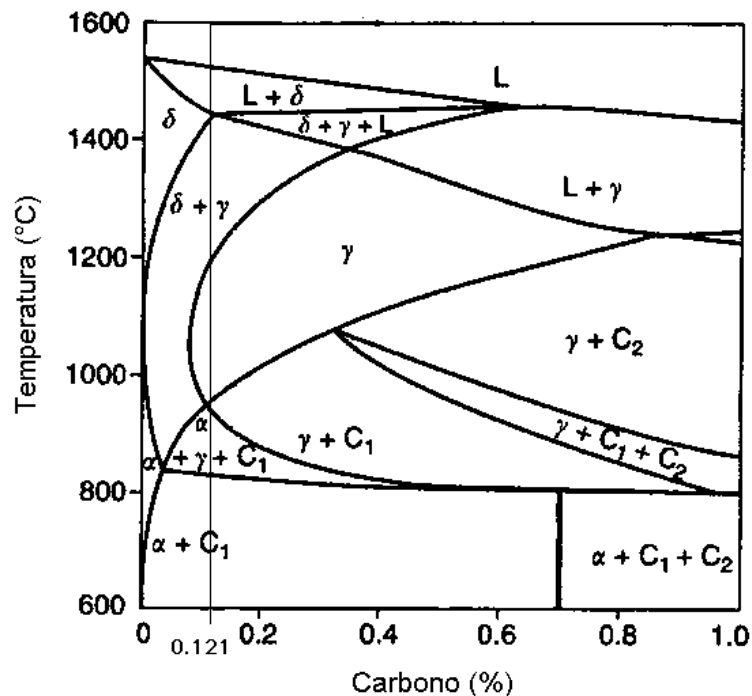


Figura 4.6 Diagrama pseudobinario Fe-13Cr [49]

Se observa que la aleación comienza a solidificar como ferrita, obteniéndose al final de la solidificación una mezcla de ferrita y austenita. A temperaturas debajo de 800 °C la fase obtenida es de ferrita y carburos. Debido a que la aleación pasa por una zona de austenita, ferrita y carburos, con una velocidad de enfriamiento rápida, se puede tener una microestructura consistente en ferrita y carburos en una matriz de martensita. La presencia de la ferrita disminuye la dureza en el recargue.

4.5 Comportamiento del Coeficiente de Dilución

El coeficiente de dilución es la base para la predicción de la microestructura, y por lo tanto, una variable de respuesta muy importante.

El procesamiento de datos y la obtención de los resultados se realizaron con el programa estadístico STATGRAPHICS Plus 4.1 [40]. La ecuación de regresión obtenida que relaciona el coeficiente de dilución con el voltaje y la velocidad de soldadura es la siguiente:

$$D = 17.5467 + 0.384 (V) + 3.64317 (v) + 0.677 (V^2) - 1.3185 (V) (v) - 0.7235 (v^2) \dots \dots \text{Ec. 4.1}$$

Donde: D = Dilución, %
 V = Voltaje, V
 v = Velocidad de soldadura, mm/min

La representación gráfica de los resultados correspondientes a la ecuación de regresión se muestra en la figura 4.7 donde se aprecia una amplia gama de valores para el coeficiente de dilución según el voltaje y la velocidad de soldadura.

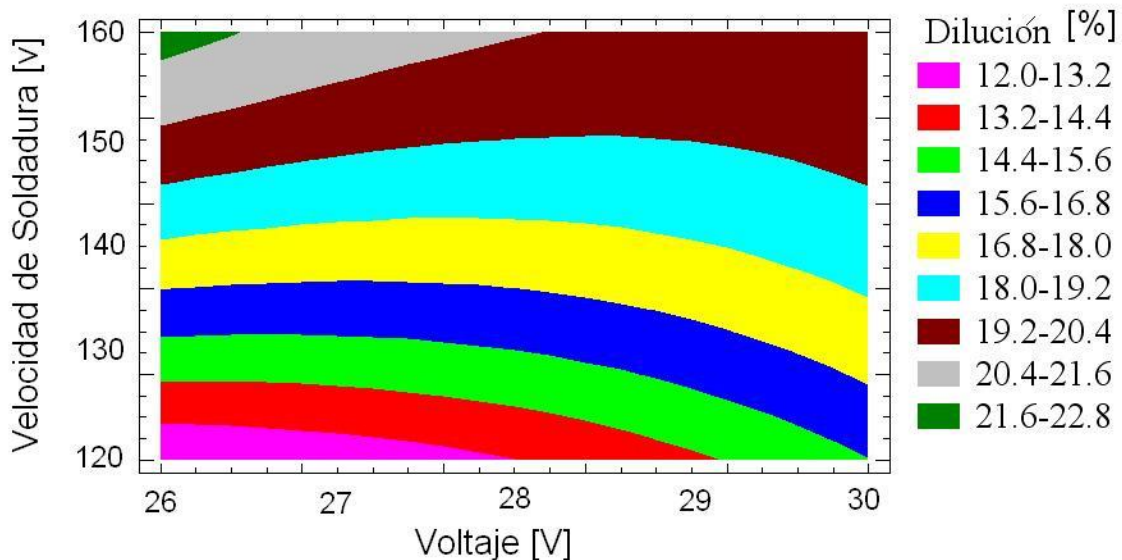


Figura 4.7 Efecto del voltaje y velocidad de soldadura con respecto al coeficiente de dilución

En base a los resultados se puede observar que hay un valor máximo de la dilución con valores altos de velocidad de soldadura, esto es, para los ensayos número 3, 6 y 9, donde se utiliza una velocidad de soldadura de 160 mm/min. El valor mínimo de dilución se

presenta en los ensayos 1, 4 y 7, cuando se utiliza la menor velocidad de soldadura (120 mm/min). Esta disminución se presenta debido a que velocidad de soldadura lenta produce una sobremonta excesiva, por lo cual el metal base tiene una menor participación con respecto al metal de aporte.

Investigaciones realizadas por Yang, Chandel y Viví [41], muestran los resultados obtenidos en un recargue realizado mediante el proceso de soldadura por arco sumergido, en el cual son determinados los efectos de las variables del proceso sobre el área del depósito de soldadura manteniendo un aporte térmico constante de 3 KJ/mm; se determinó que dicha área del depósito está en función principalmente de la intensidad de corriente y la velocidad de la soldadura, entre otros factores estudiados. De igual manera en dicha investigación, se concluye que al aumentar la velocidad de la soldadura, el área de sus depósitos disminuye, aunque se trata de otro proceso de soldadura, un comportamiento similar se observa en la presente investigación.

Otro estudio realizado por Olson [50], cuya última modificación fue el 19 de enero del 2004, menciona que cuando una soldadura es realizada empleando electrodo sólido, existe una participación en el cordón de soldadura de un 20% del metal base, y de un 80% del metal de aporte, y que dichos porcentajes dependen del proceso de soldadura y de los parámetros propios del proceso; menciona además que una de las causas de la generación de una alta dilución es una alta velocidad de soldadura, que implica aplicar más calor al metal base que al metal de aporte.

4.6 Porcentaje de Ferrita

Como ya se ha abordado, un problema significativo en la industria de los aceros inoxidables es la tendencia a la fisuración en caliente. Para minimizar dicha tendencia, la composición del metal de aporte utilizado en la soldadura es generalmente modificada, con el objetivo de lograr determinadas cantidades de ferrita en la microestructura. El contenido final de ferrita determina las propiedades físicas y mecánicas tales como: resistencia, dureza, resistencia a la corrosión, a la fisuración en caliente, etc.

Para poder medir el porcentaje de ferrita en las diversas micrografías se utilizó el analizador de imágenes Sigma Scan Pro versión 5.0. En la figura 4.8 se muestra cómo se llevó a cabo la medición de la ferrita (color blanco). El procedimiento de medición se basa en contrastes y número de píxeles de la imagen.

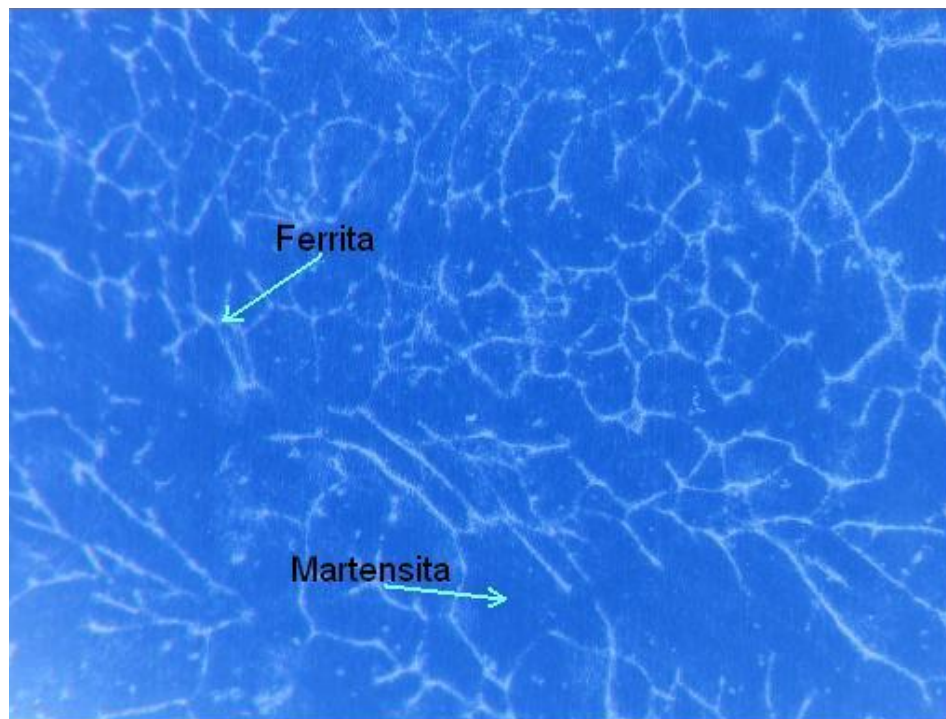


Figura 4.8 Medición de las fases presentes en recargues 414N

La ecuación de regresión obtenida experimentalmente que relaciona el porcentaje de ferrita con el voltaje y la velocidad de soldadura es la siguiente:

$$F = 5.63156 - 0.164833 (V) + 0.342833 (v) - 0.122833 (V^2) + 0.0555 (V) (v) + 0.126167 (v^2) \dots\dots\dots \text{Ec. 4.2}$$

Donde:

F = Ferrita, %

V = Voltaje, V

v = Velocidad de soldadura, mm/min

El comportamiento del contenido de ferrita en dependencia del voltaje y la velocidad de soldadura se puede ver gráficamente en la figura 4.9.

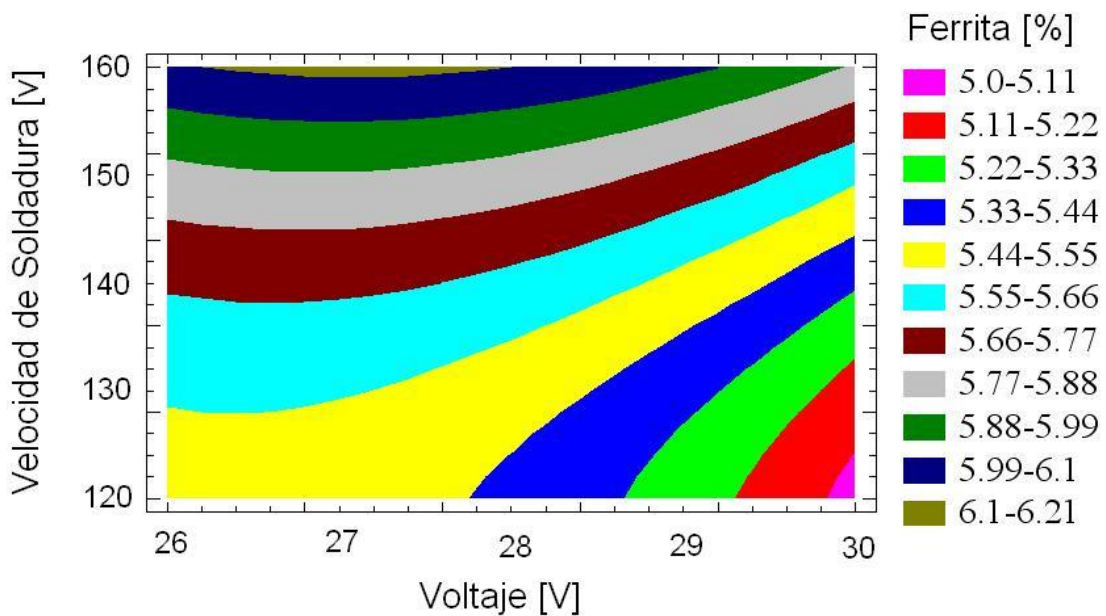


Figura 4.9 Efecto del voltaje y velocidad de la soldadura con respecto al porcentaje de ferrita

Como se dijo anteriormente, el contenido de ferrita es un indicador común del modo de solidificación. Por muchos años se han desarrollado varios modelos que han intentado asegurar la predicción del contenido de ferrita en la soldadura de los aceros inoxidable. Para lo anterior, se han propuesto diagramas basados en la composición de la aleación, tomando en cuenta dos factores, el cromo equivalente y el níquel equivalente. Los elementos de aleación que influyen en la estructura de la misma forma que el cromo, se llaman estabilizadores de ferrita y forman parte de la ecuación de cromo equivalente, mientras que aquellos que estabilizan de forma similar al níquel se llaman estabilizadores de la austenita y entran en la expresión de níquel equivalente. Dichos diagramas muestran los niveles de ferrita en función del contenido de los elementos de aleación en el cordón de soldadura.

Los resultados del porcentaje de ferrita pueden ser determinados usando el diagrama de Balmforth [48] de la figura 4.10, donde sustituyendo los valores de la composición química del metal de aporte, ver tabla 3.4, en las ecuaciones 4.3 y 4.4 de níquel y cromo equivalentes, se tiene:

$$Ni_{eq} = Ni + 35 C + 20 N = 4 + 35 (0.04) + 20 (0.12) = 7.8 \% Ni \dots\dots\dots Ec. 4.3$$

$$Cr_{eq} = Cr + 2 Mo + 10 (Al + Ti) = 12.5 + 2 (0.4) + 10 (0) = 13.3 \% Cr \dots\dots\dots Ec. 4.4$$

El diagrama de Balmforth fue desarrollado para predecir el contenido de ferrita en la microestructura de los aceros inoxidable martensíticos. Ubicando en el diagrama las coordenadas anteriores se observa que la aleación tipo 414 puede llegar a tener un contenido de ferrita menor del 10%, esto es posible de lograr, seleccionando la velocidad de enfriamiento y el aporte térmico adecuado.

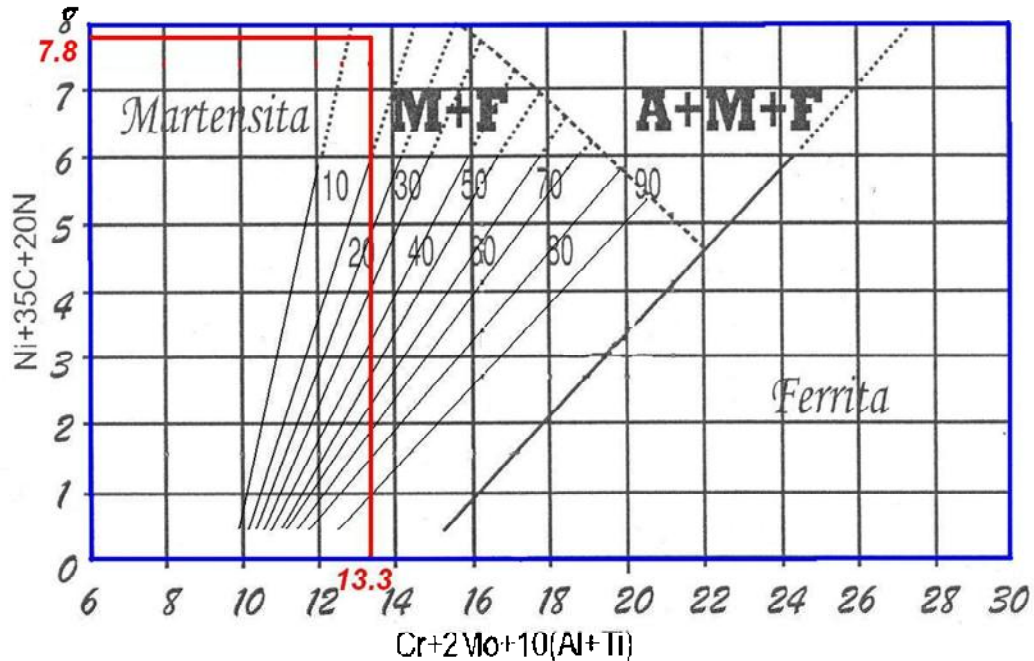


Figura 4.10 Diagrama de Balmforth

Un estudio hecho por Serdar, Atamert y J. K. Stekly [2], muestra la influencia del aporte térmico, cuando la velocidad de enfriamiento disminuye, la austenita transforma en ferrita y carburos, resultando en depósitos suaves con contenidos de ferrita superiores al 10%, de igual manera, cuando la velocidad de enfriamiento aumenta se encontró una microestructura martensítica con menos del 10% de ferrita, resultados similares a los obtenidos en la presente investigación como se puede observar en las figuras 4.11, 4.12 y 4.13.

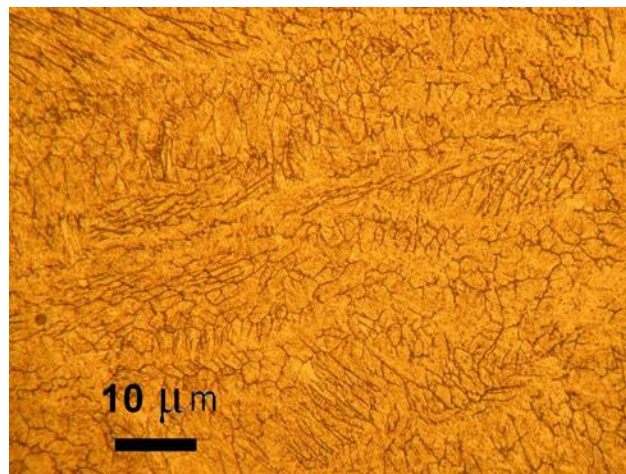


Figura 4.11 Contenido de ferrita 4.97% para aporte térmico alto (2.7KJ/mm), ensayo 7 (200X)

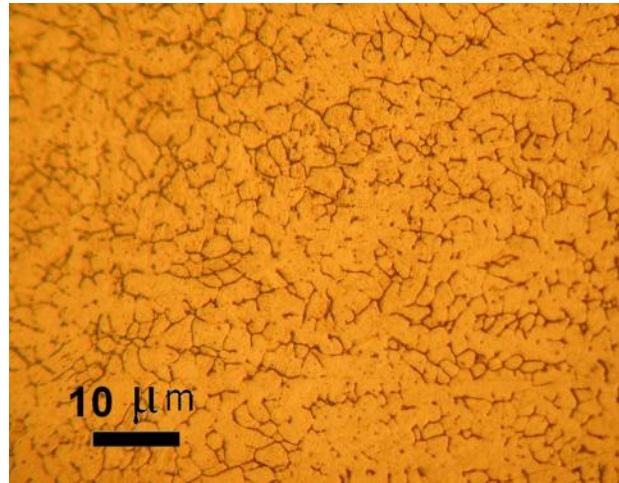


Figura 4.12 Contenido de ferrita 5.44% para aporte térmico medio (2.16KJ/mm), ensayo 5 (200X)

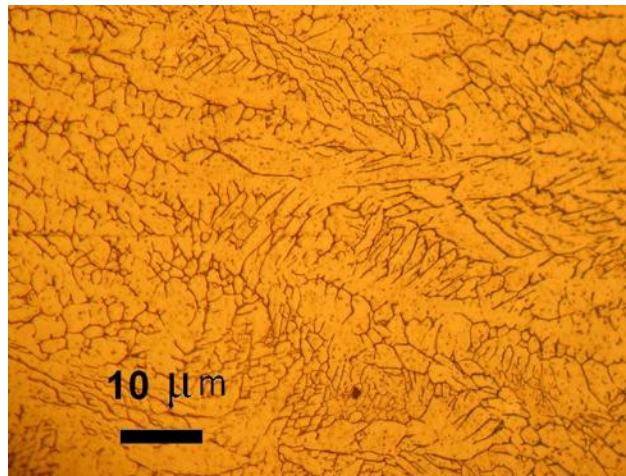


Figura 4.13 Contenido de ferrita 6.08% para aporte térmico bajo (1.75KJ/mm), ensayo 3 (200X)

Como se puede observar, los resultados obtenidos del contenido de ferrita están determinados por los aportes térmicos empleados en cada ensayo, en la figuras 4.11, 4.12 y 4.13 se muestra la microestructura martensítica para el aporte térmico alto, medio y bajo empleados, de igual manera se presentan los porcentajes de ferrita obtenidos, donde se puede observar que con un alto aporte térmico empleado se obtiene la menor cantidad de ferrita y con un bajo aporte térmico el porcentaje de ferrita es mayor.

4.7 Resultados de Máquina Experimental al Aplicar Ciclos Térmicos

Los tiempos de calentamiento y enfriamiento calculados para cada ciclo térmico fueron determinados mediante experimento y fueron introducidos al software de la máquina de fatiga térmica [42]. El tiempo de entrada al horno para el calentamiento de las probetas fue de 29 segundos y el tiempo de salida del horno para el enfriamiento fue de 23 segundos, como se muestra en la figura 4.14.

Para el cálculo de la tasa media de calentamiento y enfriamiento, se utilizaron los tiempos de entrada y salida de las probetas al horno, y la temperatura promedio para el calentamiento, lo mismo aplica al enfriamiento. Esta temperatura promedio se calculó en base a la estabilización de los ciclos térmicos como se muestra en la figura 4.15, y se determinó en base a la lectura de la tarjeta de adquisición de datos donde se tomaron los valores extremos correspondientes a 1 ciclo térmico, siendo la diferencia 52.5°C siendo ésta la temperatura promedio.

Como resultado se tiene que la tasa media del calentamiento fue de 1.8°C/s y la tasa media de enfriamiento fue de 2.2°C/s para cada ciclo térmico aplicado.

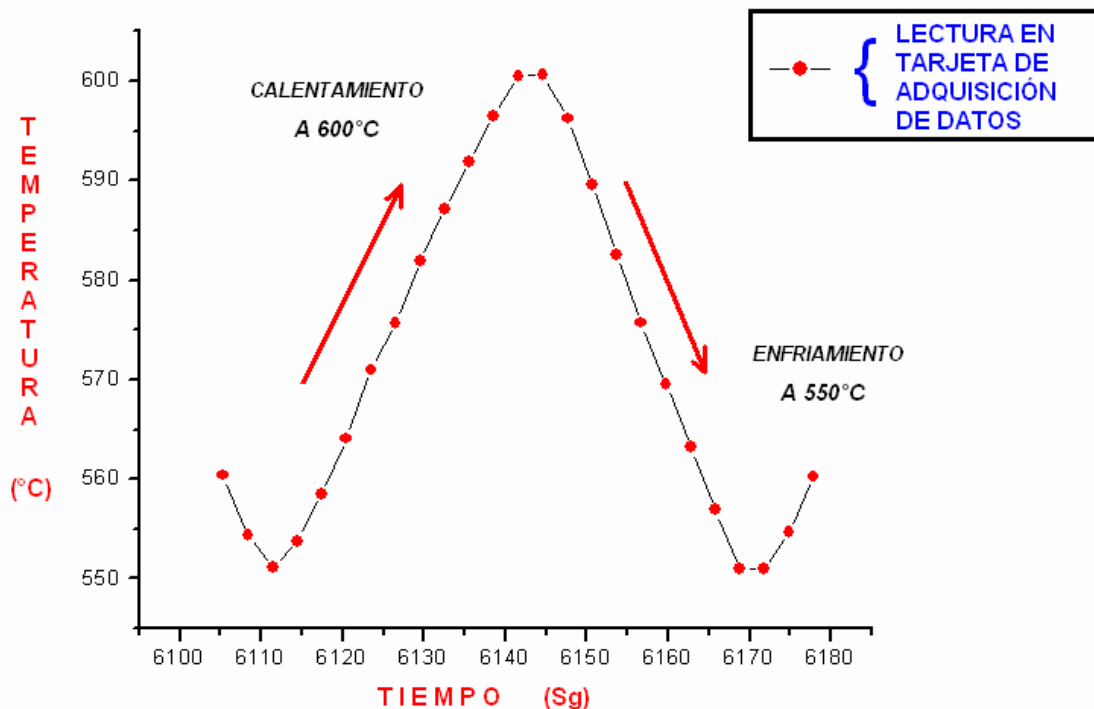


Figura 4.14 Calentamiento – enfriamiento para 1 ciclo térmico

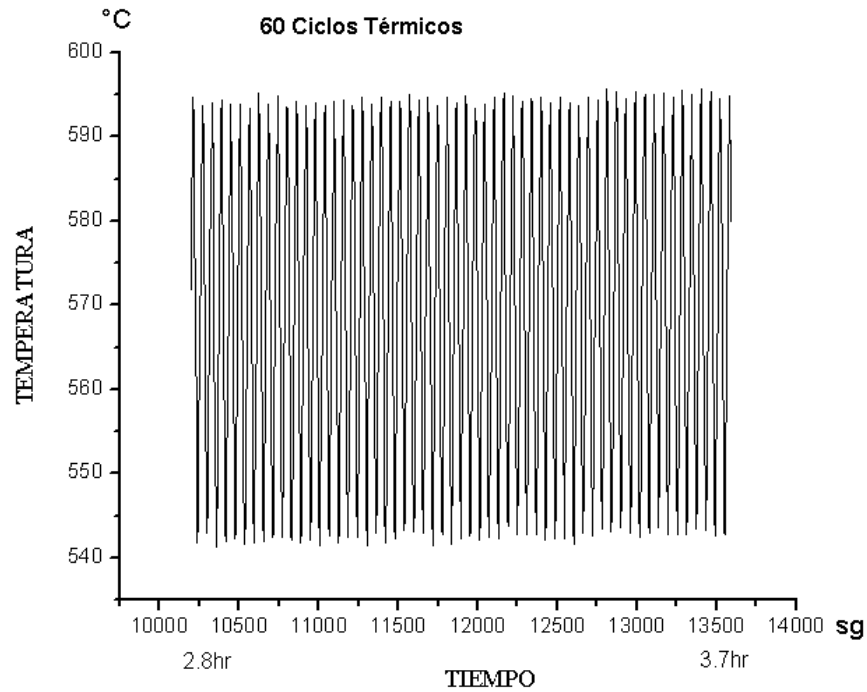


Figura 4.15 Estabilización de ciclos térmicos

Debido a las dificultades operativas de manejar altas temperaturas en el horno abierto, a la inestabilidad del voltaje, al clima y temperatura del medio ambiente, se fijaron rangos de $\pm 10^{\circ}\text{C}$ para cada límite de temperatura, esto es, 550 y $600 \pm 10^{\circ}\text{C}$.

En la figura 4.15 se muestran los resultados gráficos en función de la temperatura y el tiempo, para la aplicación de los ciclos térmicos donde se observa una estabilidad correcta dentro de los límites de temperatura de los ciclos térmicos aplicados.

4.8 Análisis de Aplicación de Ciclos Térmicos

En el diagrama de transformación (TTT) para un acero inoxidable tipo 414 se representan los ciclos térmicos aplicados y se observa en la figura 4.16 la permanencia a la temperatura de 550 y 600°C y el tiempo correspondiente a las etapas de aplicación de 100, 1000 y 2000 ciclos térmicos.

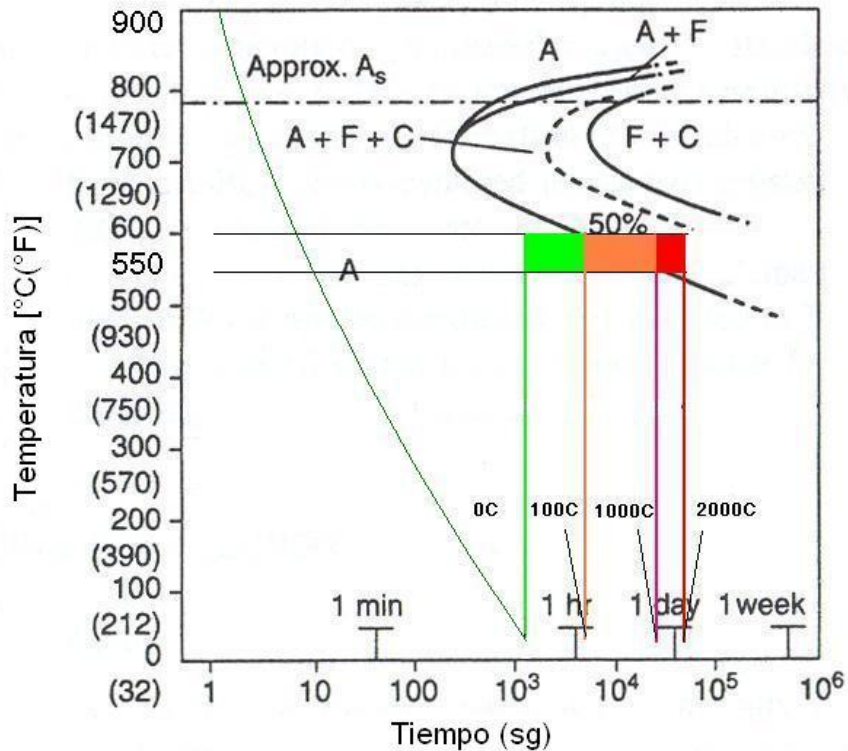


Figura 4.16 Diagrama de transformación correspondiente a la aleación tipo 414

Las fases obtenidas después de aplicados los recargues en la etapa sin ciclos térmicos queda conformada con 5.49% de ferrita en promedio en la matriz martensítica como se observa en las figuras 4.11, 4.12 y 4.13. La martensita puede presentar una gran variedad de morfologías dependiendo de la composición química de la aleación, las tres morfologías más comunes son la lenticular, acicular y de listón. En este caso, debido a los elementos presentes en la aleación 414N se obtiene una estructura martensítica de listón como se muestra en la figura 4.17a. La transformación martensítica tiene la habilidad para conferir un alto grado de resistencia en los aceros. Existen varios mecanismos responsables de la alta resistencia, aunque al parecer los más importantes son el endurecimiento por solución sólida intersticial y endurecimiento por subestructuras [45].

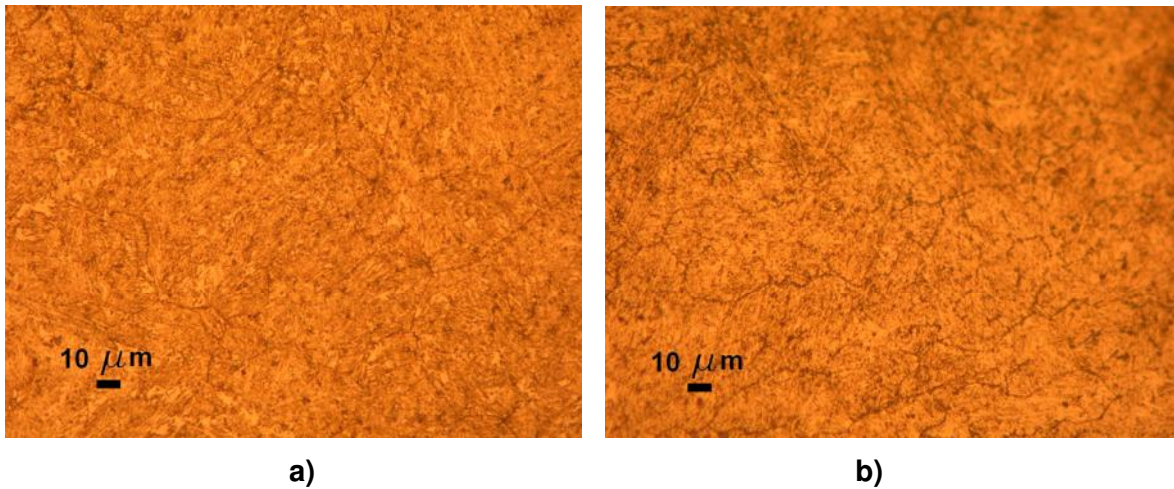


Figura 4.17 Estructura de la aleación 414N a 500X, a) Sin Ciclos Térmicos, b) Con 100 Ciclos Térmicos

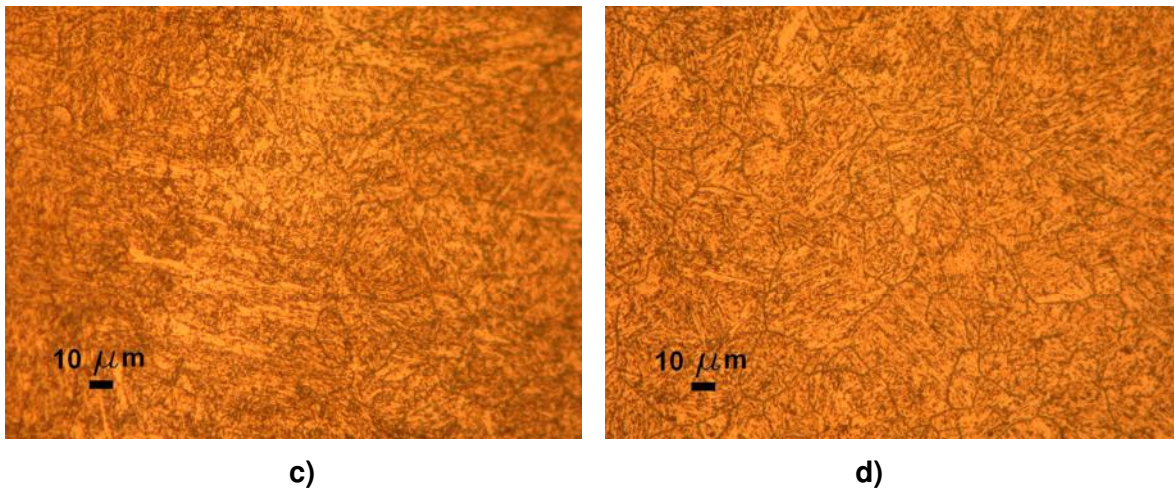


Figura 4.18 Estructura de la aleación 414N a 500X, c) Con 1000 Ciclos Térmicos, d) Con 2000 Ciclos Térmicos

Para la etapa de 100 ciclos, como se observa en la figura 4.17b, se tiene una matriz martensítica revenida con una disminución de dureza y, como se verá más adelante, una mejora en la resistencia al impacto, como se sabe, uno de los objetivos del revenido es relajar las tensiones internas para mejorar la resistencia al impacto, además, la martensita de listón tiene las mejores propiedades mecánicas de todas las diferentes morfologías exhibidas por las diferentes martensitas. Tendencia similar ocurre, como se verá más adelante, al analizar estas propiedades con las etapas de 1000 y 2000 ciclos donde la matriz predominante es martensita revenida, como se observa en la figura 4.18.

4.9 Resultados del Ensayo de Dureza

La dureza es una propiedad de los materiales que depende de la composición química y de la estructura que éstos posean. En este trabajo debido a los elementos presentes en la aleación se tienen altas durezas, las cuales se miden en el material base, en la zona afectada térmicamente, en la zona del recubrimiento intermedio 430 y en la zona del recubrimiento 414N, como se muestra en la figura 4.19.

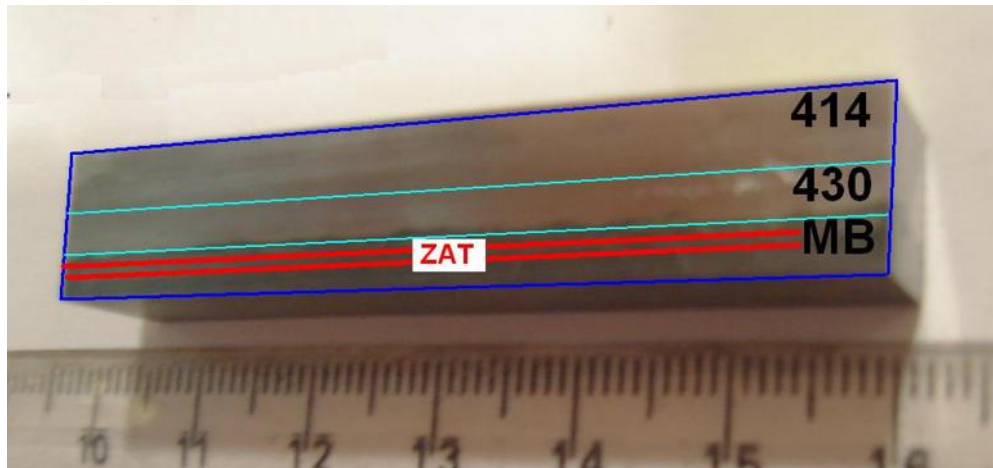


Figura 4.19 Zonas donde se realizó el barrido de dureza

En la figura 4.20 se muestran las 9 probetas que corresponden a los 9 ensayos respectivamente, donde se muestra la aplicación de la serie de 1000 ciclos de carga térmica, y donde se observa que la zona superficial del recargue permanece libre de impurezas, no así la zona superficial del metal base donde se formó una fina capa de óxidos.



Figura 4.20 Probetas después de 1000 ciclos térmicos

En tabla 4.2 se muestran los resultados obtenidos. Donde todos los valores son el resultado de un promedio de 8 mediciones.

Tabla 4.2 Resultados del ensayo de dureza en HRC

# de Ensayo	Zona Evaluada	0 Ciclos	100 Ciclos	1000 Ciclos	2000 Ciclos
1	414 N	56.75	45.87	50.87	51.41
	430 N	57	48.83	51.5	54.75
	ZAT	53.25	49.62	50.62	53.41
	MB	51	42.75	47.25	51.5
2	414 N	57.25	48.12	52.12	51.91
	430 N	56.75	50.50	52.25	53.91
	ZAT	52.62	50.62	51.75	50.41
	MB	47.5	42.12	46.62	49.33
3	414 N	54.62	47.62	51.87	52.41
	430 N	59.37	50.25	53.37	53.75
	ZAT	54.25	51.75	52	51.83
	MB	47.12	44.37	48.5	50.75
4	414 N	55.5	52.25	52.25	51.83
	430 N	60.12	47	53.62	52.75
	ZAT	52.5	50.62	52.25	50.91
	MB	47.62	52	47.5	50.33
5	414 N	57	52.37	51	52.16
	430 N	61.25	52.62	53.62	52.16
	ZAT	55.75	52	51.62	48.75
	MB	49.62	51.87	45.75	48.66
6	414 N	54.5	53.5	51.5	52.41
	430 N	61.25	51.75	46.87	54.41
	ZAT	52.87	53.5	50.5	51.5
	MB	49.87	53	41.62	49.5
7	414 N	58	52.12	49.5	53.41
	430 N	57.75	51.37	49.75	53.33
	ZAT	55.87	51.87	51.25	51.91
	MB	47.37	52.12	46.62	51.33
8	414 N	56.25	53.25	50.87	54.25
	430 N	58.62	51.37	51.37	53
	ZAT	52.25	52	51.62	49.5
	MB	46.25	51.5	45.37	49.08
9	414 N	58.25	53.62	54	52.16
	430 N	60.75	51.37	54.37	54.33
	ZAT	54	50.87	51.87	52.66
	MB	49.87	53.25	45.25	48.5

El rango de dureza que indicado por la literatura consultada [43] para la aleación 414 N sin ciclos térmicos es de 50 - 57 RC y los valores obtenidos en las 9 probetas sin ciclos térmicos muestran que se obtuvieron valores similares de la dureza que la que marca la literatura ya que el promedio de los 9 ensayos es de 56.5 RC.

Al hacer el análisis del comportamiento de la dureza en la aleación 414 N en función de los ciclos térmicos aplicados, se observa que el promedio de los 9 ensayos presenta una disminución de dureza del 9.8% al aplicar 100 ciclos.

Estudios realizados por la Lincoln Electric Company [25], sobre aleaciones de acero inoxidable martensíticos usados en recubrimientos de rodillos de colada continua, muestran el efecto del tratamiento térmico posterior a la soldadura sobre las propiedades del material, en estos estudios se muestran los resultados de dureza al aplicar el tratamiento térmico durante 2 horas a varios rangos de temperatura, observándose una reducción en la dureza a cualquier temperatura del tratamiento térmico posterior a la soldadura, resultados similares a los obtenidos en la presente investigación al aplicar la etapa de 100 ciclos térmicos, mostrados en las figuras 4.21, 4.22 y 4.23.

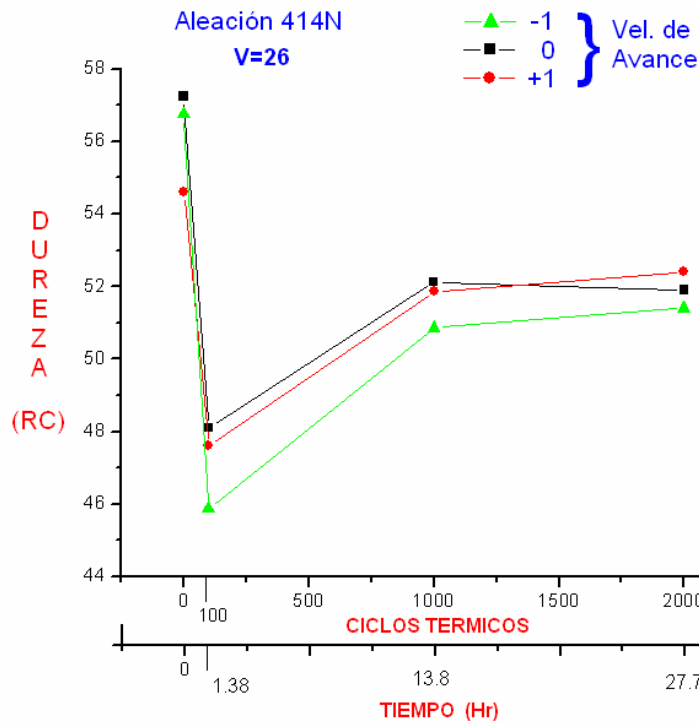


Figura 4.21 Efecto de los ciclos térmicos sobre la dureza en aleación 414N, 26 Voltios

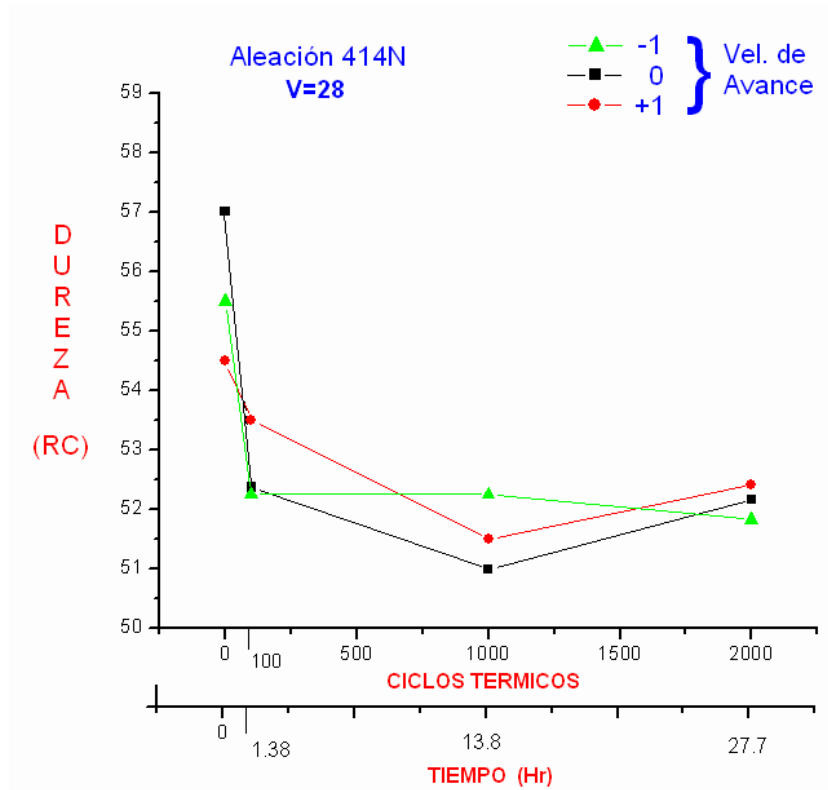


Figura 4.22 Efecto de los ciclos térmicos sobre la dureza en aleación 414N, 28 Voltios

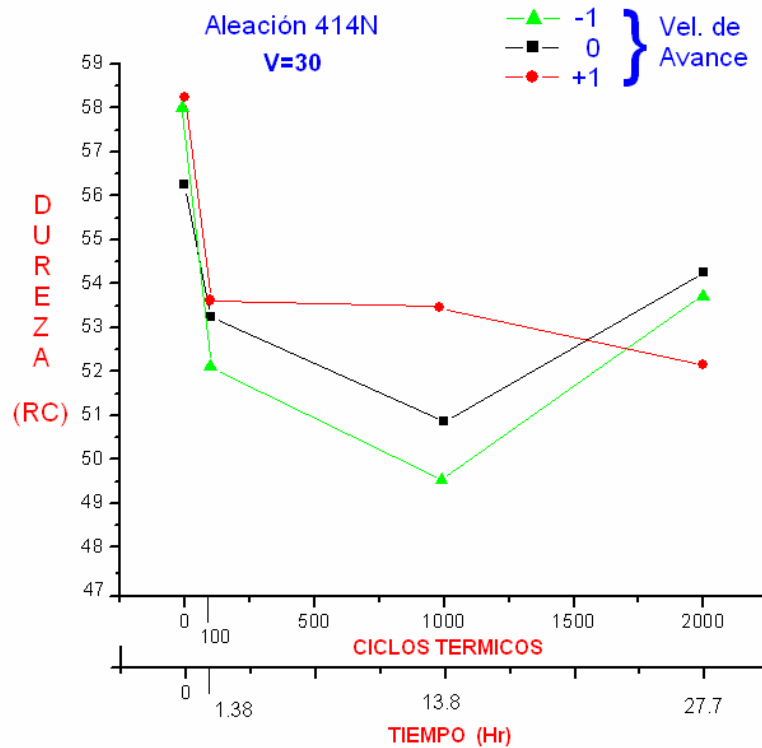


Figura 4.23 Efecto de los ciclos térmicos sobre la dureza en aleación 414N, 30 Voltios

Estudios realizados por la Welding Alloys Panamericana [3], sobre la aleación tipo 414N muestra el efecto del tiempo de permanencia de 14 horas de esta aleación, a la temperatura de 550°C encontrándose una reducción de dureza del 10.9%, comportamiento similar al encontrado en la presente investigación ya que el promedio de reducción de dureza para los 9 ensayos de la etapa de los 1000 ciclos térmicos, con un tiempo de permanencia de 13.8 horas, es del 8.7%, reducción que no presenta gran relevancia en comparación con otro tipo de aleación, por ejemplo, en los estudios realizados por Welding Alloys Panamericana se aplicó de manera análoga una permanencia de 10 horas a la misma temperatura a la aleación inoxidable martensítica tipo 420 encontrándose una reducción del 43.4%.

Para la etapa de 2000 ciclos térmicos, que representa una permanencia de 27.7 horas, se observa un promedio en la disminución de dureza del 6.5% con respecto de los resultados sin ciclos térmicos, tendencia similar a la obtenida en la etapa de 1000 ciclos.

4.10 Resultados del Ensayo de Impacto Charpy

La tenacidad fue evaluada aplicando el ensayo de impacto Charpy en la zona superficial del recargue 414 N como se muestra en la figura 4.24, donde la entalla fue aplicada debido a que esta zona se encuentra en contacto con el rodillo de colada continua estando propensa a desgaste y diversos mecanismos de falla [2].

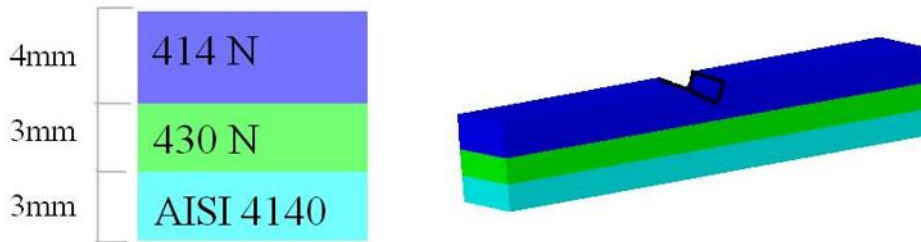


Figura 4.24 Entalla aplicada en el recargue 414 N

Los resultados del ensayo charpy mostrados en la tabla 4.3, muestran el valor máximo de energía absorbida al aplicar la etapa de 100 ciclos, de igual manera se puede observar, en la tabla 4.2 que la dureza obtenida en esta etapa de ciclaje térmico presenta la mayor disminución de dureza.

Tabla 4.3 Energía absorbida del ensayo de impacto a temperatura ambiente en Joules

# de Ensayo	PROBETA SIN CICLOS	PROBETA CON 100 CICLOS	PROBETA CON 1000 CICLOS	PROBETA CON 2000 CICLOS
1	22	36	26	31
2	22	28	24	32
3	17	30	29	40
4	16	32	20	24
5	16	38	21	30
6	18	32	26	32
7	12	32	22	23
8	18	37	15	22
9	16	34	24	28

El valor de la resistencia al impacto que debe de cumplir este tipo de aleación y que nos presenta la literatura consultada [44] para la aleación 414 N sin ciclos térmicos es de 15 joules a temperatura ambiente, y los valores obtenidos en los 9 ensayos sin ciclos térmicos muestran que se obtuvieron valores similares que los que marca la literatura ya que el promedio de los 9 ensayos es de 17.4 Joules. En las figuras 4.25, 4.26 y 4.27 se muestran el efecto de los ciclos térmicos en la energía absorbida.

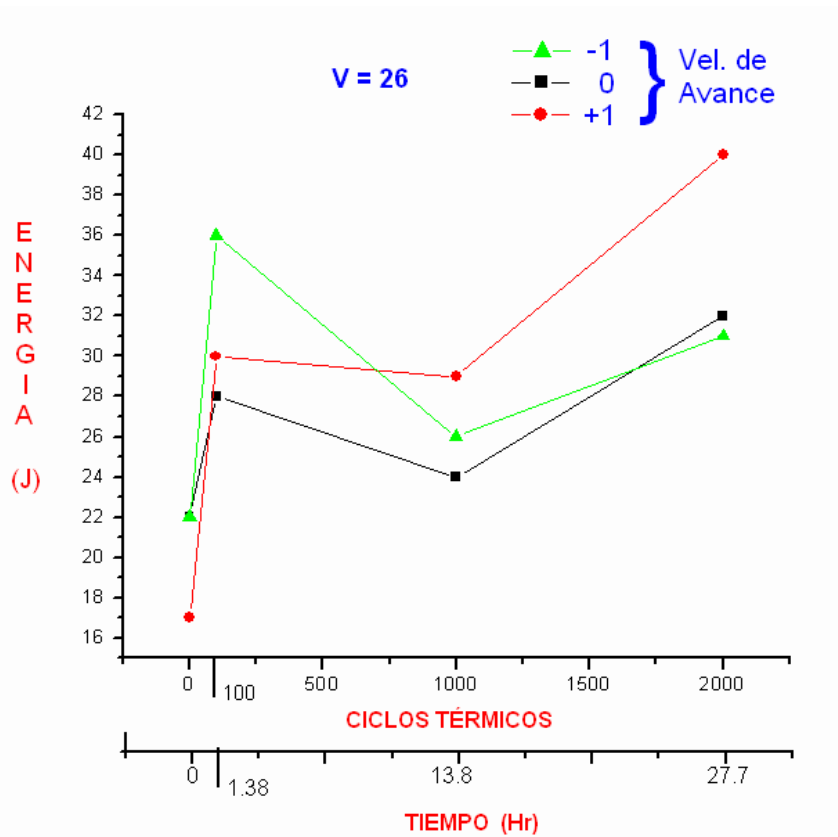


Figura 4.25 Energía absorbida al impacto en función de los ciclos térmicos, 26 Voltios

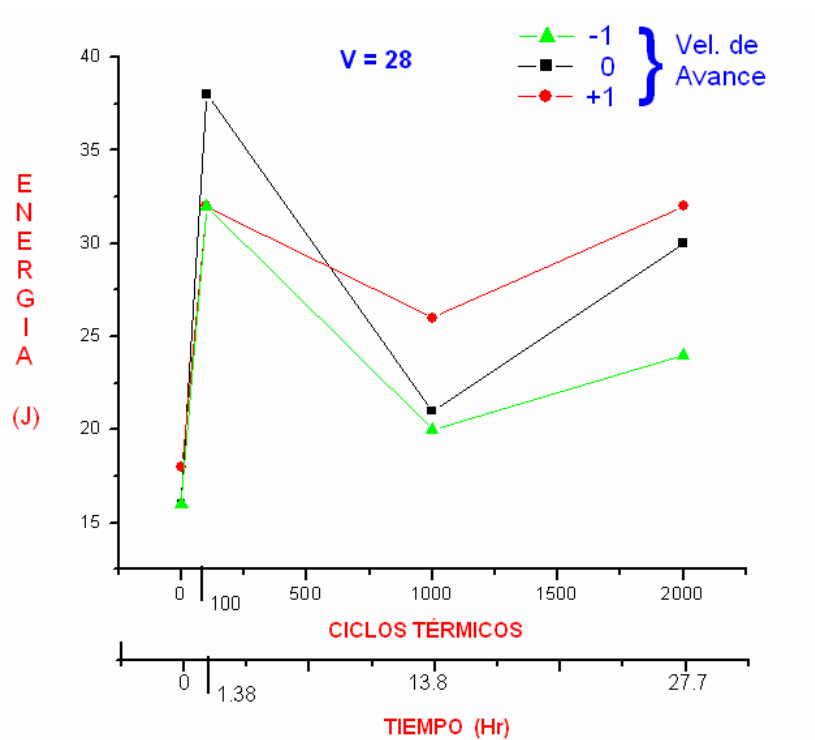


Figura 4.26 Energía absorbida al impacto en función de los ciclos térmicos, 28 Voltios

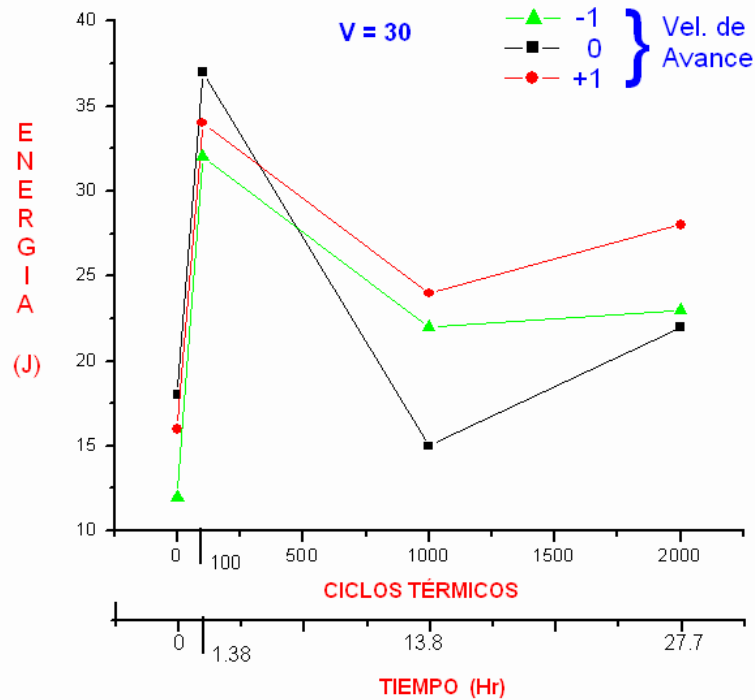


Figura 4.27 Energía absorbida al impacto en función de los ciclos térmicos, 30 Voltios

Como se mencionó anteriormente, en la etapa de aplicación de 100 ciclos térmicos se obtiene la máxima resistencia al impacto ya que el aumento en magnitud es del 89.5% con respecto de los resultados sin ciclos térmicos, al aplicar la etapa de 1000 ciclos el incremento es del 32% y en la etapa de 2000 ciclos térmicos el incremento en la resistencia al impacto es del 67.3%. Es bien sabido, que un material con tenacidad pobre está potencialmente sujeto a sufrir fractura frágil catastrófica bajo cargas dinámicas, de igual manera, un material carente de ductilidad es propenso a repentinas fallas catastróficas.

Como se observa en los resultados obtenidos para la etapa sin ciclos térmicos se tiene un material frágil, la resistencia al impacto es baja y la dureza es alta, sin embargo, debido a la permanencia térmica en la etapa de aplicación de 100 ciclos se obtiene alta resistencia al impacto inducida por una reducción de esfuerzos residuales y una estructura martensítica revenida. Se observan tendencias similares para las tres etapas de aplicación de ciclos térmicos, hay disminución en la dureza y un aumento en la resistencia al impacto.

CAPITULO 5. CONCLUSIONES

1. Se diseñó y modificó un dispositivo que permite el control y la aplicación de ciclos térmicos en materiales metálicos y soldadura de recargue. El funcionamiento de este dispositivo tiene la ventaja de que es automático una vez puesto en marcha.
2. Con el procedimiento obtenido para la aplicación de los 100, 1000 y 2000 ciclos térmicos para las tres etapas respectivas, se logró que el equipo en operación mantenga las probetas dentro de los límites de temperaturas de calentamiento y enfriamiento de 550 y $600 \pm 10^\circ\text{C}$.
3. Según el comportamiento del coeficiente de dilución, se observa que éste depende del nivel de aporte térmico utilizado en la soldadura, por lo que la utilización de los parámetros recomendados por la literatura (donde es un valor constante debido a que no toman en cuenta el aporte térmico) puede dar como resultado porcentajes de ferrita diferentes a los indicados por el diagrama de Balmforth.
4. Se determinó la expresión (4.1) así como el diagrama correspondiente (figura 4.7), que permiten obtener en dependencia del aporte térmico, el coeficiente de dilución para el caso de recargues sobre acero AISI 4140, mediante el proceso FCAW y de esta manera, predecir con precisión la estructura en la zona fundida mediante el uso del diagrama de Balmforth.
5. Se comprueba que el contenido de ferrita del recargue depende tanto de la composición química como del aporte térmico, por lo que se demuestra que los diagramas convencionales tienen limitaciones para determinar con precisión el volumen de dicha fase.

6. El comportamiento de las propiedades de dureza e impacto, así como de la estructura obtenida en las tres etapas de aplicación de ciclos térmicos, indican propiedades superiores de la aleación 414N con respecto de aleaciones convencionales utilizadas en el recubrimiento de rodillos, ya que la ligera disminución de dureza y el incremento de la resistencia al impacto proporcionando indica que el material tiene buena ductilidad con alta tenacidad.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Welding Alloys USA. www.welding-alloys.com/usa/steel.html. Consultado 16/10/06
2. S. Atamert, J. K. Stekly, "Recent Developments in Roll Cladding Materials and Techniques by Arc Welding", Steel World, Vol. 1, Number 2.
3. Welding Alloys England "The 400N Series Open Arc Welding Wires"
4. P. Dominguez, J.R. Ceballos, F. Lagunes, "Aleaciones Hierro-Carbono, el efecto en ellas de los elementos agregados" Revista Moldeo y Fundición, #169, Febrero 2006.
5. C. Hojerslev, "TOOL STEELS", Riso Nacional Laboratory, Roskilde (2001).
6. F. Winkler, G. Rabensteiner, "Aspectos Metalúrgicos y Tecnológicos en el Soldeo de los Aceros Inoxidables, Soldadura y Técnicas de Unión", Asociación española de Soldadura y tecnologías de Unión, pag. 20-47.
7. P. J. Withers, H. K. D. H. Bhadeshia, "RESIDUAL STRESS PART 1- MEASUREMENT TECHNIQUES". Journal of Material Science and Technology, 17 (2001) 355-365. Ed. ELSEVIER.
8. L. H. Lee, Y. S. Lee, J. Choi, J. H. Kang , "THE PREDICTION OF ELASTIC DEFORMATION FOR COLD FORGING DIE". Korea Institute of Machinery and Materials.
9. T. J. Broskea, "PCBN TOOL FAILURE MODE ANALYSIS". GE Superabrasives. Canada (2001)
10. American Society of Materials, "ENGINEERING PROPERTIES OF STEELS". USA (1999)
11. H. K. D. H. Bhadeshia, "COURSE MPIO, PROCESS MODELLING".
12. J. Godinez, "ESTUDIO METALÚRGICO DEL ACERO AISI H-13 REFUNDIDO POR EL PROCESO DE ARCO AL VACIO", Tesis de Maestría, Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, UMSNH. México (1998).
13. Dave Wright Welding, "TOOL STEELS (SERVICE CATALOGUE)". USA (2001)
14. S. J. Dowey, J. Zhang, E. D. Doyle, A. Matthews. , "LIFE ANALYSIS OF COATED TOOLS USING STATICAL METHODS". Surface and Coatings Technology Journal, 116-119 (1999) 654-661. Ed. ELSEVIER.
15. Metals Handbook, Vol. 5, Surface Clearing, Finish and Coating, ASM 8th, pp 366-370.
16. Robert H. Unger, International Advanced in Coatings Thechnology, 1998, pp 365-368.
17. Charles P. Howes, "Thermal Spraying: Processes, Preparation, Coatings and Applications", AWS Welding Journal, April 1994, Num. 4, pp 47-51.
18. Welding Alloys, Catalogue; Cored Welding Wires: An Evolving Range of Products.
19. American Society of Metal: "Welding, Brazing and Soldering", Metals Handbook, Vol. 6, 9a Ed. 1983, pp 771-819.
20. Manuel Cabrera C., Sergio Estay V. (2003) Procesos de Unión de Materiales, Dpto. de Ciencias de los Materiales, LPI – Modulo de Soldadura.

21. R. L. O'Brien, Manual de Soldadura, Tomo 1, 8ª Edición, American Welding Society.
22. Manual de Soldadura Indura, Santiago de Chile.
23. J. F. Oliveiros Santos, L. Quintito, Introducción a la Tecnología de la Soldadura, Procesos de Soldadura, Vol. 1, Instituto de Soldadura Equalidade Rua Tomas de Figueiredo.
24. Manuel R. P., Mayo 2003. Fundamentos Tecnológicos y Metalúrgicos para la Soldadura de los Aceros Inoxidables. Centro de Investigaciones de Soldadura, Universidad Central de las Villas, Cuba. IIM.
25. J. C. Lippold, D. J. Kotecki, "Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels" Editorial Wiley, 2005.
26. Mario González. Aceros Inoxidables, Curso de Metalurgia Física, Ing. Mecánica - Ing. Naval. Octubre 2002.
27. <http://html.rincondelvago.com/aceros-inoxidables.html>
28. <http://www2.ing.puc.cl/~icm2312/apuntes/materiales/materials6-2.html>
29. J. Benard A., Michel J. Philibert, "Metalurgia General" Ed. Hispano Europea Barcelona,.
30. Case Western Reserve University. Metal and Coating Improvements Tarjet Increased Life-Span and Reduced Cost of Permanent Molds. American Foundry Society 2000.
31. Case Western Reserve University, Die Life Extension Research Leading To Significant Savings in Die Replacement Costs.
32. Santillan M. G. "Diseño de un Proceso para la Evaluación del Fenómeno de Fatiga Térmica en Uniones Soldadas", IIM – UMSNH. 2004.
33. LECO Corporation, Metallographic Principles and Procedures, 1997.
34. American Society for Metals, Metals Handbook, Vol. 9. Metallographic and Microstructures, ASM, 1998.
35. Prieto, J., Ruiz, E. Welding Alloys Panamericana S.A. de C.V.
36. Centro de Investigación y Desarrollo Tecnológico en Electroquímica, S.C. (CIDETEQ) Querétaro. www.cideteq.mx
37. Annual Book ASTM. Sección 3. Vol. 03.01. E 23 – 00. pp 138 – 161. July 2001.
38. SigmaScan Pro, Image Analisis, Versión 5.0.0 (Build Number 3981) Copyright 1987 – 1999.
39. P. Marshall, austenitic Stainless Steel, Microestructure and Mechanical Properties, 1984, London, Elsevier.
40. STATGRAPHICS Plus for Windows 4.1, Profesional Version, Copyright 1994 – 1999 by Statistical Graphics Corp.
41. L. J. Yang, R. S. Chandel, M. J. Bibby; The effects of Process Variables on the Weld Deposit Area of Submerged Arc Welds, Welding Journal, Vol. 72, Num. 1 January 1993.
42. Huape P. E. "Modificación y Puesta en Marcha de una Maquina para el Ensayo de Fatiga Térmica", Tesis de Licenciatura. IIM – UMSNH. Agosto 2006.
43. In – Situ Test Result for Rebuilding Work of Concast Rolls Done by Voest Alpine and Welding Alloys Korea. May 1994.

44. J. K. Stekly, S. Atamert “Nitrogen Bearing 400 Series Alloys for Cladding Continuous Casting Rolls”, 36th Mechanical Working and Steel Processing Conference, 16 – 19 October 1994, Maryland, USA.
45. Mejía G. I. “Apuntes de Tratamientos térmicos”, Programa de Maestría en Metalurgia y Ciencia de los Materiales, IIM – UMSNH. Marzo 2005.
46. Gieck K. “Relaciones Electromagnéticas y Mecánicas”, Manual de Formulas Técnicas.
47. KJ STEEL AND ALUMINIUM S.A. DE C.V, Certificate of Test # 0025087.001 Chemical Analisis (%) Colada Heat 63553. 01/11/05.
48. Balmforth, M. C., and Lippold, J. C. 2000. A new ferritic-martensitic stanless steel constitution diagram, *Welding Journal*, 79 (12):339s-345s.
49. Castro, R., and Tricot, R. 1962. Etudes des transformations isothermes dans les aciers inoxydables semi-ferritiques a 17% de chrome, *Memoires Scientifiques de la Revue de Metallurgie*, Part 1, 59: 571-586; Part 2, 59:587-596.
50. D. L. Olson; Prediction of Austenitic Weld Metal Microstructure and Properties, *Welding Journal*, Octubre 1985.