



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLAS DE HIDALGO**

**INSTITUTO DE INVESTIGACIONES
METALURGICAS**

**“ESTUDIO DEL EFECTO DEL NITROGENO ADICIONADO AL
GAS DE PROTECCION MEDIANTE EL PROCESO DE
SOLDADURA GMAW, SOBRE UN RECARGUE DE ACERO
INOXIDABLE 410”**

TESIS

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

**PRESENTA:
ING. LUIS ADRIAN AVILA CRUZ**

**ASESOR:
DR. CUAUTHEMOC MALDONADO ZEPEDA**

**COASESOR:
ARIOSTO MEDINA FLORES**

MORELIA, MICHOACAN MARZO DE 2011



Morelia, Mich., Febrero 8 del 2011.



**INSTITUTO DE INVESTIGACIONES
METALÚRGICAS**

**C. ING. LUIS ADRIAN AVILA CRUZ
PRESENTE**

Esta Dirección del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, tiene a bien informar a usted que se aprueba el desarrollo y tema de tesis titulado:

***“ESTUDIO DEL EFECTO DEL NITROGENO ADICIONADO EN EL GAS DE
PROTECCION MEDIANTE EL PROCESO DE SOLDADURA GMAW,
SOBRE UN RECARGUE DE ACERO INOXIDABLE 410”***

Para presentar su examen de Grado de Maestría en Metalurgia y Ciencias de los Materiales.

La tesis se desarrollará de acuerdo al siguiente capítulo:

Índice General

Lista de figuras y Tablas

Resumen

Introducción

Justificación

Objetivos

Hipótesis

CAPITULO I. REVISION BIBLIOGRAFICA

CAPITULO II. PROCEDIMIENTOS EXPERIMENTAL

CAPITULO III. RESULTADOS Y DISCUSION

CAPITULO IV. CONCLUSIONES

Recomendaciones y Sugerencias para Trabajo Futuro

Referencias Bibliográficas

Anexos

Sin otro particular, me es grato saludarle muy cordialmente.

Atentamente

**DR. JOSE LEMUS RUIZ
DIRECTOR
INST. DE INVEST. METALURGICA**

U. M. S. N. H.



**INSTITUTO DE INVESTIGACIONES
METALÚRGICAS**

JLR/letg'

Agradecimientos.

A Dios, que me dio la oportunidad de vivir, de regalarme una familia maravillosa y la oportunidad de crecer como persona. Gracias Dios por rodearme de personas hermosas que día a día me demuestran su amor. Gracias Dios por tantas veces mostrarme tu existencia, y darme fuerzas para levantarme después de cada tropiezo.

A mi padre, por creer en mí, porque me dio todo lo que soy como persona, mis valores, mis principios y perseverancia, y todo ello con una gran dosis de amor y sin pedir nunca nada a cambio. Gracias porque me dio un gran ejemplo y un modelo a seguir

A mi madre, que me dio la vida y ha estado conmigo en todo momento, por esa gran humildad que me ha enseñado tanto, gracias por apoyarme y brindarme todo tu amor, tu eres la base de mi vida, y toda mi vida te estaré agradecido. Gracias por qué has velado por mi salud, mis estudios, mi educación, alimentación y bienestar. Mi triunfo es tuyo.

A mi hermano, por sus enseñanzas, por alentar mi camino. Le agradezco por estar a mi lado, ha compartido todos esos secretos y aventuras que solo se pueden vivir entre hermanos y que ha estado siempre alerta ante cualquier problema que se me puedan presentar.

Al Dr. Cuauhtémoc, por confiar en mí, gracias, por su tiempo, su apoyo, su valiosa colaboración y su amplio conocimiento, por su liderazgo y dinamismo, por su constante estímulo y por el apoyo profesional y emocional que siempre me brindó. Fue una verdadera satisfacción contar con la ayuda de tan excelente persona.

Al Dr. Ariosto, quien me alentó y estimulo a luchar por mis metas, gracias por su estímulo y paciencia, por orientarme y apoyarme durante este tiempo.

A mis amigos, que nunca dudaron que lograría este triunfo. Gracias por ser mi compañía, por ser como una familia para mí, por escucharme, por apoyarme, por estar conmigo en los momentos buenos, malos y peores, por ayudarme a salir adelante. Gracias por su valiosa ayuda y amistad, siempre estarán en mi corazón.

A mis profesores, quienes me enseñaron y estimularon a luchar por mis metas, quienes dispusieron de su ocupado tiempo para brindarme su apoyo y sus recomendaciones.

A mis sinodales, por su tiempo y por todo el apoyo brindado.

A el Instituto de investigaciones Metalúrgicas, por ser mi hogar y acogerme con gran cariño durante este tiempo, por darme todas las facilidades y permitirme terminar esta etapa de mi vida.

Y todos aquellos que hicieron posible la confección y elaboración de este trabajo.

Contenido

RESUMEN.....	8
JUSTIFICACION	10
OBJETIVOS	11
OBJETIVO GENERAL	11
OBJETIVOS ESPECIFICOS.....	11
HIPOTESIS.....	12
CAPITULO I. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA	14
1.1. Recubrimientos por soldadura o recargues	14
1.1.1. Propósitos de los recubrimientos.....	14
1.2. Tipos de materiales usados para los recargues.....	16
1.3. Aceros inoxidables.....	17
1.3.1. Definición.....	17
1.3.2. Principales ventajas de los aceros inoxidables.....	17
1.3.3. Clasificación de los aceros inoxidables.....	18
1.3.4. Aceros inoxidables ferríticos.....	19
1.3.5. Aceros inoxidables austeníticos.....	20
1.3.6. Aceros inoxidables martensíticos.....	21
1.3.7. Aceros inoxidables dúplex.....	22
1.3.8. Aceros inoxidables endurecidos por precipitación.....	23
1.3.9. Resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables.....	23
1.3.10. Corrosión: causas y remedios.....	25
1.3.11. Elementos de aleación en los aceros inoxidables.....	25
1.3.12. Influencia de los elementos de aleación en las propiedades de los aceros.....	25
1.3.13. Elementos formadores de carburos.....	29
1.3.14. La fase carburo en los aceros aleados.....	30
1.3.17. Elementos promotores de ferrita vs elementos promotores de austenita.....	33
1.3.18. Influencia de los elementos de aleación en la transformación martensítica.....	34
1.4. Aceros inoxidables al cromo Serie 400.....	35
1.4.1. Ferríticos y Martensíticos.....	35
1.4.2. Aceros inoxidables martensíticos.....	37
1.4.3. Acero inoxidable 410.....	39
1.4.4. Soldabilidad de los aceros inoxidables martensíticos.....	40
1.4.5. Agrietamiento por solidificación.....	41

1.4.6. Agrietamiento por recalentamiento.	41
1.4.7. Agrietamiento inducido por hidrógeno.....	41
1.4.8. Diagrama de Schaeffler.....	42
1.5. Metalurgia física y mecánica.....	43
1.5.1. Efecto del carbón en la expansión del campo de la fase austenita.	45
1.6. Metalurgia de la soldadura.	48
1.6.1. Zona de fusión.	48
1.6.2. Zona afectada por el calor ZAC.	49
1.6.3. Transformación de fase.	50
1.6.4. Tratamiento térmico post soldadura.	51
1.7. Aplicación de recubrimientos por Soldadura.	52
1.7.1. Tipo de Aplicación.	52
1.7.2. Criterio de Selección.	53
1.7.3. Electrodo Tubulares para Recubrimientos.....	53
1.8. Procesos de Aplicación de Recubrimientos.....	54
1.8.1. Proceso de Soldadura por Arco Sumergido (SAW).	55
1.8.2. Soldadura por Arco con Electrodo Revestido (SMAW).	56
1.8.3. Proceso de Soldadura GTAW.	58
1.8.4. Proceso de Soldadura GMAW.	60
1.8.5. Spray Térmico.....	62
1.9. Ensayos Mecánicos.	63
1.9.1. Ensayo de Impacto Charpy.....	63
1.9.2. Ensayos de dureza.	65
1.9.3. Ensayo de dureza Vickers.....	68
1.9.4. Ensayo de microdureza.....	69
CAPITULO II. DESARROLLO EXPERIMENTAL.	72
Introducción.	72
2.1. Materiales de soldadura.....	72
2.1.1. Material base.	72
2.1.2. Metales de aporte.....	72
2.1.3. Gas de protección.	73
2.2. Procedimiento de soldadura.	73
2.2.1. Preparación del metal base.	73
2.2.2. Aplicación del enmantequillado.	74

2.2.3. Aporte Térmico.	74
2.2.4. Variables operativas del proceso de soldadura en el enmantequillado.....	75
2.2.5. Variables operativas para el recargue de acero inoxidable martensítico AISI 410. ..	76
2.3. Tratamiento térmico de envejecido.	76
2.3.1. Preparación de las probetas.	77
2.4. Caracterización mecánica del recargue.	79
2.4.1. Ensayo de impacto Charpy.	79
2.4.2. Medición de dureza.	80
2.5. Caracterización metalográfica del recargue.	80
2.5.1. Microscopía óptica.	80
2.5.2. Difracción de rayos X.....	81
2.5.3. Microscopía electrónica de transmisión.	82
CAPITULO III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.	85
Introducción.	85
3.1. Composición química del metal de recargue.	85
3.2. Microscopia Óptica.	86
3.2.1. Recargue en condición de soldadura.	86
3.2.2. Recargue con dos horas de revenido.	88
3.2.3. Recargue con doce horas de revenido.	89
3.2.4. Recargue con veinticuatro horas de revenido.....	91
3.3. Difracción de rayos X.	95
3.3.1. 0% N ₂ - 100%Ar.	95
3.3.2. 3% N ₂ - 97%Ar.....	97
3.3.3. 6% N ₂ - 94%Ar.	98
3.4. Microscopía Electrónica de Transmisión.....	100
3.4.1. Mezcla 0% N ₂ -100% Ar.....	100
3.4.2. Mezcla 3% N ₂ -97% Ar.	105
3.4.3. Mezcla 6% N ₂ -94% Ar.	109
3.5. Resultados de los ensayos mecánicos.	114
3.5.1. Influencia del nitrógeno en la energía absorbida al impacto.	114
3.5.2. Ensayo de microdureza Vickers.	117
CAPITULO IV. CONCLUSIONES.	120
Recomendaciones y Sugerencias para Trabajo Futuro.....	122
Referencias Bibliográficas.	123

RESUMEN

Los aceros inoxidable martensíticos de la serie 400, son utilizados en la industria del gas, tuberías de vapor, álabes de turbinas de vapor, los rodillos de colada continua y otras piezas de aplicación industrial. Debido a las condiciones de trabajo a los que está sometido el acero inoxidable martensítico, este puede ser reforzado para un mejor funcionamiento, ya que las condiciones a los que esta sometidos con el tiempo inducen la falla en el recargue y por consiguiente una reparación. Uno de los elementos que se puede agregar al acero inoxidable martensítico con la finalidad de mejorar el comportamiento mecánico del acero inoxidable es el nitrógeno.

Normalmente, se considera al nitrógeno como un elemento indeseable en el acero, pero bajo ciertas circunstancias el nitrógeno es un elemento de aleación. El nitrógeno se utiliza en los aceros inoxidable que tienen un alto contenido de cromo y molibdeno, para compensar su tendencia a formar la fase sigma. El nitrógeno es un elemento fuertemente gammágeno y puede sustituir en parte al níquel en los aceros inoxidable austeníticos. El nitrógeno como elemento de aleación, se puede agregar al acero mediante un ferromanganeso con alto nitrógeno, mediante manganeso electrolítico nitrogenado o bien en el fundente de un electrodo como el del proceso de soldadura de arco con electrodo tubular (Flux Cored Arc Welding, FCAW). En el presente trabajo de investigación uno de los objetivos es estudiar la problemática de la adición de nitrógeno mediante el gas de protección en la soldadura durante la aplicación del proceso de soldadura de arco metálico con protección gaseosa (Gas Metal Arc Welding, GMAW).

Al ocurrir la transformación austenita-martensita en el acero, el nitrógeno en solución sólida en la austenita (FCC) queda atrapado. Es muy difícil que el nitrógeno se mueva a nuevas posiciones. Al disminuir la temperatura, el nitrógeno puede quedar retenido en una solución sólida sobresaturada. Teniendo la tendencia a precipitar durante un enfriamiento lento, o cuando el acero se mantiene a una temperatura en la región de revenido por tiempos largos como los que se encuentran en aplicaciones como

las de un recargue en rodillos de colada. Sin embargo, su influencia sobre las propiedades mecánicas del acero aún no es muy clara.

De los resultados obtenidos con la adición de nitrógeno en tres concentraciones diferentes (0, 3 y 6%) en el gas de protección y aplicando un tratamiento térmico de revenido, se ha obtenido un cambio en las propiedades del recubrimiento, se incremento la dureza, así como la energía absorbida durante el impacto. Mediante microscopia se observo que la mayor parte del nitrógeno que entro como elemento de aleación formo precipitados y el resto entro en solución solida en la matriz martensítica.

JUSTIFICACION

- ❖ El acero AISI 410 tiene una elevada dureza, por lo que es muy utilizado en la aplicación de recargues.
- ❖ Por su disponibilidad y economía, los procesos de recargue con acero AISI 410 son muy utilizados. Pero se podrían mejorar sus propiedades a un bajo costo.
- ❖ La presencia de nitruros en la región de revenido cuando el acero se somete a ciclos térmicos no se encuentra bien estudiada, de manera que no se puede explicar el efecto de los compuestos de nitrógeno sobre las propiedades mecánicas del recargue.
- ❖ El efecto del nitrógeno como elemento de aleación adicionado como gas de protección en la soldadura de recargue de un acero inoxidable martensítico no ha sido estudiada con detalle.
- ❖ Existe escasa investigación sobre efecto del nitrógeno como elemento de aleación en aceros martensíticos.

OBJETIVOS

OBJETIVO GENERAL

Evaluar el efecto del nitrógeno disuelto en un recargue de acero inoxidable martensítico depositado sobre placas de acero estructural ASTM A-36. El nitrógeno es introducido a la pileta de soldadura de recargue en mezcla con el argón usado como gas de protección en el proceso de soldadura GMAW.

OBJETIVOS ESPECIFICOS

1. Determinar el efecto de los contenidos de nitrógeno de 0%, 3% y 6% en la atmósfera protectora de argón en la aplicación de un recargue de acero inoxidable martensítico.
2. Examinar la precipitación de nitruros y carbonitruros durante un tratamiento térmico de revenido con diferentes tiempos de permanencia.
3. Evaluación de las propiedades mecánicas mediante el ensayo de impacto Charpy y microdureza.
4. Caracterizar los precipitados mediante microscopía electrónica de transmisión (Transmission Electron Microscopy, TEM).

HIPOTESIS

“El nitrógeno al ser adicionado en el gas de protección mediante el proceso de soldadura GMAW modifica las propiedades de un acero inoxidable martensítico, formando martensita con nitrógeno en solución sólida intersticial y al ser sometido a un tratamiento térmico de revenido genera precipitados (nitruros y carbonitrúros), los cuales mejoran las propiedades mecánicas del acero.”

Capítulo I

CAPITULO I. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

1.1. Recubrimientos por soldadura o recargues.

Un recubrimiento por soldadura o recargue, es definido como el depósito disímil superficial aplicado para obtener las propiedades de las que carece el material [1]. Los recubrimientos duros de piezas de máquinas y equipos sometidos a desgaste son procedimientos, que datan de unos 70 años atrás. Con el advenimiento de los procesos de soldadura, se intentó restaurar las superficies desgastadas de las piezas de acero, algunas veces con éxito y otras insatisfactoriamente, situación que obligó a experimentar con metales y aleaciones que producían recubrimientos duros. La industria petrolera, minera y de construcción civil fueron los primeros en utilizar estos procesos. El éxito alcanzado motivo a una utilización cada vez más creciente en otros campos [3].

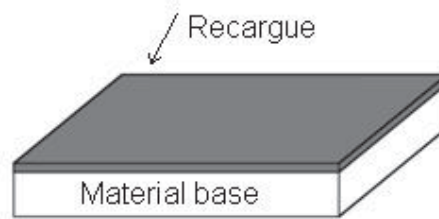


Figura 1.1.- Recargue o recubrimiento por soldadura.

Un recargue implica la deposición de aleaciones especiales en una parte metálica, mediante diversos procesos de soldadura, para obtener propiedades ante el desgaste o contra la corrosión mejoradas. El recargue, puede aumentar la resistencia del equipo a la abrasión e impacto, y en algunos casos, las aleaciones duras superficiales proporcionan resistencia mucho mayor que la pieza original.

1.1.1. Propósitos de los recubrimientos.

La soldadura de recargue es un método muy utilizado para hacer más funcionales superficies sometidas a desgaste severo, corrosión u oxidación, que en los últimos tiempos se transformó en un campo de gran aplicación y desarrollo tecnológico

tanto para la fabricación de nuevos componentes así como para su reparación (reponer metal en una herramienta desgastada) y la extensión de su vida útil dentro de las más variadas industrias [2].

El recargue para controlar el desgaste varía ampliamente, desde el desgaste por abrasión tal como la rotura y pulverización de rocas, hasta aplicaciones que requieren que el desgaste metal-metal sea el mínimo posible. De tal manera que el recargue ha llegado a ser uno de los más importantes factores de mantenimiento en la industria.

La principal causa de degradación de un material es el desgaste, el desgaste no viene a ser sino la remoción de partículas de la superficie de una pieza metálica por acción de fuerzas de fricción, combinada algunas veces con fuerzas de impacto y/o corrosión.

Los principales factores del desgaste son los siguientes:

- ❖ **Abrasión.** Originada por la acción de partículas abrasivas duras que bajo acción de cargas se mueven en la superficie de la pieza, creando surcos o canales por remoción de material más blando. El proceso de remoción se efectúa por uno de los siguientes mecanismos:
 - Cortante: ocurre en materiales dúctiles, cuando partículas con bordes agudos actúan formando virutas de metal.
 - Desconchado: cuando la superficie es dura y frágil, las partículas duras fracturan y desprenden el material en forma de astillas.
 - Labrado: se produce cuando partículas redondeadas actúan sobre superficies dúctiles produciendo deformación plástica y deposición de material en los bordes.
 - Erosión: causada por impactos de partículas sólidas a alta velocidad y determinado ángulo de incidencia.

- ❖ **Erosión.** Se produce por la acción cortante de partículas suspendidas en un medio fluido con alta energía cinética actuando bajo un determinado ángulo de impacto, cuyo daño al material puede verse acelerado por calor y corrosión.
- ❖ **Impacto.** Se traduce en la colisión de partículas sobre la superficie metálica que origina un debilitamiento de sus propiedades mecánicas, por alteración de la estructura cristalina superficial.
- ❖ **Corrosión.** Este mecanismo ocurre cuando se produce una reacción química o electroquímica. Y podemos considerar dos situaciones diferentes, el ataque químico directo en el cual los electrones abandonan el metal convirtiéndolos en cationes metálicos de un compuesto; y la corrosión electroquímica por acción de un electrolito y de otro metal que produzca una acción catódica, convirtiendo a la pieza metálica en parte anódica.
- ❖ **Shock térmico.** Este no es un factor que cause un desgaste directo, más bien es un factor coadyuvante a los otros mecanismos, que actúa acelerando la acción de los otros factores antes mencionados [3].

1.2. Tipos de materiales usados para los recargues.

Los problemas asociados a uniones disimiles son comúnmente encontrados en las operaciones de recubrimientos por soldadura, y deben de ser consideradas cuando se selecciona el tipo de material usado. Los materiales más comúnmente usados son los siguientes:

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

De los anteriores el más usado para recargues o recubrimientos por soldadura son los aceros inoxidables, por su elevada resistencia al desgaste y a la corrosión.

1.3. Aceros inoxidables.

1.3.1. Definición.

Los aceros inoxidables constituyen un grupo de aceros de alta aleación basados en los sistemas Fe-Cr, Fe-Cr-C y Fe-Cr-Ni. Para ser inoxidables, estos aceros deben contener un mínimo de 10.5 % de cromo. Este nivel de cromo permite la formación de un óxido pasivo (óxido de cromo) o capa pasiva en la superficie que previene la oxidación y corrosión del metal subsuperficial en condiciones ambientales [4]. Esta película se llama capa pasiva. En el caso de que ocurra daño mecánico o químico, esta película es auto reparable en presencia de oxígeno.

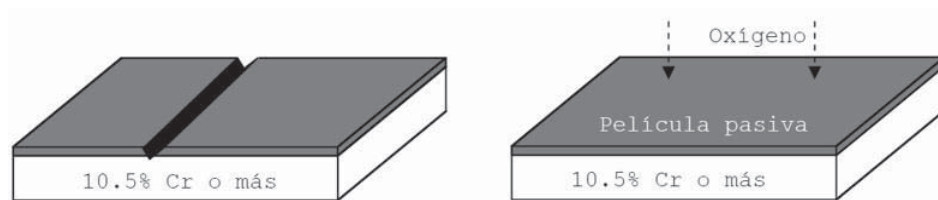


Figura 1.2.- Película auto reparable de óxido de cromo.

1.3.2. Principales ventajas de los aceros inoxidables.

- Alta resistencia a la corrosión en medios oxidantes.
- Buena resistencia mecánica a altas y bajas temperaturas en aceros inoxidables austeníticos.
- Apariencia y propiedades higiénicas.
- Buenas propiedades de soldabilidad, mecanizado, corte, doblado y plegado.
- Bajo costo de mantenimiento.
- Reciclable.

Los aceros inoxidableables también tienen buena resistencia a la oxidación, incluso a elevadas temperaturas, a menudo ellos son referidos como aleaciones resistentes al calor. La resistencia a la oxidación a elevadas temperaturas es una función del contenido de cromo, algunas aleaciones con alto contenido de cromo 25-30 % pueden ser usados a temperaturas tan elevadas como 1000°C. Otra forma de resistencia al calor es la resistencia a la carburización, para los cuales el modesto contenido de cromo (sobre 16%) pero elevado contenido de Ni (sobre 35%) han sido desarrollados.

La mayoría de los aceros inoxidableables son soldables, pero muchos requieren procesos especiales. En casi todos los casos, la soldadura resulta en una alteración significativa del metal depositado y la zona afectada por el calor con la microestructura del metal base. Esto puede constituir un cambio en el balance de fases deseado, formación de intermetálicos, crecimiento de grano, segregación de elementos de aleación e impurezas, etc. [4].

1.3.3. Clasificación de los aceros inoxidableables.

Los aceros inoxidableables son los aceros más extensamente usados después de los aceros al carbón y los aceros de baja aleación. Ya que muchas variedades de aceros inoxidableables están disponibles; un amplio rango de propiedades deseables son alcanzables y ellos pueden ser usados en diferentes aplicaciones.

Diferente a otros sistemas de materiales, donde la clasificación es normalmente por la composición; los aceros inoxidableables son clasificados en base a la fase o fases metalúrgicas predominantes. Las tres posibles fases en los aceros inoxidableables son martensita, ferrita, y austenita. Los aceros inoxidableables dúplex contienen aproximadamente 50% austenita y 50% ferrita, tomando ventaja de las propiedades deseadas de cada fase. El acero inoxidable PH (endurecido por precipitación) es llamado así porque ellos se forman del asentamiento de los precipitados y son endurecidos por un tratamiento térmico de envejecido [5].

Los aceros inoxidableables se dividen de acuerdo con su Microestructura en cinco grupos:

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

La AISI (American Iron and Steel Institute) usa un sistema con tres números, algunas veces acompañado por una letra, para designar a los aceros inoxidable, por ejemplo: 304, 301L, 410 y 430. Las propiedades magnéticas pueden ser usadas para identificar a algunos aceros inoxidable. Los grados austeníticos son esencialmente no magnéticos, y los tipos martensíticos y ferríticos son ferromagnéticos. Los aceros inoxidable dúplex son relativamente magnéticos debido a su alto contenido de ferrita.

CLASE	CLASIFICACION AISI	EJEMPLOS
Martensíticos	4XX	410, 420, 431
Ferríticos	4XX	409, 430, 434
Austeníticos	2XX Y 3XX	304, 304L, 321, 316
Dúplex	Se usa en nombre comercial	329, 2205
Endurecibles por precipitación (PH)		17-4 PH, 15-5 PH, 17-7 PH, 15-7 MO

Tabla 1.1.- Clasificación de los aceros inoxidable según AISI.

1.3.4. Aceros inoxidable ferríticos.

Su nombre lo deben a que tiene una estructura conformada por ferrita, estructura cúbica centrada en el cuerpo (bcc), que es la misma que tiene el hierro a temperatura ambiente. Son aleaciones magnéticas y no pueden ser endurecidas por tratamiento térmico. En general, los aceros ferríticos no tienen alta resistencia mecánica, su límite de cedencia en la condición de recocido se encuentra en el rango de 210 a 350 MPa. Su pobre tenacidad y susceptibilidad a la sensibilización constituye una limitación para su fabricación y el tamaño de sección que se puede usar. Su principal ventaja es la resistencia a la corrosión bajo tensión (SCC) en presencia de cloruros, resistencia a la corrosión atmosférica, y resistencia a la oxidación relativa, los aceros inoxidable ferríticos tienen un bajo costo.

Los aceros ferríticos que contienen una baja cantidad de carbono y cromo entre 11 y 13% son los más utilizados al ser de fácil manejo y económicos [6]. En esta familia el tipo de acero que contiene un 18% de cromo, por ejemplo el Al SI 430 es ampliamente utilizado en partes de automóviles, cubertería, electrodomésticos, etc.

Estos aceros inoxidable de la serie AISI 400 mantienen una estructura ferrítica estable desde la temperatura ambiente hasta el punto de fusión, sus características son:

- Resistencia a la corrosión de moderada a buena, la cual se incrementa con el contenido de cromo y algunas aleaciones de molibdeno.
- Endurecidos moderadamente por trabajo en frío: no pueden ser endurecidos por tratamiento térmico.
- Son magnéticos.
- Su soldabilidad es pobre por lo que generalmente se eliminan las uniones por soldadura a calibres delgados.
- Usualmente se les aplica un tratamiento de recocido con lo que obtienen mayor suavidad, ductilidad y resistencia a la corrosión.
- Debido a su pobre dureza, el uso se limita generalmente a procesos de formado en frío.

1.3.5. Aceros inoxidables austeníticos.

Los aceros inoxidables de la serie 300 son los más extendidos en la industria que maneja ambientes y fluidos corrosivos. Estos tipos de aceros retienen la fase austenita a temperatura ambiente.

Los aceros inoxidables austeníticos más comúnmente usados son el 304 y el 316. La serie 300 corresponde a los aceros hierro-cromo-níquel que por el alto contenido de estos elementos son los más resistentes a la corrosión, y además tienen buenas propiedades mecánicas. No son magnéticos, no pueden ser endurecidos por tratamiento térmico pero sí se endurecen por trabajado mecánico en frío.

Las aleaciones austeníticas de níquel-cromo-hierro se desarrollaron en Alemania durante los años 1909-1912 por Benno Strauss y Edward Maurer. Los trabajos posteriores realizados por Strauss y otros más recientes condujeron a los aceros de 18% de cromo-8% de níquel, popularmente llamados 18-8 (AISI 304), que son ampliamente utilizados en la fabricación de fregaderos, calderería, tubería, etc.

Los aceros inoxidable austeníticos constituyen la familia con el mayor número de aleaciones disponibles. Su popularidad se debe a su excelente formabilidad y superior resistencia a la corrosión. Sus características son las siguientes:

- Excelente resistencia a la corrosión.
- Endurecidos por trabajo en frío y no por tratamiento térmico.
- Excelente soldabilidad.
- Excelente factor de higiene y limpieza.
- Formado sencillo y de fácil transformación.
- Tienen la habilidad de ser funcionales en temperaturas extremas.
- Son no magnéticos.

1.3.6. Aceros inoxidable martensíticos.

Son aceros con poco cromo y relativamente mucho carbono. Esta serie tiene como tipo básico al acero AISI 420 que posee 13% de cromo. Todos los aceros inoxidable martensíticos contienen entre 12 y 17% de cromo, y de 0.1 a 1 % de carbono. Su principal ventaja es el endurecimiento por temple: la fase austenita caliente con un enfriamiento rápido se transforma en martensita.

Los aceros inoxidable martensíticos son generalmente revenidos para obtener durezas en el rango de 20 a 40 HRC. En las aleaciones AISI 420, 440A, 440B Y 440C se incrementan los contenidos de carbono y cromo (7). Con 0.3 % de C y 14 % de Cr, se pueden alcanzar durezas de 50 HRC. En el rango de 0.6 a 1.1 % de C con 16 % Cr se alcanzan durezas de 60 HRC y resistencia a la cedencia de 1900 MPa. La cantidad de carburo s primarios se incrementa con el contenido de carbono en las aleaciones de alto carbono (0.6 - 1.1 % C).

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

Son una de las ramas de los aceros inoxidable simplemente al cromo, representan una porción de la serie 400, sus características son:

- Moderada resistencia a la corrosión.
- Endurecibles por tratamiento térmico y por lo tanto se pueden desarrollar altos niveles de resistencia mecánica y dureza.
- Son magnéticos.
- Debido al alto contenido de carbono y a la naturaleza de su dureza, es de pobre soldabilidad.

1.3.7. Aceros inoxidables dúplex.

Como su nombre lo indica, estos aceros tienen una estructura dúplex constituida de ferrita y austenita [5], en una proporción ideal del 50%. Sin embargo, su exposición a temperaturas entre 400° y 950°C puede provocar la precipitación de fases secundarias como la fase σ , fase chi, fase R, la descomposición espinoidal de la ferrita, nitruros y austenita secundaria [8].

Son aleaciones cromo-níquel-molibdeno, sus características son las siguientes:

- Son magnéticos.
- No pueden ser endurecidos por tratamientos térmicos.
- Buena soldabilidad.
- La estructura dúplex mejora la resistencia a la corrosión de fractura bajo tensión en ambientes con iones de cloruro.

1.3.8. Aceros inoxidables endurecidos por precipitación.

Esta familia ofrece una alternativa a los aceros inoxidables austeníticos cuando se desea asociar elevadas características mecánicas y de maquinabilidad. Son aleaciones hierro-cromo-níquel que se caracterizan por la resistencia mecánica obtenida a partir del endurecimiento por tratamiento térmico de envejecimiento. Los aceros endurecibles por precipitación están patentados y frecuentemente se les designa con las siglas de la empresa productora.

1.3.9. Resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables.

Todos los aceros inoxidables contienen el cromo suficiente para darles características de inoxidables. Muchas aleaciones inoxidables contienen además níquel para reforzar aún más su resistencia a la corrosión. Estas aleaciones son añadidas al acero en estado de fusión para hacerlo “inoxidable en toda su masa”. Por este motivo, los aceros inoxidables no necesitan ser ni chapeados, ni pintados, ni de ningún otro tratamiento superficial para mejorar su resistencia a la corrosión. En el acero inoxidable no hay nada que se pueda pelar, ni desgastar, ni saltar y desprenderse [14].

El acero ordinario, cuando queda expuesto a los elementos, se oxida y se forma óxido de hierro pulverulento en su superficie. Si no se combate, la oxidación sigue adelante hasta que el acero esté completamente corroído.

También los aceros inoxidables se oxidan, pero en vez de óxido común, lo que se forma en la superficie es una tenue película de óxido de cromo muy densa que constituye una coraza contra los ataques de la corrosión. Si se elimina esta película de óxido de cromo que recubre los aceros inoxidables, se vuelve a formar inmediatamente al combinarse el cromo con el oxígeno de la atmósfera ambiente.

El empleo de acero inoxidable estará bajo la dependencia de las características oxidantes del ambiente. Si imperan condiciones fuertemente oxidantes, los aceros inoxidables resultan superiores a los metales y aleaciones más nobles. Sin embargo, en la misma familia de los aceros inoxidables, la resistencia a la corrosión varía

considerablemente de un tipo al otro. En el grupo al cromo níquel, los tipos AISI 301 y 302 son menos resistentes a la corrosión que los tipos AISI 310 y 316. En el grupo más sencillo al cromo (sin níquel), los tipos AISI 405 y 410 son menos resistentes a la corrosión que los tipos AISI 430 y 442.

La utilización de los aceros al cromo serie AISI 400 para fines industriales se debe principalmente a las condiciones de resistencia a la oxidación. Un acero con un 12% de cromo desarrollará una película de óxido superficial al cabo de varias semanas de exposición a una atmósfera industrial. La película, una vez formada, actúa como barrera contra la corrosión más pronunciada, pero si se ha de tener en cuenta la apariencia del metal, los tipos AISI 410 y 405 pueden resultar objetables. El tipo AISI 430, con el 17% de cromo, necesita varios meses hasta que se forma la película superficial de óxido, mientras que el tipo AISI 442, con más del 20 % de cromo, se vuelve pasivo en la atmósfera sin que se desarrolle una película de óxido visible. Otro procedimiento para evitar que en condiciones semejantes se forme óxido, consiste en añadir más del 7 % de níquel a una aleación con el 17 % o más de cromo, como son los tipos AISI 301, 302 y 304. En atmósferas que contengan aire salino o humos procedentes de fábricas de productos químicos, la adición de molibdeno aumenta la resistencia a la corrosión, como es el caso con el tipo AISI 316.

Los fabricantes de acero han adoptado el procedimiento de "recocido brillante" para mejorar la resistencia a la corrosión del tipo AISI 430. Este procedimiento evita que el cromo emigre de la superficie. También ha sido desarrollado el tipo AISI 434, con el 17% de cromo y el 1 % de molibdeno para obtener una mayor resistencia a las sales corrosivas.

En general, dentro de los aceros inoxidable los tipos AISI 302 y 301, por ser aleaciones de acero al cromo y níquel, poseen mayor resistencia a la corrosión que los tipos AISI 430 y 434 que no contienen níquel.

1.3.10. Corrosión: causas y remedios.

Son cinco los riesgos que amenazan el éxito del uso de los aceros inoxidable. Estos son: la corrosión intergranular, la corrosión bimetalica o galvanica, la corrosión por contacto, la corrosión por picaduras y la corrosión bajo tensión. Muchos problemas pueden ser evitados teniendo en cuenta los riesgos involucrados y adoptando las medidas apropiadas para eliminarlos [14].

1.3.11. Elementos de aleación en los aceros inoxidables.

Para obtener las propiedades fisico-químicas deseadas es preciso agregar otros elementos a la aleación hierro-carbono, ya que por sí sola no es capaz de obtener algunas propiedades deseadas [9]. Los aceros inoxidables son aleaciones base hierro, con contenidos de hierro en el rango de 50 a 88% de la composición. Los principales elementos de aleación en los aceros inoxidables ferríticos y martensíticos son el cromo y el carbón, mientras que el níquel lo es para los austeníticos y los dúplex.

Los elementos nocivos, en cantidades apreciables, pueden disminuir la resistencia a la corrosión o a la resistencia mecánica [10]. En la siguiente tabla se muestra la mayoría de los elementos que entran en la composición de los aceros inoxidables [11].

Elementos básicos	Fe, Cr, Ni, Mo, N ₂
Elementos importantes (>0.5%)	Mn, Si, Cu, Ti, Nb, Al, W, V, Co
Elementos menores (<0.5%)	B, Ce, S, Se, Te
Elementos nocivos	C, S, P, Si, Co, O, H, Metales de bajo punto de fusión (Sn, Zn, Pb)

Tabla1.2.- Elementos de aleación en los aceros inoxidables.

1.3.12. Influencia de los elementos de aleación en las propiedades de los aceros.

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 inoxidable, su aumento por encima de 0.1 %, provoca la formación de carburos de cromo y sensitización a la corrosión intercrystalina.

Cromo. Este elemento es adicionado primordialmente para proveer una protección a la corrosión del acero. Con la adición del cromo, se forma un óxido estequiométrico $(Fe,Cr)_2O_3$ en la superficie del acero. La presencia del cromo incrementa la estabilidad del óxido puesto que tiene una afinidad mucho más alta con el oxígeno que el hierro [4].

El cromo es también un promotor de la ferrita, en aleaciones hierro-cromo que contienen más del 12% de Cr será completamente ferrítico. En aleaciones Fe-Cr-C y Fe-Cr-Ni-C el incremento del cromo promoverá la formación de ferrita y retención en martensíticos, austeníticos y dúplex. En las aleaciones ferríticas, el cromo es el elemento aleante primario estabilizador de la microestructura ferrítica.

El cromo es también un fuerte formador de carburos. El más común es el carburo del tipo $M_{23}C_6$ rico en cromo donde la “M” es primordialmente cromo pero puede también tener alguna fracción presente de Fe y Mo. Este carburo se encuentra virtualmente en todos los aceros inoxidable. También es posible formar el carburo del tipo Cr_7C_3 , sin embargo este tipo de carburo no es muy común. Otros carburos o carbonitrúros $[M_{23}(C,N)_6]$ complejos son también posibles. El cromo también combina con el nitrógeno para formar nitruros, el más común es Cr_2N , el cual ha sido observado en los aceros ferríticos y dúplex.

El cromo es también un ingrediente clave en la formación de compuestos intermetálicos, muchos de los cuales tienden a fragilizar al acero inoxidable. El más común es la fase sigma (σ), la cual en el sistema Fe-Cr es un compuesto (Fe,Cr) que se forma por debajo de los 815°C. La fase sigma puede formarse virtualmente en cualquiera de los aceros inoxidables pero tiende a ser más común en los de alto contenido de cromo tales como los austeníticos, ferríticos y dúplex.

Desde un punto de vista de las propiedades mecánicas, el cromo proveerá algún grado de refuerzo en solución sólida desde que este es un átomo sustitucional tanto en la estructura cúbica centrada en el cuerpo como en la cúbica centrada en las caras. Elevados niveles de cromo en las aleaciones ferríticas puede resultar en una muy pobre dureza y ductilidad, particularmente cuando el carbón y el nitrógeno están presentes.

Níquel. La función primordial del níquel es de promover la fase austenita tal que pueden ser producidas predominantemente aleaciones austeníticas y austeníticas-ferríticas. Para adiciones suficientes de níquel, el campo de la fase austenita puede ser muy expandida tal que la austenita es estable a temperatura ambiente y por debajo. El níquel no es un fuerte formador de carburos y generalmente no promueve la formación de compuestos intermetálicos; aunque existe la evidencia de que la presencia del níquel puede influenciar en la cinética de precipitación. Sin embargo, el níquel ha sido asociado con una disminución en la resistencia a la corrosión por agrietamiento de esfuerzos.

Manganeso. Es adicionado virtualmente en todos los aceros. En los aceros inoxidables austeníticos se encuentra presente en el rango de 1 a 2%. En los ferríticos y martensíticos se encuentra en menos de 1%.

El manganeso es generalmente considerado por ser un elemento promotor de la austenita, aunque el grado de promoción es dependiente de la cantidad presente y el nivel del níquel. Es muy efectivo en la estabilización de la austenita a bajas temperaturas para prevenir la transformación a martensita. La promoción de la austenita a elevadas temperaturas es dependiente de la composición de la aleación en general. El manganeso algunas veces es adicionado a las aleaciones especialmente para incrementar la solubilidad del nitrógeno en la fase austenítica.

Silicio. Virtualmente también está presente en todos los aceros inoxidable y es adicionado primordialmente para la desoxidación durante la fundición. En muchas aleaciones está presente en el rango de 0.3-0.6%. Se ha encontrado que mejora la resistencia a la corrosión cuando se presenta en niveles de 4 a 5% y es adicionado en algunas aleaciones resistentes al calor en el rango de 1 a 3% para mejorar la resistencia al escamamiento por corrosión a elevadas temperaturas. El papel del silicio en la promoción de la ferrita y la austenita no es completamente claro [4].

El silicio forma un número de siliciuros de hierros y un intermetálico de cromo (Cr_3Si), de los cuales todos tienden a fragilizar la estructura. El silicio también expande el rango de composición sobre los cuales la fase sigma se forma. También es conocido por que segrega durante la solidificación, resultando en la formación de componentes eutécticos con puntos de fusión bajos, particularmente en combinación con el níquel; mejora también la fluidez del acero fundido.

Molibdeno. Es adicionado a un número de aceros inoxidable y tiene diferentes funciones dependiendo del grado en particular. Para los ferríticos, austeníticos y dúplex; el molibdeno es adicionado en aumentos de 6% o más en los súper austeníticos para mejorar la resistencia a la corrosión, particularmente con respecto corrosión por picadura y corrosión por agrietamiento. Algunos de los aceros martensíticos contienen molibdeno como formador de carburos. La adición de un poco más de 0.5% de Mo incrementa las características endurecedoras secundarias del acero; resultando un elevado rendimiento a temperatura ambiente, resistencia a la tensión y mejora las propiedades a elevadas temperaturas. El molibdeno es un elemento promotor de ferrita, en la presencia de este elemento promoverá la ferrita y la retención de la microestructura. Este puede ser un problema potencial en el grado martensítico, donde la ferrita residual a temperatura ambiente puede reducir la dureza y la ductilidad.

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.

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.

1.3.13. Elementos formadores de carburos.

Un número de otros elementos adicionados a los aceros inoxidable también promueven la formación de carburos además del cromo y el molibdeno. Estos incluyen el niobio, titanio, tungsteno, tantalio y vanadio. El niobio y el titanio son adicionados a los aceros inoxidables austeníticos para proveer la estabilización del carbón y evitar la corrosión intergranular, ambos elementos forman un carburo del tipo MC que resiste la disolución durante la soldadura y tratamiento térmico, de tal modo previniendo la formación de carburos del tipo $M_{23}C_6$ ricos en cromo que son asociados con el inicio de la corrosión intergranular. El tungsteno, tantalio y vanadio son adicionados en algunos

aceros inoxidable, principalmente para proveer resistencia a elevadas temperaturas por la formación de una fina dispersión de carburos. Estos elementos tienden a promover la ferrita en la microestructura y neutralizar eficazmente al promotor de la austenita [12].

1.3.14. La fase carburo en los aceros aleados.

En los aceros sólo forman carburos los metales que en el sistema periódico se encuentran a la izquierda del hierro. Estos metales lo mismo que el hierro pertenecen a los metales del grupo de transición, pero tienen menos ocupado el subnivel electrónico d. Cuanto más a la izquierda se encuentre en el sistema periódico el elemento formador de carburos, tanto menos ocupado estará su subnivel d. De acuerdo con lo expresado formarán carburos en el acero los elementos siguientes: titanio, vanadio, cromo, manganeso, circonio, niobio, molibdeno, hafnio, tantalio, y wolframio. Se ha establecido que en los aceros pueden formarse los carburos siguientes [15]:

- **Carburos del grupo I: M_3C , $M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_6C .** Tienen estructura cristalina compleja. El representante típico es la cementita.
- **Carburos del grupo II (fases de inserción): MC , M_2C .** Tienen red cristalina simple y cristalizan con un déficit considerable de carbono.

La letra M representa el elemento formador de carburo que origina el carburo indicado. Sin embargo los carburos indicados no existen puros en los aceros. Los carburos de todos los elementos de aleación contienen hierro en disolución, y si en el acero existen varios elementos capaces de formar carburos, también contendrán estos elementos. Así en el acero al cromo – manganeso en vez de carburo puro $Cr_{23}C_6$ se forma el carburo $(Cr, Mn, Fe)_{23}C_6$, que lleva en disolución hierro y manganeso.

Como los carburos tienen la misma fórmula química se disuelven mutuamente, resulta por ejemplo, que si en un acero hay titanio y niobio no se formarán dos tipos de carburos separados, sino un carburo común, en el cual “en iguales condiciones” entra el titanio y el niobio. Conviene advertir que las fases de inserción son difícilmente solubles en la austenita. Esto significa que durante el calentamiento (incluso si es muy

elevado), pueden no pasar a la solución sólida. En esto se distinguen de los carburos del grupo I, que durante el calentamiento se disuelven fácilmente en la austenita. Todas las fases de carburo poseen alta temperatura de fusión y gran dureza. Las fases de inserción superan en este sentido a los carburos del grupo I [15].

1.3.15. Carburo $M_{23}C_6$.

El carburo $M_{23}C_6$ era probablemente Cr_4C hasta 1933, en que Westgren, demostró que la composición correcta era $M_{23}C_6$. Tiene una estructura cúbica centrada en las caras (fcc), donde el Fe, Mo y Ni pueden sustituir el Cr en la estructura del $M_{23}C_6$ y mientras el B y el N particularmente pueden sustituir al C, ver tabla 1.3. El parámetro de red es tres veces más grande que el de la austenita y produce un patrón de difracción característico cuando es examinado en el microscopio electrónico de transmisión. El parámetro de red aumenta con el Mo y disminuye con el contenido de Fe. El contenido de Ni del carburo es normalmente menos del 5% y este efecto en el parámetro de red no ha sido reportado. El historial térmico parece tener una fuerte influencia en la composición de este carburo. Según *Goldschmidt*, el $Cr_{23}C_6$ puede disolver teóricamente hasta 35 en % de los elementos metálicos. *Philibert y colaboradores* han encontrado arriba del 45% de Fe en el carburo después de un corto tratamiento térmico a 750°C. Después de mantenerlo por 24 horas en esta temperatura el contenido de Fe disminuye a 24wt%. Comportamiento similar fue encontrado por *Da Casa y colaboradores*, en aceros con contenidos de Mo, el incremento en el parámetro de red con tiempos de envejecido puede ser explicado por un incremento en el contenido de Mo del carburo. Los átomos de Mo y W pueden ocupar ciertas posiciones en la estructura del carburo, la fracción máxima es del 8.7%.

CARBURO	CELDA UNITARIA	ÁTOMOS POR CELDA	PARÁMETRO DE RED (nm)	PRINCIPALES ELEMENTOS METÁLICOS
$M_{23}C_6$	fcc	116	$a=1.057-1.068$	Cr, Fe, Mo, Ni
MC	fcc	8	$a=0.413-0.469$	Ti, Nb, V y/o Zr
M_6C	fcc	112	$a=1.085-1.128$	Fe, Mo, Cr
M_7C_3	pseudo hexagonal	40	$a=0.692-0.696$ $c=0.454-0.451$	Cr, Fe

Tabla 1.3 Estructura cristalina y composición de los carburos.

Los sitios más favorables para la precipitación de este carburo son los límites de grano seguido por los límites gemelos incoherentes, los límites gemelos coherentes y finalmente en las dislocaciones dentro de los granos.

La tendencia del carburo a precipitar intergranularmente depende fuertemente en los límites de grano de la estructura. Elevadas temperaturas en el recocido de solución pueden acelerar el inicio de la precipitación. La deformación en frío, después del recocido de solución y antes del envejecido también acelera la precipitación y favorece los sitios de precipitación dentro de los granos. Dependiendo en el contenido de C, un significativo aumento de carburos se forman solamente después de unos pocos minutos entre los 650 y 750°C.

Los carburos $M_{23}C_6$ normalmente son indeseables ya que su presencia es asociada con la sensitización o corrosión intergranular y una disminución en la ductilidad y dureza [12].

1.3.16. Nitruros.

Los nitruros que se forman en los aceros inoxidable austeníticos se pueden agrupar en dos clases: (I) nitruros primarios de tipo MN (M=Zr, Ti, Nb y V) que se forma en aceros estabilizados que contienen cantidades residuales de nitrógeno (de 0,1% en peso) y secundaria (II) nitruros del tipo M_2N (M=Cr, Fe), que se precipitan en aceros inoxidable que contienen altos niveles de nitrógeno (0,1 a 0,9% en peso). El nitrógeno se agrega a los aceros inoxidable, porque mejora las propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión, y también porque es un fuerte estabilizador de la austenita. Los nitruros MN tienen la misma estructura cristalina de los carburos MC, pero son aún más estables y no se disuelven durante el recocido. Estos nitruros son por lo general sub-estequiométrica (MN_{1-x}) y a menudo muestran importante solubilidad sólida entre ellos [13]. Se puede disolver pequeñas cantidades de otros elementos metálicos presentes en la matriz, como el Fe, Cr y Ni, pero sólo cantidades muy pequeñas de carbono se pueden disolver para incrementar su celda unitaria y el parámetro de red. Debido a la alta estabilidad y la consecuente baja solubilidad de estos nitruros, casi

todo el nitrógeno forma nitruros, sobre todo en aceros estabilizados al Ti. Estos nitruros tienen una morfología facetada y su tamaño suele ser 10-15 μm .

Por otra parte, la solubilidad máxima de nitrógeno en aceros austeníticos Fe-Cr-Ni o Cr-Fe-Mn-Ni es cerca de 0.9% en peso. Esta solubilidad disminuye considerablemente con temperatura por debajo de 1000°C. El nitruro $(\text{Cr, Fe})_2\text{N}$ puede precipitar de forma continua o discontinua. El precipitado nitruro de cromo en los aceros inoxidables austeníticos a nivel comercial (<0,1% en peso) de nitrógeno se produce por lo general en un modo continuo en los límites de grano, dentro de los granos y en las dislocaciones.

La precipitación discontinua de nitruro de cromo no se observa comúnmente en aceros inoxidables. Este tipo de precipitación discontinua sólo se observa en algunos aceros inoxidables austeníticos, especialmente en aceros inoxidables austeníticos con un contenido de nitrógeno muy alto. El empobrecimiento de nitrógeno de la matriz debido a la precipitación de nitruros puede generar austenita inestable y puede hacer posible la formación de ferrita y de la fase sigma en el envejecimiento.

Por último, el nitrógeno en solución sólida retrasa la precipitación de las fases que no disuelven o disuelven muy poco nitrógeno, tales como M_{23}C_6 , σ , χ [12].

1.3.17. Elementos promotores de ferrita vs elementos promotores de austenita.

Los elementos de aleación afectan la relación del equilibrio de fases con relación a la estabilidad de la fase austenita, ferrita y martensita. Los elementos adicionados a los aceros inoxidables pueden ser divididos en aquellos que promueven o estabilizan cualquiera de las dos fases, ferrita y austenita véase tabla 1.4.

Los aceros inoxidables austeníticos contienen elevados niveles de níquel y otros elementos los cuales promueven la formación de la fase austenita, por eso esta es estable a temperatura ambiente y por debajo de la temperatura ambiente. Los aceros inoxidables ferríticos contienen grandes cantidades de elementos como el cromo, tal que

la ferrita es la fase metalúrgica predominante presente. Los aceros inoxidables martensíticos son austeníticos a elevadas temperaturas, pero esta austenita es inestable y se transforma por un enfriamiento. Con el balance de los elementos promotores de las fases austenita y ferrita; la microestructura de los aceros inoxidables puede ser controlada. Este balance tiene una importante implicación con respecto a las propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión y la soldabilidad [4].

Elementos promotores de la fase ferrítica.	Elementos promotores de la fase austenita.
Cromo	Níquel
Molibdeno	Manganeso
Niobio	Carbón
Silicio	Nitrógeno
Titanio	Cobre
Aluminio	Cobalto
Vanadio	
Tungsteno	

Tabla 1.4.-Elementos promotores de ferrita vs. elementos promotores de austenita.

1.3.18. Influencia de los elementos de aleación en la transformación martensítica.

Los elementos de aleación no influyen en la cinética de la transformación martensítica, la cual por lo visto es igual en todos los aceros. Su influencia se manifiesta aquí exclusivamente en la posición del intervalo de temperaturas de esta transformación y esto, a su vez, se refleja también en la cantidad de austenita residual que se fija en el acero templado. Algunos elementos elevan el punto martensítico y disminuyen la cantidad de austenita residual (aluminio, cobalto), otros no ejercen influencia en él (silicio), pero la mayoría hace que descienda el punto martensítico y que aumente la cantidad de austenita residual. En el diagrama puede verse que en el 5% de Mn baja el punto martensítico hasta 0°C, por consiguiente, con este contenido (u otro mayor) de este elemento de aleación puede fijarse el estado austenítico por enfriamiento [15].

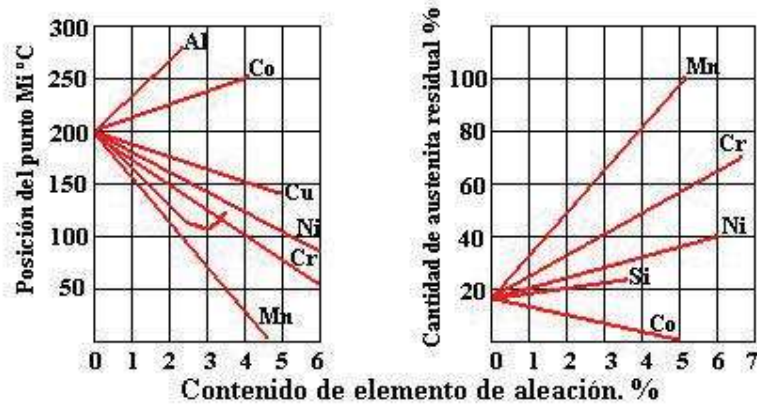


Figura 1.3.- Influencia de los elementos de aleación en la temperatura de transformación martensítica (a), y en la cantidad de austenita residual (b). Los aceros contienen 1% de carbono.

1.4. Aceros inoxidables al cromo Serie 400.

1.4.1. Ferríticos y Martensíticos.

Esta familia de aceros inoxidables debe su existencia a la adición solo de Cr 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 70% del costo de un acero austenítico [17]. Metalúrgicamente el Cr es un formador de ferrita (ferrita es la estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo del hierro/acero al C, a temperatura ambiente) y composiciones con 11 a 14 % Cr 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 enfriamiento aun muy lentos tales como enfriamiento al aire se transformaran en martensita [16].

Dentro de la familia de los aceros inoxidables con solo cromo (serie 400) podemos encontrar dos grupos, los aceros ferríticos y los martensíticos. El acero inoxidable más simple contiene solamente hierro y cromo. La figura 1.4 muestra el diagrama de equilibrio estable Fe-Cr.

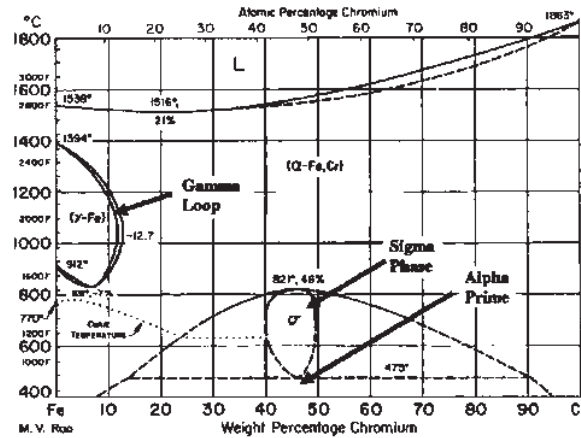


Figura 1.4.- Diagrama de equilibrio estable de la aleación hierro-cromo [4].

Un hecho interesante del diagrama es que aleaciones (>12,7%) de Cr, tienen la estructura cúbica centrada en el cuerpo (bcc) 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 Cr con contenidos de alrededor de 12% de Cr o más son llamados aceros inoxidables ferríticos. Debe recordarse que en estos aceros debe limitarse el %C para que no se transformen.

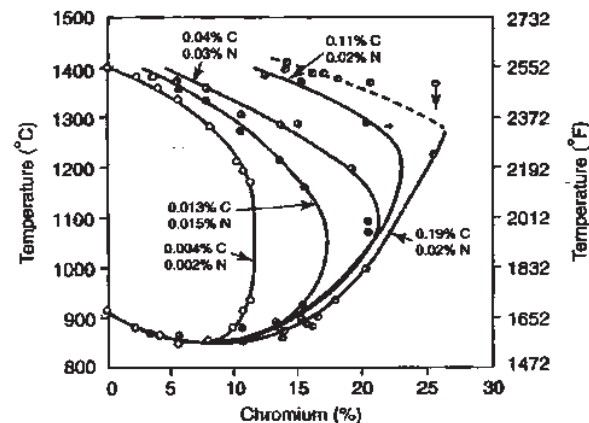


Figura 1.5.- Influencia del carbono ampliando el bucle Gamma.

En la Figura 1.5 se observa que el bucle gamma, se expande a la derecha por el simple agregado de carbono. De esta manera podemos conseguir aleaciones hasta con 17% de Cr, 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 Cr deben poseer carbono, con el doble propósito de:

- a) Correr a la derecha el campo de estabilidad del Fe gamma para poder austenizar y por lo tanto templar y obtener martensita.
- b) Obtener dureza, algo que depende del %C de la martensita ya que estos aceros se utilizan generalmente para cuchillería, en donde la estabilidad del filo depende de la dureza del material.

Ambos grupos, son magnéticos lo que los hace fácilmente identificables de los muy populares aceros inoxidable austeníticos (Serie 300).

1.4.2. Aceros inoxidable 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 pero usualmente no con más de 2-3%. 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 Cr – excepto los tipos 440 A, B, y C que contienen 16-18%Cr 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 si este se encontrase formando carburos (de cromo) disminuiría la cantidad de Cr disuelta en el hierro hasta valores inferiores al 10%, límite inferior del % Cr para que un acero sea inoxidable [16].

Los aceros inoxidable martensíticos son susceptibles de elevar sus características mecánicas de resistencia y dureza mediante un tratamiento térmico de temple [20]. Estos aceros pueden ser templados y revenidos de la misma manera que

los aceros aleados. Tienen una excelente resistencia mecánica y son magnéticos. Los aceros inoxidables martensíticos 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/hora 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 reviniéndolos a 540-650°C o también recalentándolos hasta 1010-1065°C, enfriándolo al aire para templearlos y luego reviniéndolos a 540-650°C.

1. En el tratamiento térmico de aceros inoxidables martensíticos, temperaturas de hasta 480°C se consideran temperaturas de relevado de las tensiones residuales, debido al poco cambio en la resistencia a la tracción y la dureza de aceros templados y calentados a estas relativamente bajas temperaturas.
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 Ac1.

En cuanto a las aplicaciones de estos aceros se pueden citar las siguientes [18]:

- En la industria química y nuclear, cuando sea necesaria una buena resistencia mecánica; para piezas de bombas y compresores, para tubos destinados a intercambiadores de calos que operen a elevadas presiones y también en el proceso de producción del polietileno.
- En la cuchillería de mesa y se obtienen normalmente por forjado.
- Otras aplicaciones de los aceros inoxidables martensíticos son en la industria aeronáutica, o en la industria naval (para ejes porta hélices).

1.4.3. Acero inoxidable 410.

Es de propósito general y el tipo más usado de la familia martensítica debido a sus atractivas características y su bajo costo. Se emplea en tuercas, tornillos, cubiertos, herramientas de cocina, partes de horno a bajas temperaturas, equipo para refinación de petróleo, vajillas, partes para turbinas a gas o vapor, etc. Tiene un coeficiente de expansión poco menor que el del acero al carbono, mientras que la conductividad térmica es casi la mitad correspondiente al valor para el acero al carbono. Puede desarrollar una excelente combinación de resistencia mecánica y dureza mediante adecuado tratamiento térmico. En la condición de recocido, es dúctil y es una buena opción para formado y otras operaciones de transformación donde el uso final está destinado a ambientes moderadamente corrosivos [19].

Otra versión del tipo 410 es el 416, donde el azufre o el selenio son adicionados para producir las mejores características de maquinabilidad de la clase martensítica, tiene menor desempeño en ductilidad y formabilidad que el 410. Se utiliza en conectores, cerraduras, cabezas de palos de golf, partes de bombas, flechas, partes para válvulas, etc.

Una modificación del 410 es el 420, con alto contenido de carbono, que le permite alcanzar mayor dureza y mayor resistencia al desgaste aunque menor resistencia a la corrosión. Se utiliza para instrumentos dentales y quirúrgicos, hojas de cuchillos, moldes, herramientas, etc.

ThyssenKrupp Fortinox 		410		Nombre: 410.pdf Rev.: 1 Vigencia: Enero 2007 Hoja: 1 de 1			
ThyssenKrupp		Acero Inoxidable Martensítico					
Especificaciones Técnicas		W. Nr.: -1.4006 / DIN: X12Cr13 / AISI: 410					
Composición química (en %)							
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Otros
≤0,15	≤1,00	≤1,00	≤0,040	≤0,030	11,50 13,50	≤0,75	-
Propiedades mecánicas (Valores mínimos en N/mm ² a 20°C, recocido en solución)							
Límite de Fluencia (Rp 0,2)	Resistencia a la Rotura (Rp 1)		Resistencia a la Tracción (Rm)		Elongación (A5)		
-	-		≤730		≥20		
Resistencia a la corrosión (*)							
En general	Pitting (Picado)		Bajo tensión		Bajo temperatura		
+	+		+		+		
* Valores relativos. Depende del tipo, concentración y temperatura de la solución a la cual está expuesta.							
Características de trabajo							
Conformado en frío			Soldabilidad				
+			+				

Figura 1.6.- Propiedades del acero inoxidable AISI 410.

1.4.4. Soldabilidad de los aceros inoxidables martensíticos.

Debido a la presencia de martensita no templada seguida de la soldadura, los aceros inoxidables martensíticos pueden ser susceptibles al agrietamiento inducido por hidrógeno. El uso del precalentamiento y el tratamiento térmico post soldadura generalmente es recomendado en la soldadura de estas aleaciones. Los procesos y la práctica de bajo hidrogeno reducen la cantidad de absorción de hidrogeno durante la soldadura y son esenciales en la unión de aceros inoxidables martensíticos.

La dureza y la ductilidad son propiedades importantes en el material. Los materiales que tienen una pobre dureza potencialmente son sujetos a una falla frágil catastrófica bajo cargas dinámicas. Los materiales que carecen de ductilidad también son propensos a una falla catastrófica repentina. El tratamiento térmico post soldadura ayuda a mejorar la dureza y la ductilidad de los componentes de aceros martensíticos soldados por el templado de la estructura martensítica. Todas las aleaciones son utilizadas para recubrimiento de rodillos de colada continua. Cabe mencionar que las aleaciones con pequeñas adiciones de vanadio se ablandan más lentamente como la temperatura del tratamiento post soldadura se va incrementando. Esto es

indudablemente debido al endurecimiento secundario efecto de los carburos de vanadio en el rango de temperatura del tratamiento térmico post soldadura [4].

1.4.5. Agrietamiento por solidificación.

Muchos aceros inoxidable martensíticos solidifican como ferrita, de ahí su baja susceptibilidad al agrietamiento durante la solidificación de la soldadura. Sin embargo, ciertos factores son conocidos por incrementar la probabilidad del agrietamiento durante la solidificación. Estos factores incluyen la presencia del niobio en la aleación y muy bajos niveles de manganeso. Aceros inoxidable martensíticos con muy elevados niveles de carbón pueden solidificar como austenita; la cual lo deja más sensible al agrietamiento durante la solidificación [4].

1.4.6. Agrietamiento por recalentamiento.

El agrietamiento por recalentamiento ocurre durante el ciclo térmico impuesto en una soldadura por tratamiento térmico post soldadura o en el calentamiento de pasadas previas en soldaduras multipasadas. El molibdeno ha sido asociado con el agrietamiento por recalentamiento en estos aceros. Impurezas tales como sulfuros, fosfuros, antimonio, estaño, boro y cobre también han sido ligadas a este fenómeno de agrietamiento. Minimizando el contenido de impurezas del acero, incrementando el calor de entrada y eliminando la concentración de esfuerzos puede evitar el agrietamiento por recalentamiento. En general, los aceros inoxidable martensíticos no son susceptibles al recalentamiento o tratamiento post soldadura [4].

1.4.7. Agrietamiento inducido por hidrógeno.

El agrietamiento inducido por hidrógeno (HIC) es una función de la composición, contenido de hidrógeno, microestructura y restricciones. Si uno de estos puede ser controlado, el agrietamiento inducido por hidrógeno puede ser evitado. La práctica de la soldadura baja en hidrógeno, la aplicación de precalentamientos apropiados y control de la temperatura de la interface ayudará a reducir el contenido de hidrógeno. La combinación del precalentamiento y el control de calor suministrado

también retardarán la velocidad de enfriamiento de la soldadura y permite un cierto temple de la martensita.

En algunos casos, los aceros inoxidable austeníticos como metal de aporte pueden ser usados con el grado martensíticos. Esto resulta en un metal de aporte de dos fases austenita y ferrita que tienen elevada solubilidad por el hidrógeno y mejora la dureza y la ductilidad. Estos metales de aporte pueden tener más baja resistencia que el metal base [4].

1.4.8. Diagrama de Schaeffler.

El diagrama de Schaeffler muestra el efecto combinado del cromo y del níquel considerando que cualquier otro elemento de aleación produce un efecto similar según sea alfégeno o gammágeno. El diagrama muestra la estabilidad de las diferentes fases presentes en los aceros inoxidable, así como la coexistencia de las mismas en diferentes proporciones. A partir de la composición química de la aleación y de la microestructura obtenida, Schaeffler midió las proporciones de fase final y calculó el coeficiente del efecto individual de los elementos [21].

Este diagrama fue obtenido por Al Schaeffler de manera empírica y permite determinar la estructura de un metal conociendo su composición química empleando las siguientes expresiones:

$$\text{Níquel equivalente} = \% \text{ Ni} + 0,5 \% \text{ Mn} + 30\% \text{ C}$$

$$\text{Cromo equivalente} = \% \text{ Cr} + \% \text{ Mo} + 1.5\% \text{ Si} + 0.5\% \text{ Nb} + 2\% \text{ Ti}$$

Sustituyendo en las expresiones anteriores los porcentajes existentes en cada uno de los elementos y posteriormente trasladando los valores obtenidos al diagrama, se puede establecer la estructura del material.

Este diagrama es válido únicamente cuando los elementos se encuentran en proporciones no mayores a:

C máx. 0.2%
 Mn máx. 1.0%
 Si máx. 1.0%
 Mo máx. 3.0%
 Nb máx. 1.5%

De acuerdo a la ubicación del punto en el diagrama es posible estimar la soldabilidad de las condiciones elegidas (material de soldadura, proceso y parámetros) con respecto a los requerimientos que el cordón tiene que reunir [22].

Adicionalmente se indican problemas que presentan determinadas estructuras al soldar dependiendo de su ubicación en el diagrama, que pueden evitarse al seleccionar adecuadamente el metal de aporte y el procedimiento de soldadura.

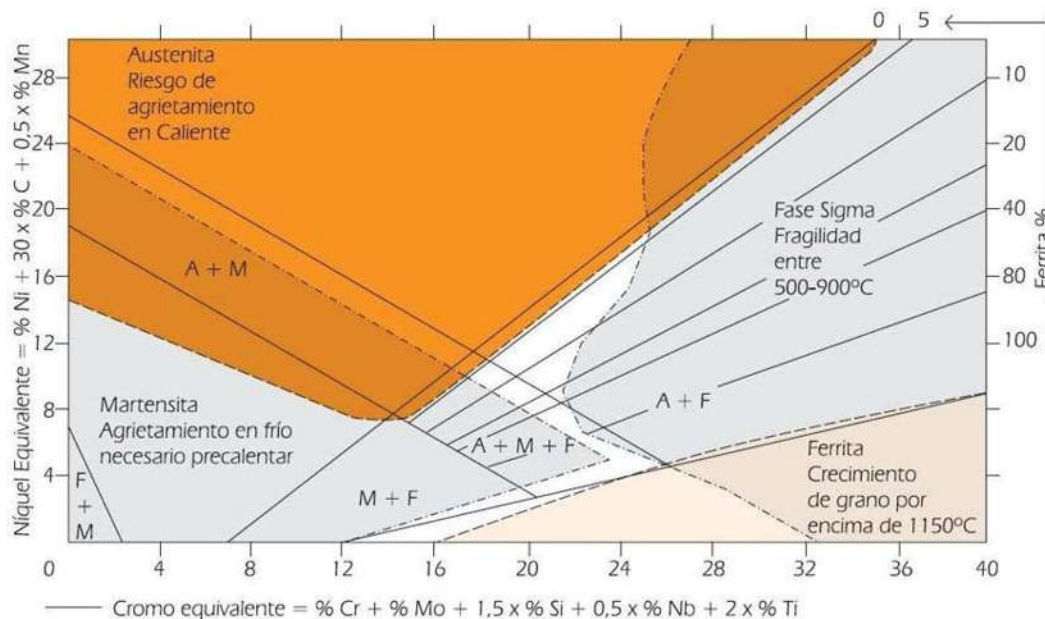


Figura 1.7.- Diagrama de Schaeffler mostrando estructuras obtenidas al soldar dependiendo de su ubicación en el diagrama.

1.5. Metalurgia física y mecánica.

En el sentido más amplio, los aceros inoxidables están basados en el sistema binario hierro-cromo. La fase ferrita cuya estructura cristalina es cúbica centrada en el cuerpo (bcc) es estable sobre un amplio rango de composición y temperatura. A bajas

concentraciones de cromo, menos del 12%, la austenita de estructura cristalina cúbica centrada en las caras (fcc) forma ferrita en estado sólido durante el enfriamiento. La región del diagrama de fases, (Figura 1.8) en el cual la austenita es estable a menudo es referida como el bucle gama. Bajo condiciones de enfriamiento en equilibrio, la austenita que se forma dentro del bucle gama transformará a ferrita; pero bajo condiciones de enfriamiento más rápido, la austenita transformará en martensita. La mayoría de los aceros inoxidables martensíticos contienen otros elementos de aleación, generalmente el carbón, el cuál expande el bucle gama, de tal modo promueve la austenita y facilita la transformación de la martensita [4].

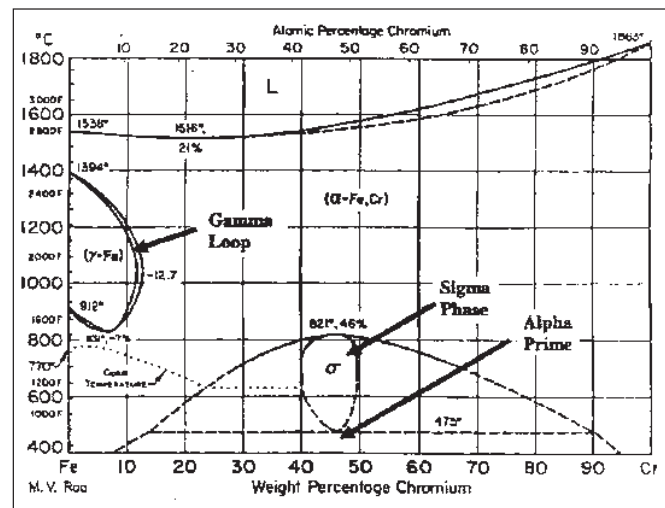


Figura 1.8.- Diagrama de equilibrio Fe-Cr.

La adición del carbón al sistema Fe-Cr altera y complica significativamente el equilibrio de las fases. Ya que el carbón es un promotor de la austenita este expandirá el bucle gama, (Figura 1.9) permitiendo a la austenita ser estable a temperaturas elevadas con muchos más elevados porcentajes de cromo. Incluso los pequeños aumentos de carbón resultan en una dramática expansión del bucle gama. Esto es importante para el desarrollo de los aceros inoxidables martensíticos, ya que para formar martensita durante el enfriamiento, estos aceros deben ser austeníticos a elevadas temperaturas. Para los aceros inoxidables ferríticos, el tamaño del bucle gama debe ser controlado tal que poco o nada de austenita se forma a elevadas temperaturas.

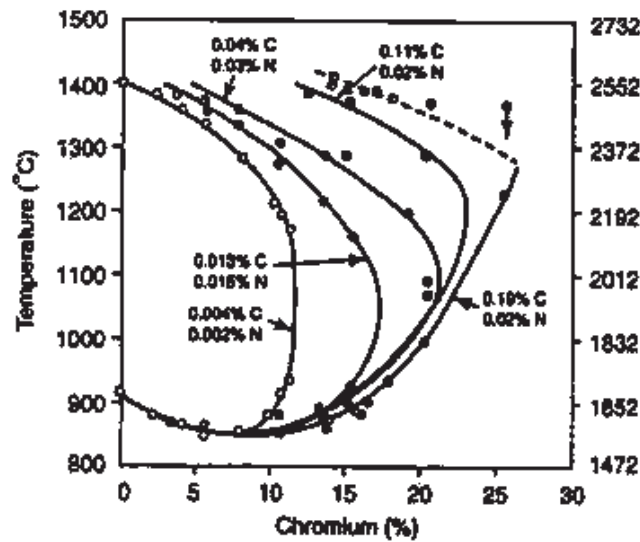


Figura 1.9.- Efecto del carbón en la expansión del bucle gama

1.5.1. Efecto del carbón en la expansión del campo de la fase austenita.

El sistema ternario Fe-Cr-C describe mejor la transformación de fases que pueden ocurrir en el calentamiento o enfriamiento en las soldaduras de los aceros inoxidables martensíticos. Para permitir que el sistema ternario sea visto como una función de la temperatura, es necesario colocar uno de los elementos en un valor constante. De esta forma, un diagrama de fases pseudobinario puede ser construido, ver Figura 1.10 Tal diagrama es llamado pseudobinario por que este representa una proyección bidimensional de un sistema tridimensional. Debido a esto, el diagrama no puede ser usado de la misma forma que un diagrama de fases binario [4].

Es importante observar que en el rango de 0.1 a 0.25wt% de carbón, estos aceros solidifican como ferrita; pero forma algo de austenita o una mezcla de ferrita y austenita al final de la solidificación. El enfriamiento en el rango de solidificación, el diagrama predice que dentro de este rango de carbón toda la ferrita se transforma a austenita. A temperaturas por debajo de 800°C (1470°F) las fases en equilibrio son ferrita y carburos (Cr₂₃C₆).

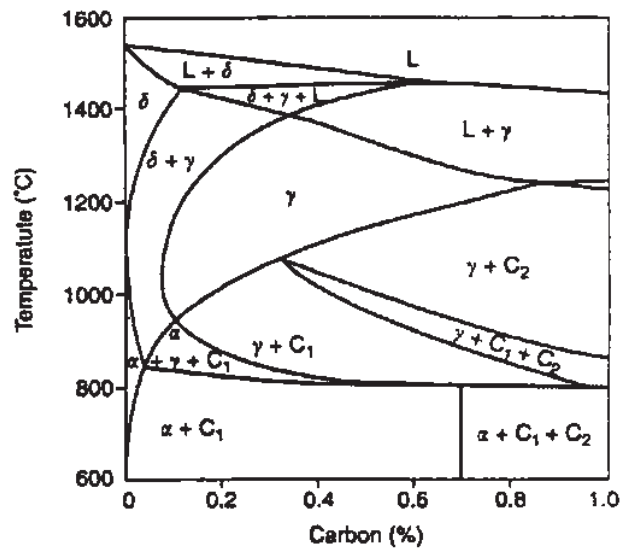


Figura 1.10.- Diagrama pseudobinario Fe-Cr-C, 13% Cr acero 410.

Bajo condiciones normales de enfriamiento de la soldadura, la austenita que está presente a elevadas temperaturas transformará a martensita. Muchos de los aceros inoxidables martensíticos retendrán algo de ferrita a elevadas temperaturas en la matriz de la martensita; pero su presencia es una función del balance de los elementos promotores de ferrita y austenita. Con elevados contenidos de carbón, el campo de la austenita se expande promoviendo una estructura completamente martensítica. Un elevado contenido de carbón resulta en una martensita más dura y frágil que es más propenso al agrietamiento inducido por hidrógeno y posible fractura frágil.

Un diagrama isotérmico de transformación, ver Figura 1.11, puede ser usado para predecir la microestructura que se forma en el metal depositado y la zona afectada térmicamente durante el enfriamiento del campo de la fase austenítica.

La nariz de la curva de formación de la ferrita ocurre en tiempos excedentes a los 100 segundos. Para la mayoría de las soldaduras de fusión, esto resulta en la formación de una estructura predominantemente martensítica con elevadas durezas (sobre 45 HRC) en el metal de soldadura y en porciones de la zona afectada térmicamente.

Si la austenita a elevadas temperaturas puede ser enfriada por debajo de los 700°C (1290°F) en menos de 200 segundos o sobre 3 minutos, manteniendo la temperatura ligeramente más alta que la temperatura M_s , el metal puede permanecer en austenita por periodos de hasta una semana o más. Esta característica puede ser muy útil en la selección del precalentamiento; la soldadura multipasadas puede ser realizada bajo estas condiciones, y la soldadura depositada permanecerá como austenita, la cual fácilmente acomodará las tensiones producidas por la contracción de la soldadura; al mismo tiempo, el hidrógeno puede escapar lentamente, porque su coeficiente de difusión es mucho más bajo en la austenita que en la ferrita o martensita. Cuando la soldadura es terminada y finalmente se le permite enfriar, la austenita del metal depositado puede transformarse a martensita. Esta transformación es acompañada por una expansión del volumen por que la martensita es menos densa que la austenita, el metal depositado puede llegar a temperatura ambiente bajo esfuerzos de compresión, los cuales no promueven el agrietamiento [4].

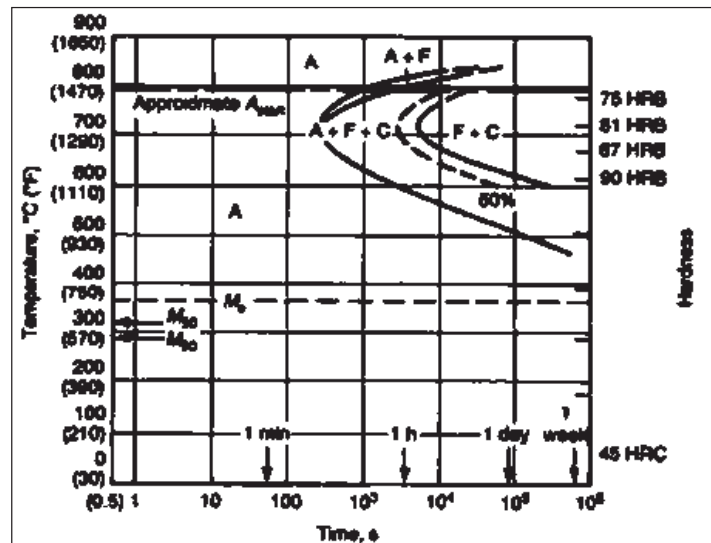


Figura 1.11.- Diagrama de transformación isotérmica, acero 410.

1.6. Metalurgia de la soldadura.

1.6.1. Zona de fusión.

La zona de fusión de los aceros inoxidables martensíticos con porcentajes nominales de 11 a 14wt% de cromo y 0.1 a 0.25wt% de carbón solidifica como ferrita delta. La segregación de carbón y otros elementos de aleación durante la solidificación puede en algunos casos resultar en la formación de austenita, o una mezcla de ferrita y austenita al final de la solidificación. Como el enfriamiento de la soldadura se realiza en estado sólido, la austenita consumirá la ferrita resultando en una estructura completamente austenítica por debajo de los 1100°C (2012°F).

Ruta de transformación 1: microestructura completamente martensítica, ver figura 1.12.

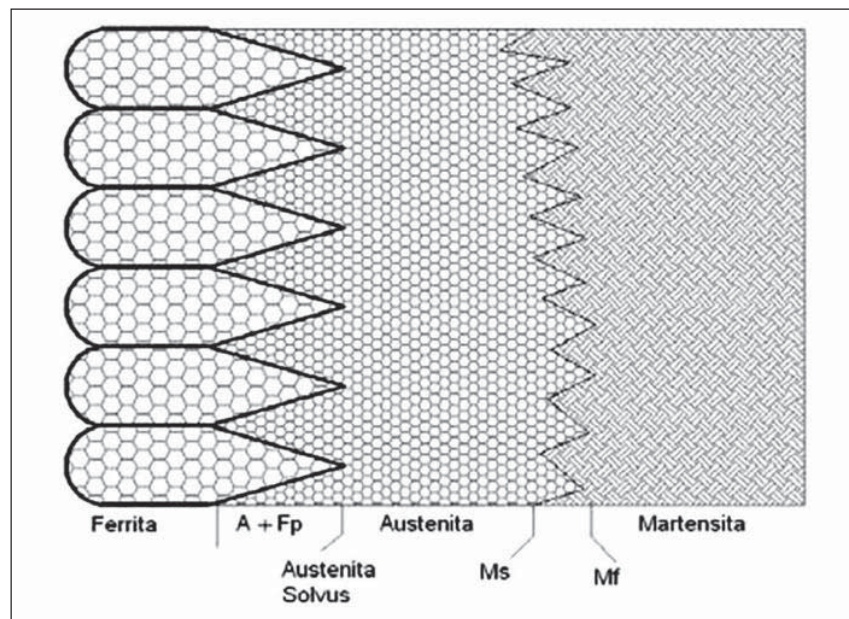
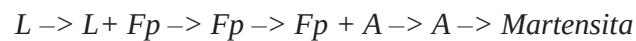


Figura 1.12.- Comportamiento de la transformación de una zona de fusión completamente martensítica.

Si se forma algo de ferrita al final de la solidificación, esta ferrita puede ser lo suficientemente enriquecida por elementos promotores de ferrita (particularmente de Cr

y Mo si está presente) tal que la ferrita no transformará en austenita durante el enfriamiento por debajo del rango de la temperatura de de solidificación. Esta ferrita reside a lo largo de la solidificación en el grano y límites del subgrano, y al final la microestructura de la soldadura consistirá de una mezcla de martensita y ferrita eutéctica, ya que se presume que esta ferrita se forma vía una reacción eutéctica al final de la solidificación. El aumento de la ferrita dependerá en la proporción de elementos promotores de ferrita o austenita y las condiciones de solidificación [4].

Ruta de transformación 2: microestructura con dos fases martensita y ferrita eutéctica, ver figura 1.13

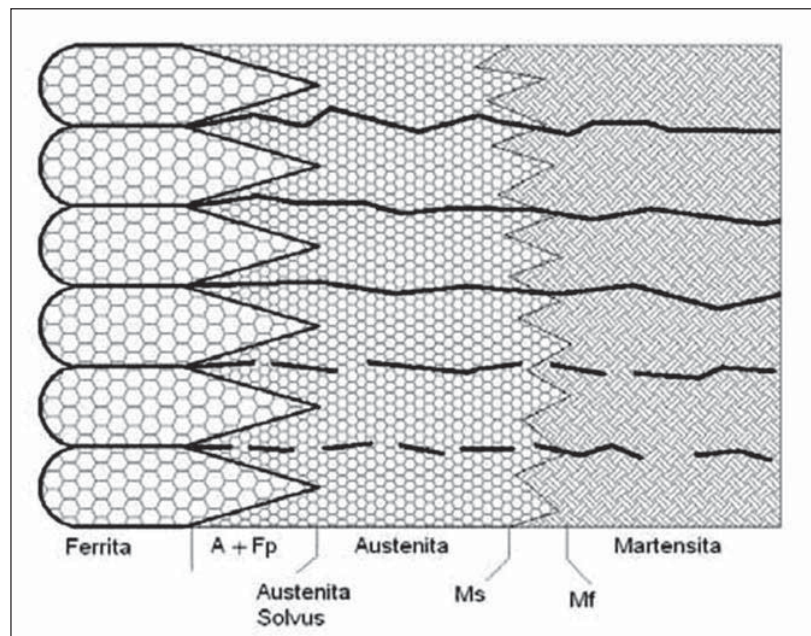
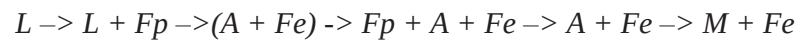


Figura 1.13.- Comportamiento de la transformación de una zona de fusión de martensita y ferrita.

1.6.2. Zona afectada por el calor ZAC.

La zona afectada térmicamente en la soldadura de los aceros inoxidables martensíticos puede exhibir un número de regiones microestructurales distintas. En los aceros de baja aleación, cuatro distintas regiones pueden ser identificadas por

examinación metalúrgica en un microscopio óptico y por la medición de la microdureza transversal. En la porción adyacente a los límites de fusión, el volumen de la microestructura a elevadas temperaturas consiste de austenita, pero alguna ferrita puede estar presente en los límites de grano de la austenita. Ya que el carbón es un promotor de la austenita, incrementando el carbón sobre 0.15wt% expandirá el campo de la fase austenita y reducirá el aumento de ferrita en la microestructura a elevadas temperaturas. En enfriamientos a temperatura ambiente, la austenita transforma a martensita y algunos restos de ferrita en la microestructura. Los aumentos de ferrita que están presentes a temperatura ambiente serán una función del aumento que estuvo presente inicialmente y la velocidad de disolución de esta ferrita ya que se enfría a través del campo de la fase austenita. La presencia de la ferrita puede promover un ablandamiento relativo local adyacente a la zona de fusión y a la ZAC.

Si las aleaciones con elevados contenidos de carbón son consideradas; la región de dos fases austenita + ferrita se encogerá y eventualmente desaparecerá. Esto resultará en la eliminación de la región suavizada en el límite de grano, ya que la martensita sin templar se extenderá hasta el final del límite de fusión [4].

1.6.3. Transformación de fase.

La transformación de fase predominante en la soldadura de los aceros inoxidables martensíticos es la transformación de austenita a martensita que ocurre en la zona de fusión y en las regiones de la zona afectada por el calor que han sido calentadas dentro del campo de la fase austenítica. Si más de un pequeño por ciento de ferrita existe en un acero inoxidable predominantemente martensíticos, la disparidad en las propiedades mecánicas entre la ferrita y la martensita necesita ser tomada en cuenta.

El diagrama de Balmforth, ver figura 1.14 puede ser utilizado para predecir el contenido de ferrita en el metal de soldadura de muchos aceros inoxidables; este diagrama predice el contenido de ferrita en condición de soldadura y no considera cualquier disolución de la ferrita que puede ocurrir durante la subsecuente exposición térmica; tal como durante en la soldadura multipasadas o tratamiento post soldadura.

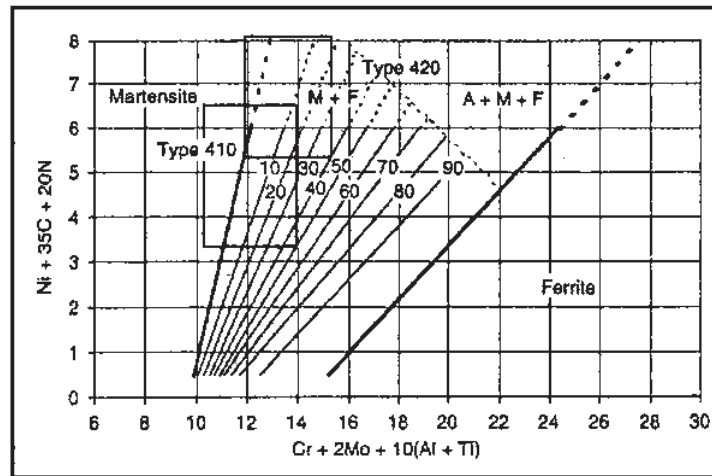


Figura 1.14.- Diagrama Balmforth.

1.6.4. Tratamiento térmico post soldadura.

El tratamiento térmico post soldadura casi siempre es requerido para los aceros inoxidables martensíticos. Incluso en los niveles de carbono tan bajos como 0.1wt%, la dureza en condición de soldadura puede exceder de 30 a 35 HRC. El tratamiento térmico post soldadura es utilizado primordialmente para templar la martensita, pero también provee un cierto relevado de esfuerzos cuando elevados niveles de esfuerzos residuales están presentes. Los tratamientos térmicos post soldadura son normalmente desarrollados en el rango de 480 a 750°C, aunque temperaturas tan bajas como 200°C han sido también usadas. Virtualmente no hay ablandamiento si el temple es hecho por debajo de 480°C; pero el temple por debajo de esta temperatura puede ser usado para mejorar la dureza y la estabilidad dimensional después del maquinado. El tiempo del tratamiento térmico depende del grosor de la sección, pero normalmente de 30 a 2 horas es suficiente.

Metalúrgicamente, el temple promueve la transformación de la martensita a ferrita y carburos muy finos. Esta transformación reduce la resistencia a la cedencia pero mejora la ductilidad y la dureza. Si los carburos con excepción de los carburos de cromo se forman a temperaturas intermedias, puede haber un grado de endurecimiento secundario que compensa el ablandamiento de la martensita.

1.7. Aplicación de recubrimientos por Soldadura.

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.

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.

1.7.1. Tipo de Aplicación.

La descripción, tipo y propiedades mecánicas de los electrodos para recubrimiento que se describen en las tablas 1.5 y 1.6, se basan en la clasificación específica para electrodos tubulares.

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 1.5.- Propiedades de diferentes electrodos tubulares 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.

Tabla 1.6.- Descripción y aplicación de diferentes electrodos de la serie 400.

1.7.2. 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

1.7.3. Electrodo Tubulares para Recubrimientos.

Dentro de la clasificación de los electrodos tubulares se encuentran los siguientes [27]:

- ❖ **HARDFACE.** Electrodo con costura a base de hierro

- ❖ **ROBODUR.** Electrodo a base de hierro
- ❖ **CHROME CORE.** Acero Inoxidable 13-17% cromo
- ❖ **STELLODY.** Electrodo base cobalto y níquel
- ❖ **CORBRONZE.** Electrodo base cobre y aluminio

1.8. 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 [27].

Los siguientes procesos 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

1.8.1. 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 [27].

El proceso de arco sumergido se representa en la figura 1.15. 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.

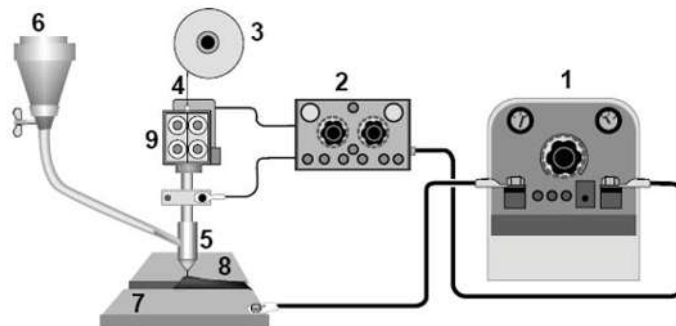


Figura 1.15.- Representación Esquemática del Proceso SAW

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.

1.8.2. 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 [27].

Este proceso se define como un método de soldar con un arco eléctrico, en dónde 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 1.16.

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

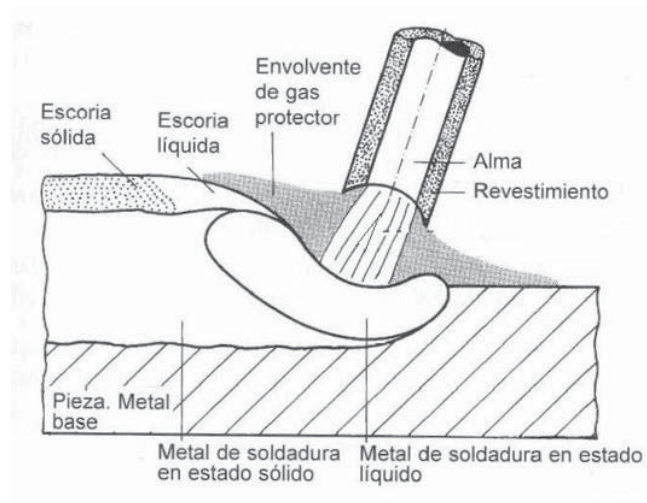


Figura 1.16.- Representación Esquemática del Proceso SMAW

Limitaciones.

- 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.

- b) Debido a que el electrodo se agota en muy poco tiempo, el soldador tiene que interrumpir el trabajo a intervalos regulares para cambiarlo.
- c) 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.

1.8.3. 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 1.17.

Equipo básico para el proceso de soldadura GTAW [27].

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.

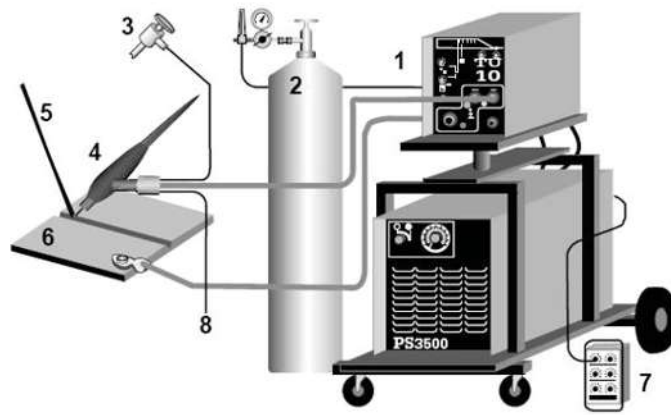


Figura 1.17.- Diagrama Esquemático del Equipo GTAW

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 [27].

Ventajas.

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.

- 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.

1.8.4. 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 1.18.

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.

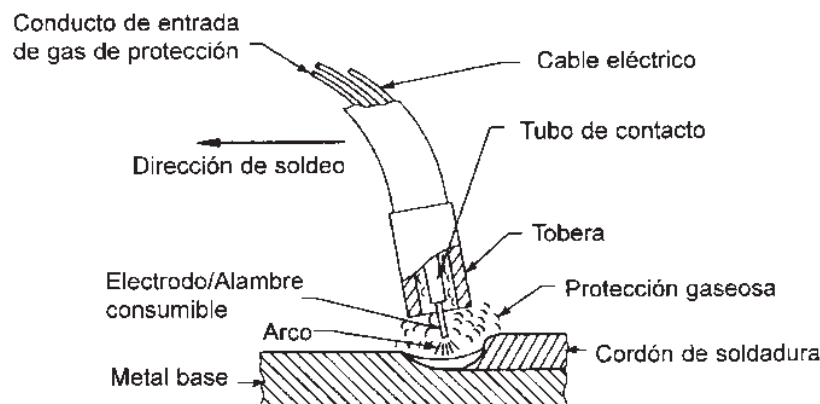


Figura 1.18.- Representación Esquemática del Proceso GMAW

El equipo básico para la soldadura GMAW se muestra en la figura 1.19.

- 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.

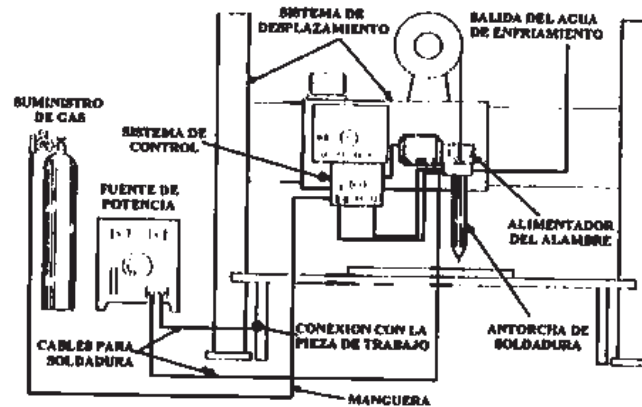


Figura 1.19.- Esquema Operativo del Proceso GMAW

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 post soldadura, 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.

1.8.5. Spray Térmico.

En los procesos de rociado térmico, 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 1.20.

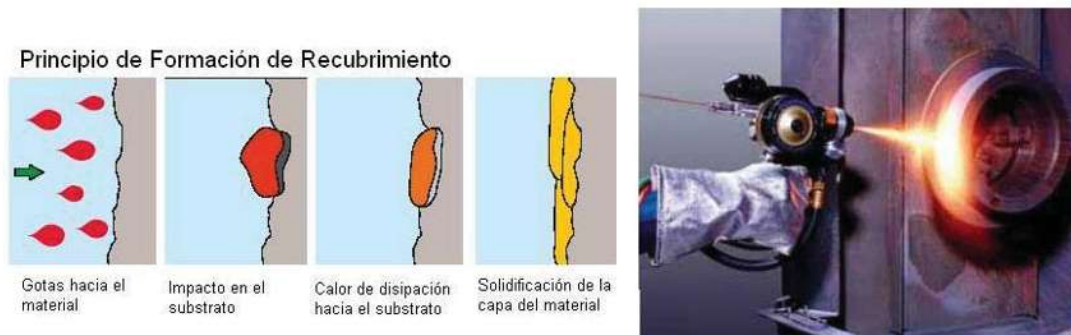


Figura 1.20.- Recubrimiento por atomización térmica

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. 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.

1.9. Ensayos Mecánicos.

1.9.1. Ensayo de Impacto Charpy.

El nombre de este ensayo se debe a su creador, el francés Augustin Georges Albert Charpy (1865-1945). A través del mismo se puede conocer el comportamiento que tienen los materiales al impacto, y consiste en golpear mediante una masa una probeta que se sitúa en el soporte. La masa M , la cual se encuentra acoplada al extremo del péndulo de longitud L , se deja caer desde una altura H , mediante la cual se controla la velocidad de aplicación de la carga en el momento del impacto [23].

La energía absorbida E_a por la probeta, para producir su fractura, se determina a través de la diferencia de energía potencial del péndulo antes y después del impacto. Una vez conocido el ángulo inicial de aplicación de la carga (α) y el ángulo final (β) al que se eleva el péndulo después de la rotura completa de la probeta, se puede calcular la energía E_a mediante la expresión:

$$E_a = MgL[\cos(\beta) - \cos(\alpha)],$$

Donde g representa la aceleración de la gravedad.

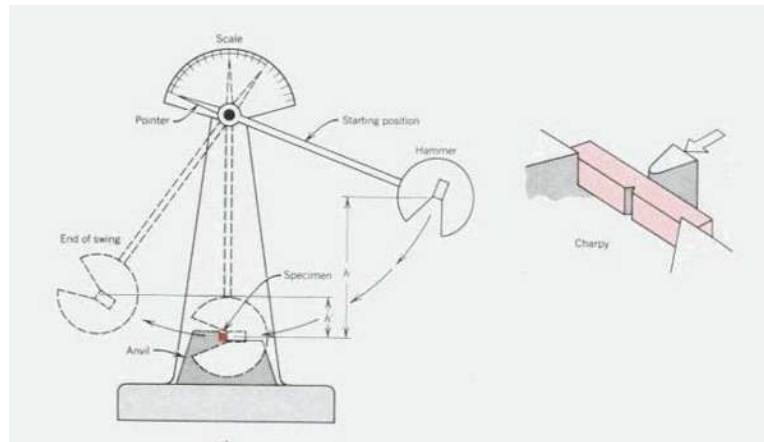


Figura 1.21.- Máquina para pruebas de impacto.

Los modos de fractura que pueden experimentar los materiales se clasifican en dúctil o frágil, dependiendo de la capacidad que tienen los mismos de absorber energía durante este proceso.

Las pruebas de impacto Charpy se realizan según normas internacionales en las cuales se detallan las dimensiones de las probetas empleadas en este tipo de ensayo, así como la forma de reportar los resultados de los mismos. De acuerdo con las normas ISO (International Organization for Standardization), los resultados de los ensayos de impacto, en probetas entalladas, se suelen expresar en (kJ/m^2) , para lo cual se divide la energía absorbida para provocar la fractura de la probeta entre la sección transversal de la misma en la zona de la entalla ($h \times bN$), mientras que según las normas ASTM (American Society for Testing Materials) se reportan los resultados en (J/m) , donde se

divide esa energía absorbida entre la anchura remanente en la base de la entalla (b_N) [23].

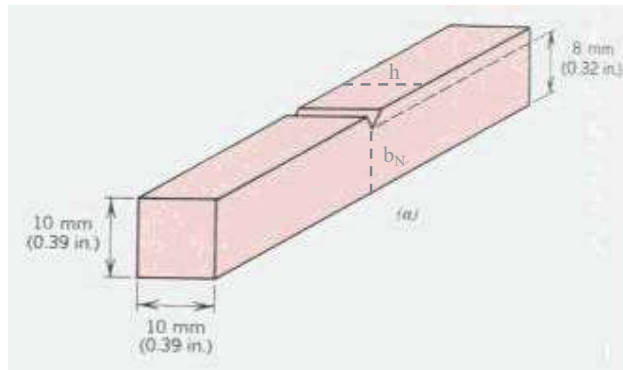


Figura 1.21.- Probeta para ensayo de impacto.

1.9.2. Ensayos de dureza.

Es difícil definir la propiedad de "dureza", excepto en relación con la prueba empleada en particular para determinar su valor. Debe tenerse en cuenta que un número o valor de dureza no puede utilizarse directamente en trabajos de diseño, como se puede hacer con un valor de resistencia a la tensión, ya que los números de dureza no tienen significado intrínseco.

La dureza no es una propiedad fundamental de un material, sino que está relacionada con las propiedades elásticas y plásticas. El valor de dureza obtenido en una prueba determinada sirve sólo como comparación entre materiales o tratamientos. El procedimiento de prueba y la preparación de la muestra suelen ser sencillos y los resultados pueden utilizarse para estimar otras propiedades mecánicas. La prueba de dureza se utiliza ampliamente para inspección y control. El tratamiento térmico o el trabajo efectuado en una pieza metálica resulta generalmente en un cambio de dureza. Cuando se establece el valor resultante de la dureza de un tratamiento térmico a un material dado por un proceso determinado, esa estimación proporcionará un método rápido y sencillo (de inspección y control) para el material y proceso particulares [24].

Esta prueba generalmente se utiliza imprimiendo en la muestra, la que está en reposo sobre una plataforma rígida, un marcador o indentador de geometría

determinada, bajo una carga estática conocida que se aplique directamente o por medio de un sistema de palanca. El indentador puede ser esférico (ensayo Brinell), piramidal (ensayos Vickers y Knoop) o cónico (ensayo Rockwell). En los ensayos Vickers, Brinell y Knoop, el valor de la dureza es la carga soportada por unidad de área de la indentación, expresada en kg/mm^2 . En el ensayo Rockwell, la profundidad de la indentación en una carga prescrita es determinada y convertida a un número de dureza (sin unidades de medida), las cuales son inversamente relacionadas a la profundidad [25].

Los métodos más comunes para pruebas de dureza por indentación son los siguientes:

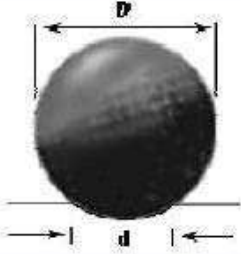
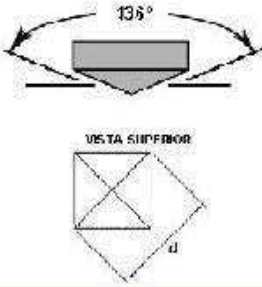
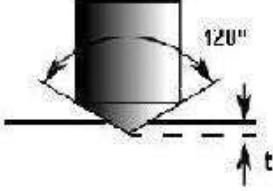
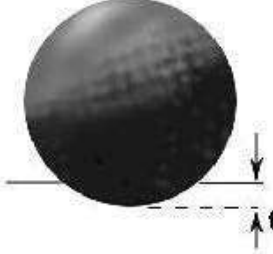
Ensayo BRINELL. Indentador: Esfera de 10mm de acero o carburo de tungsteno. Carga = P $\frac{2P}{\pi D \left(D - \sqrt{D^2 - d^2} \right)}$	
Ensayo VICKERS Indentador: Pirámide de diamante Carga = P $HV = 1,8544 \cdot \frac{P}{d^2}$	
Ensayo ROCKWELL A, C, D Indentador: Cono de diamante (H_{RA}, H_{RC}, H_{RD}) Carga: $P_A = 60 \text{ Kg}$ $P_C = 150 \text{ Kg}$ $P_D = 100 \text{ Kg}$ Formula: $H_{RA}, H_{RC}, H_{RD} = 100 - 500t$	
Ensayo ROCKWELL B, F, G, E Indentador: Esfera de acero $f = 1/16''$ (H_{RB}, H_{RF}, H_{RG}) Esfera de acero $f = 1/8''$ (H_{RE}) Carga: $P_B = 100 \text{ Kg}$ $P_F = 60 \text{ Kg}$ $P_G = 150 \text{ Kg}$ $P_E = 100 \text{ Kg}$ Formula: $H_{RB}, H_{RF}, H_{RG}, H_{RE} = 130 - 500t$	

Figura 1.21.- Métodos más comunes para pruebas de dureza por indentación.

1.9.3. Ensayo de dureza Vickers.

En esta prueba, el instrumento utiliza un marcador piramidal de diamante de base cuadrada con un ángulo incluido de 136° entre las cargas opuestas. El intervalo de carga está generalmente entre 1 y 120 kg. El probador de dureza Vickers funciona bajo el mismo principio que el probador Brinell, y los números se expresan en términos de carga y área de la impresión. Como resultado de la forma del marcador, la impresión sobre la superficie de la muestra será un cuadrado. La longitud de la diagonal del cuadrado es medida por medio de un microscopio equipado con un micrómetro ocular que contiene fillos móviles [26]. La distancia entre los fillos se indica en un contador calibrado en milésimas de milímetros. Por lo general, hay tablas para convertir la diagonal medida al número de dureza piramidal Vickers (HV) o por medio de la fórmula:

Donde:

L = carga aplicada, en kg

d = longitud de la diagonal del cuadrado de la impresión, en mm.

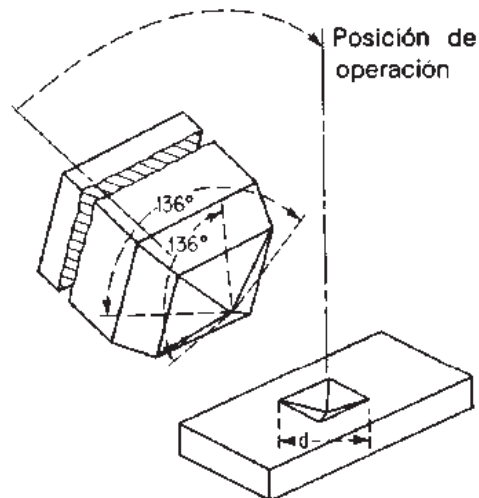


Figura 1.22.- Marcador piramidal de diamante Vickers.

1.9.4. Ensayo de microdureza.

Desafortunadamente, este término es engañoso ya que podría referirse a la prueba de pequeños valores de dureza cuando que en realidad significa el uso de impresiones pequeñas. Las cargas de prueba están entre 1 y 1000 g. Hay dos tipos de marcadores empleados para la prueba de microdureza: la pirámide de diamante Vickers de base cuadrada de 136° , descrita anteriormente y el marcador Knoop de diamante alargado. El marcador Knoop tiene forma piramidal que produce una impresión en forma de diamante, y tiene diagonales largas y cortas a una razón aproximada de 7:1.

La fórmula piramidal empleada tiene incluidos ángulos longitudinales de $172^\circ 30'$ y ángulos transversales de 130° . La profundidad de impresión es como de $1/30$ de su longitud. Como en la prueba Vickers, la diagonal más larga de la impresión es medida ópticamente con el ocular de un micrómetro de rosca. El número de dureza Knoop es el resultado de dividir la carga entre el área de la impresión. Por lo general se utiliza tablas para convertir la longitud diagonal medida al número de dureza Knoop (HK), o mediante la fórmula siguiente [24]:

Donde:

L = carga aplicada, en kg

d = longitud de la diagonal mayor, en mm.

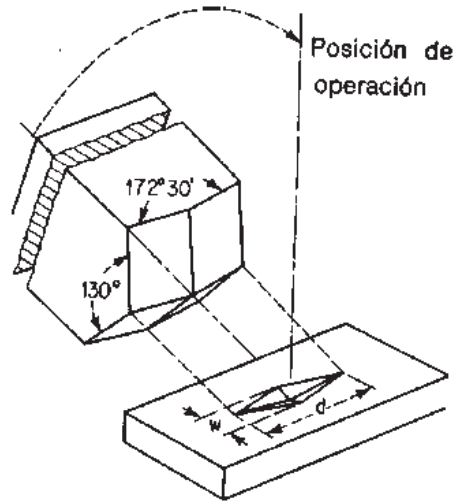


Figura 1.23.- Marcador piramidal Knoop de diamante indentado.

El espesor de la probeta o de la capa superficial a ensayar debe ser superior o igual a 1,5 veces la diagonal de la huella.

Después del ensayo, no debe observarse ninguna deformación en la cara opuesta de la probeta [26].

Capítulo II

CAPITULO II. DESARROLLO EXPERIMENTAL.

Introducción.

En este capítulo se detalla procedimiento experimental usado, las características del material base, los electrodos utilizados, gas de protección y los procedimiento de soldadura utilizados en la fabricación del recargue de acero inoxidable martensítico AISI 410. Asimismo, se describen las técnicas experimentales utilizadas en la caracterización metalúrgica y mecánica de los recargues.

2.1. Materiales de soldadura.

2.1.1. Material base.

El material base usado en el desarrollo de este trabajo de investigación es un acero estructural ASTM A-36 con la composición química mostrada en la tabla 2.1.

	%C	%Mn	%P	%S	%Si	%Ni	%Cr	%Cu	%Ti
A-36	0.29	0.8-1.20	0.04	0.05	0.15-0.30	----	---	0.20	----

Tabla 2.1. Composición química del acero estructural ASTM A-36, % en peso.

2.1.2. Metales de aporte.

En el presente trabajo se utilizaron como metales de aporte en el enmantequillado un electrodo tubular de acero inoxidable austenítico E309LT de 1/16" de diámetro, con la composición química que se muestra en la tabla 2.2. Para la aplicación del recubrimiento, se utilizo un electrodo de acero inoxidable martensítico ER410 de 1/16" de diámetro con la composición química que se muestra en la tabla 2.2.

AWS	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	N	Cu
E309LT- X	a	22-25	12-14	0.5	0.5-2.5	1.0	0.04	0.03	-	0.5
ER410	0.12	11.5-13.5	--	0.75	0.6	0.5	0.5	0.03	-	0.75

Tabla 2.2. Composición química de los metales de aporte, proporcionada por el fabricante.

2.1.3. Gas de protección.

Para la aplicación del metal de aporte E309LT-X se usa como gas de protección al CO₂. Para la aplicación del metal de aporte ER410 e introducir nitrógeno a la pileta de soldadura se usan respectivamente argón al 100% y dos mezclas de argón y nitrógeno: 97% argón-3% nitrógeno y 94% argón-6% nitrógeno.



Figura 2.1. Las mezclas argón-nitrógeno se compraron premezcladas directamente al distribuidor de gases industriales INFRA.

2.2. Procedimiento de soldadura.

2.2.1. Preparación del metal base.

Se prepararon tres placas de acero ASTM A-36 con dimensiones de 8" x 9" x 1/2" para aplicar los recargues, colocando a las placas en los extremos extensiones para estabilizar el arco y evitar el efecto del soplo magnético; alrededor de la placa se colocaron anclas evitar la distorsión propia de la aplicación de la soldadura, ver figura 2.2.

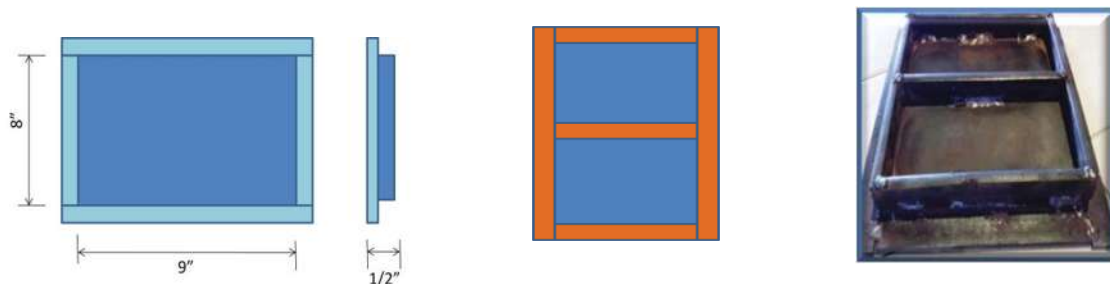


Figura 2.2. Preparación de placas para la aplicación del recargue. a) Colocación de extensiones; b) anclas; c) placas listas para la aplicación del recargue.

2.2.2. Aplicación del enmantequillado.

El propósito principal del enmantequillado o colchón es proveer al recargue una superficie intermedia que sea capaz de regular las diferencias de propiedades entre el material base y el metal de recargue. El enmantequillado se realiza con un electrodo tubular de acero inoxidable austenítico E309LT de 1/16" con CO₂ como gas de protección, que es el gas recomendado por el fabricante, y se llevo a cabo como se muestra en la figura 2.3.

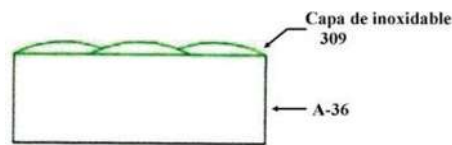


Figura 2.3. Secuencia de aplicación del enmantequillado de acero inoxidable austenítico AISI 309.

2.2.3. 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:

—

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 GMAW es del 60%.

2.2.4. Variables operativas del proceso de soldadura en el enmantequillado.

Las variables operativas para el enmantequillado se muestran en la tabla 2.3, su selección se basó en trabajos previos, estas variables permiten buena penetración, buena sobre monta, pocas salpicaduras y no producen poros en el recargue.

Variable	Amperaje	Voltaje	Vel. De avance	Aporte térmico
Valor	166.0 A	30.7 V	25.0 cm/min	1.223 J/mm

2.3. Variables operativas de soldadura para el enmantequillado



2.2.5. Variables operativas para el recargue de acero inoxidable martensítico AISI 410.

Durante la aplicación del recargue de acero inoxidable martensítico se utilizaron las variables operativas mostradas en la tabla 2.4. Las variables se escogieron por experiencia en trabajos previos, estas variables cumplen con las condiciones de buena penetración, buena sobremonta, poca salpicadura y no crean poros en el recargue. La aplicación del recargue se muestra en la figura 2.4.

Variable	Amperaje	Voltaje	Vel. De avance	Aporte térmico
Valor	252.0 A	27.0 V	25.cm/min	1.63 J/mm

Tabla 2.4. Variables operativas de soldadura para el recargue de acero inoxidable AISI 410.

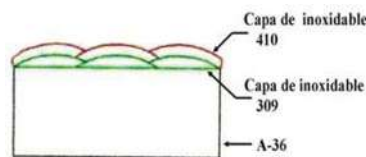


Figura 2.4. Secuencia de aplicación del recargue de acero inoxidable martensítico 410.

2.3. Tratamiento térmico de envejecido.

La finalidad del tratamiento térmico de envejecido es el cambio de propiedades en el material, producido por un cambio de fases por precipitación, recalentando el material por debajo de la temperatura de solvus, a fin de proporcionar la energía térmica necesaria para formar un precipitado. Para la aplicación del tratamiento de envejecido se usa el siguiente procedimiento.

El tratamiento térmico de envejecido consistió en mantener las probetas a una temperatura de 550°C, seguida de un enfriamiento en aire a temperatura ambiente como muestra la figura 2.5. Los tiempos de permanencia del tratamiento fueron 2 h, 10 h y 24 h, usándose como referencia probetas sin tratamiento de revenido (0 h).

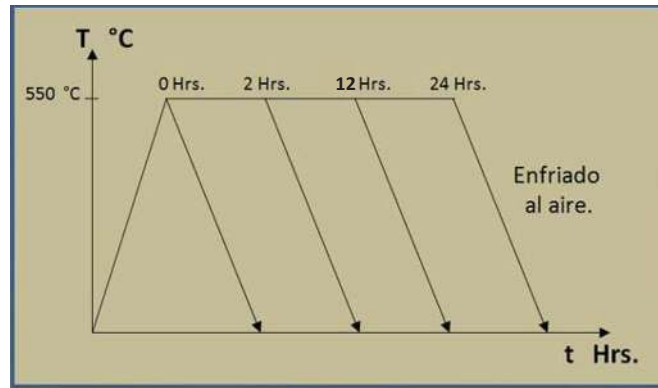


Figura 2.5. El tratamiento térmico se aplicó a las probetas en un horno de resistencias eléctrico del departamento de soldadura del I.I.M. a: a) 0 horas, b) 2 horas, c) 12 horas y d) 24 horas.

2.3.1. Preparación de las probetas.

Cada una de las placas con recargue fabricadas usando argón y mezclas de argón y nitrógeno fue cortada en una cinta, obteniéndose de la placa 18 probetas de 10 mm x 10 mm x 55 mm, las probetas se enumeraron y marcaron como se muestra en la figura 2.6; se tomaron cuatro probetas para cada uno de los cuatro tiempos de permanencia, generando así 48 probetas, para 12 combinaciones diferentes con 3 replicas cada una.

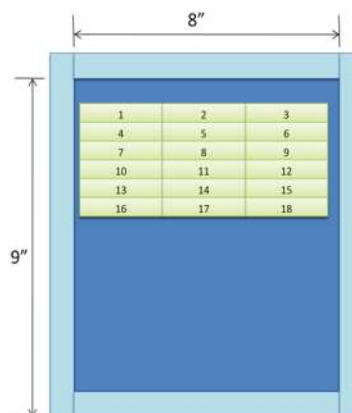


Figura 2.6. Corte y numeración de las probetas para tratamiento de revenido.

Utilizando el programa Random Number Pro, se hizo una selección aleatoria de las probetas para eliminar algún tipo de tendencia. Quedando el orden de las probetas como se muestra en la tabla 2.5. Esto para cada una de las mezclas de gas de protección. El tratamiento térmico de revenido fue realizado en un horno eléctrico, ver figura 2.7.

Permanencia	Numero de probeta			
0 Hrs	16	14	3	4
2Hrs	7	10	8	6
12 Hrs	11	5	13	2
24 Hrs	12	9	15	1

Tabla 2.5. Selección aleatoria de las probetas para tratamiento de revenido

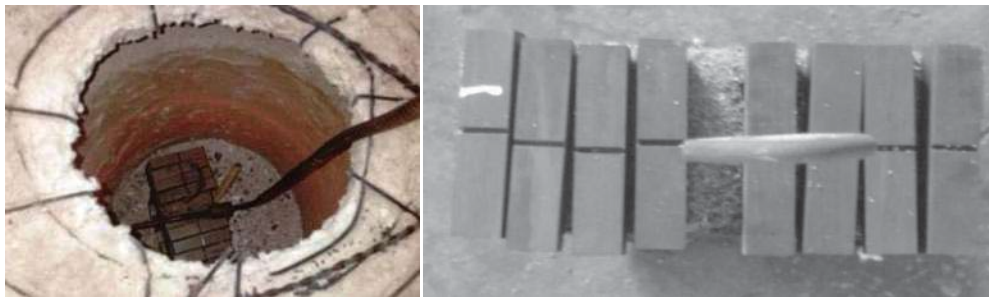


Figura 2.7. Horno eléctrico y probetas para tratamiento térmico.

Se utilizo un termopar tipo K con un registrador de temperatura marca Omega en el centro del horno eléctrico, y otro junto a las piezas para medir la temperatura de las piezas, ver figura 2.8.



Figura 2.8. Registradores de temperatura, termopares tipo K.

2.4. Caracterización mecánica del recargue.

2.4.1. Ensayo de impacto Charpy.

Las probetas se elaboraron de acuerdo a la norma ASTM E23 para ensayos mecánicos, donde se menciona que las probetas deben de tener una sección transversal cuadrada de 10 mm por lado, con una longitud de 55 mm [28], con una entalla en el centro de 2 mm y una muesca con ángulo de 45° como se muestra en la figura 2.9.

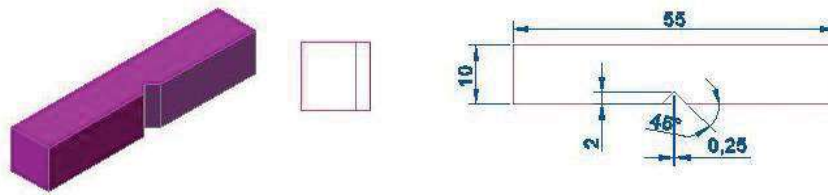


Figura 2.9. Probeta Charpy para ensayo de impacto o tenacidad.

Para la manufactura de la entalla de acuerdo con la norma se utilizó un cortador de ángulo doble a 45° de incidencia con baño de nitrato de titanio, lo anterior debido a la elevada dureza de las probetas. El ensayo de impacto Charpy se hizo en un equipo marca Tinius Olsen perteneciente al IIM, ver figura 2.10.



Figura 2.10. Probetas para ensayo de impacto y equipo para ensayo Charpy.

2.4.2. Medición de dureza.

La medición de la microdureza se realizó en el IIM en un equipo marca “NANOVEA series” con una carga de 50 Kilogramos, se llevó a cabo un barrido de dureza en la cara de desgaste del recargue con una distancia de separación de 2.5 mm entre indentación como se muestra en la figura 2.11. Para dicho barrido de dureza se utilizaron las probetas utilizadas en el ensayo de impacto Charpy.

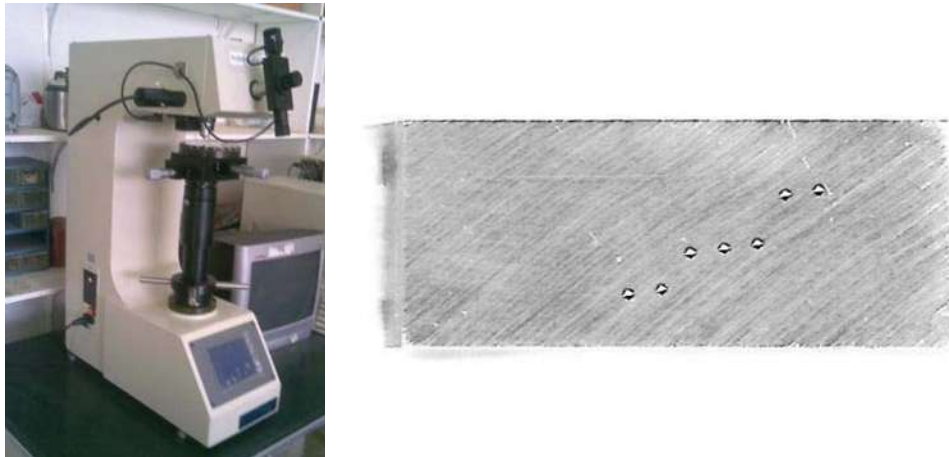


Figura 2.11. Ensayo de dureza. Equipo y huellas de dureza.

Se hicieron siete indentaciones en el recargue eliminando el valor más alto y el valor más bajo, quedando cinco valores, los cuales se sumaron y se promediaron para obtener la dureza promedio de dicha probeta.

2.5. Caracterización metalográfica del recargue.

2.5.1. Microscopía óptica.

Para la caracterización metalográfica del acero inoxidable martensítico del recargue se utilizaron las mismas probetas que para el ensayo de dureza, y se aplicaron técnicas tradicionales de metalografía. Se obtuvo un acabado a espejo empleando papel abrasivo de diferentes grados, se finalizó con un pulido a paño con pasta de diamante de 6 μm y 1 μm .

Para su caracterización se utilizó el reactivo conocido como Villela's [29] el cual contiene la siguiente composición:

- 1gr de ácido pícrico
- 5 ml de ácido clorhídrico (HCl)
- 100 ml de alcohol etílico

Los tiempos de ataque variaron según el tiempo de permanencia del tratamiento térmico de cada muestra, para las muestras que se encuentran en condición de soldado el tiempo de ataque fue de 35 seg, para las muestras con 2 horas ciclos térmicos el tiempo fue casi 120 seg, en tanto para las muestras con 12 horas fue de 45 segundos y las de 24 horas el tiempo de ataque fue de 30 seg.

Una vez atacadas las muestras, se obtuvieron las micrografías correspondientes por medio del microscopio óptico Nikon Epiphot 300 el cual se muestra en la siguiente Figura.

2.5.2. Difracción de rayos X.

Para la obtención de los difractogramas de rayos X se utilizaron también las probetas usadas en el ensayo de impacto, solo se les dio un lijado fino en la superficie ya que para obtener el Difractograma se necesita que la superficie sea lisa. Se utilizó un Difractometro marca SIEMENS que se encuentra en el laboratorio de difracción de rayos X del IIM, ver figura 2.12.

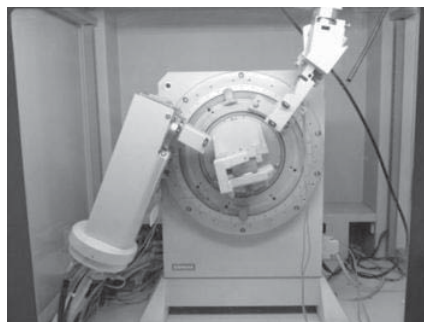


Figura 2.12. Difractometro SIEMENS.

2.5.3. Microscopía electrónica de transmisión.

Para la caracterización mediante microscopía electrónica de transmisión (Transmission Electron Microscopy, TEM) se prepararon doce probetas de 3 mm de diámetro como se muestra en el esquema de la figura 2.13.



Figura 2.13. Muestra para TEM.

Se utilizó un Microscopio electrónico de transmisión de emisión de campo Philips Tecnai F20 (FEG TEM Philips Tecnai F20), ver figura 2.14. El microscopio tiene las siguientes características [30]:

- Voltaje de aceleración de 200 KV.
- La amplificación mínima es de 25x y la máxima es de 1'030'000X.
- La resolución entre puntos es 0.24 nm y la resolución entre líneas es de 0.10 nm.



Figura 2.14. Microscopio electrónico de transmisión Philips Tecnai F20.

Capítulo III

CAPITULO III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

Introducción.

En este capítulo se analiza el comportamiento de cada uno de los recargues respecto al contenido de nitrógeno aplicado durante la soldadura. También se examina el efecto del tratamiento térmico sobre las propiedades mecánicas de los recargues y se discuten los resultados obtenidos.

3.1. Composición química del metal de recargue.

Se hizo el análisis químicos de los recargues en Metal Test Inc. Arrojando los siguientes resultados.

Elemento	0 % N ₂	3 % N ₂	6 % N ₂
C	0.156	0.1364	0.175
Mn	0.649	0.688	0.595
P	0.0022	0.021	0.020
S	0.0035	0.011	0.046
Si	0.246	0.250	0.215
Cr	13.39	13.83	12.20
Ni	3.38	3.8	2.95
Mo	0.017	0.016	0.012
Cu	0.044	0.045	0.040
V	0.045	0.047	0.045
Co	0.036	0.041	0.014
N	0.02	0.08	0.09
Ti	0.004	0.004	0.004
Nb	0.005	0.005	0.004
W	0.001	0.001	0.001
Sn	0.005	0.005	0.005
Al	0.007	0.005	0.007
Pb	0.001	0.005	0.001
B	0.000	0.000	0.000
Se	0.001	0.001	0.001
Ta	0.046	0.044	0.045
Zr	0.026	0.026	0.025
Fe	Rem	Rem	Rem

Tabla 3.1. Análisis químico % en peso.

METALTEST, INC. 1205 5th Avenue South Kent, Washington 98032 Phone (253) 813-5970 Fax (253) 813-5971 (800) 200-1376			7/15/2010
-----	-----		
Instituto De Investigaciones	LAB	138296	
Universida Michoacana	PO	Memo - July 1 st , 2010	
Morelia, Mich. Mexico	MATL	410 Stainless Steel	
	SPEC	N/A	
	TEST METHOD	OES - Chemical Analysis	
	TEST METHOD	IGF - Nitrogen Analysis	
Attn: Ing. Luis Adrian Avila Cruz	SIZE		
-----	-----		

Figure 3.1. Metal test inc.

Se puede observar un aumento significativo en el contenido de nitrógeno al pasar de 0.02% peso a 0.08% peso para el recargue producido con protección de argón, al recargue producido con una mezcla de 97% argón-3% nitrógeno respectivamente. Con la mezcla de gas de protección de 94% argón-6% nitrógeno se alcanza en el metal de recargue un contenido de nitrógeno de 0.09% lo que representa un aumento de 0.01% respecto a la mezcla con 97% argón-3% nitrógeno.

3.2. Microscopia Óptica.

3.2.1. Recargue en condición de soldadura.

En las figuras siguientes 3.2, 3.3 Y 3.4 se observa la estructura del acero inoxidable 410 en condiciones de recargue con 0% N₂, 3% N₂ y 6% N₂, mostrando una estructura puramente martensítica.

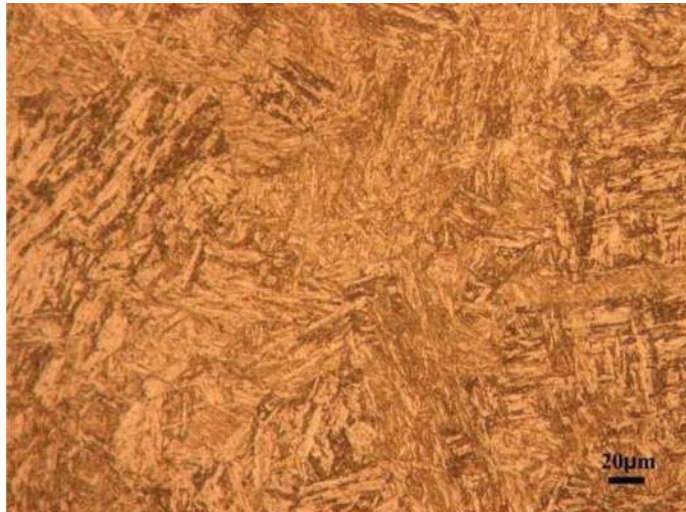


Figure 3.2. Micrografía del recargue de acero 410 con 0% N₂ y en condición de soldadura, mostrando una estructura martensítica. (200X, villelas y 20 segundos).

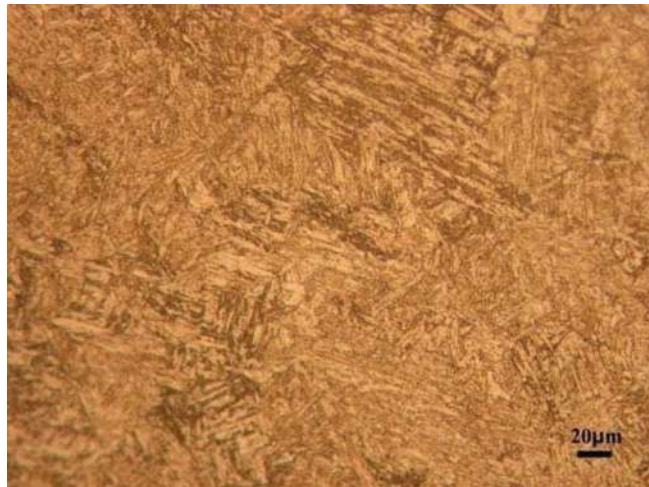


Figura 3.3. Micrografía del recargue de acero 410 con 3% N₂ y 0 horas, mostrando una estructura martensítica. (200X, villelas y 20 segundos).



Figura 3.4. Micrografía del recargue de acero 410 con 6% N₂ y 0 horas, mostrando una estructura martensítica. (200X, villelas y 20 segundos).

Como ya se había mencionado para el acero 410, el enfriamiento al aire quieto es lo suficientemente rápido para generar una estructura puramente martensítica.

3.2.2. Recargue con dos horas de revenido.

Con dos horas de permanencia a 550°C las probetas con 0% N₂, 3% N₂ y 6% N₂, presentan una estructura martensítica similar a las probetas en condición de soldadura. Como se muestra en las siguientes figuras. Debido al rango de temperatura y al corto tiempo de calentamiento, las muestras sufrieron un tratamiento térmico de revenido.

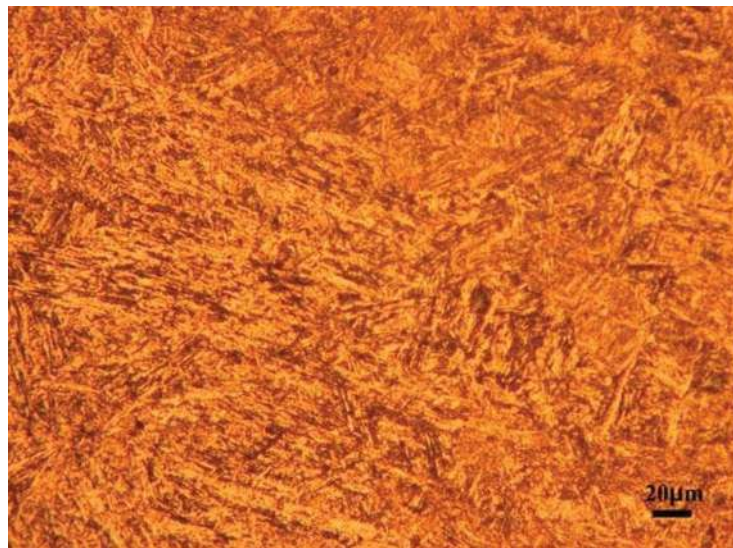


Figura 3.5. Micrografía del recargue de acero 410 con 0% N₂ y 2 horas, mostrando una estructura martensítica. (200X, vellelas y 120 segundos).

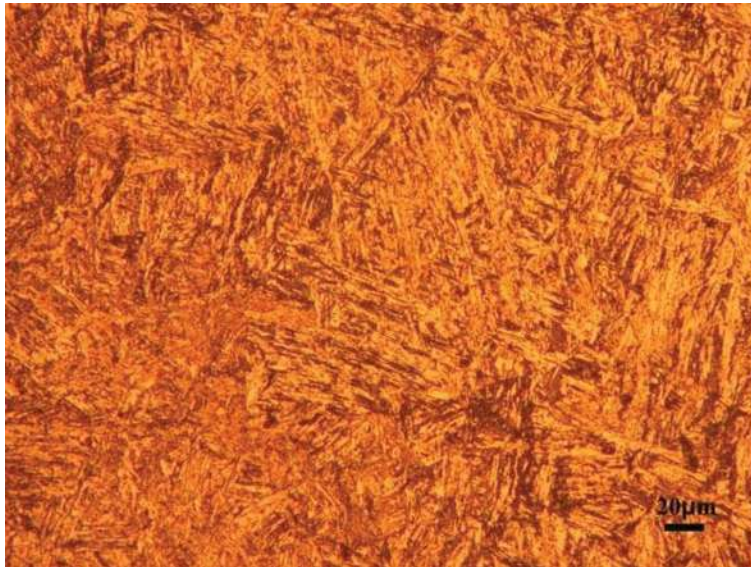


Figura 3.6. Micrografía del recargue de acero 410 con 3% N₂ y 2 horas, mostrando una estructura martensítica. (200X, vellelas y 120 segundos).



Figura 3.7. Micrografía del recargue de acero 410 con 6% N₂ y 2 horas, mostrando una estructura martensítica. (200X, vellelas y 120 segundos).

3.2.3. Recargue con doce horas de revenido.

Al final de las 12 horas de permanencia a 550°C, el acero presenta una estructura martensítica, del tipo listón, típica de los aceros revenidos, como se muestra en las figuras 3.8 a 3.10.

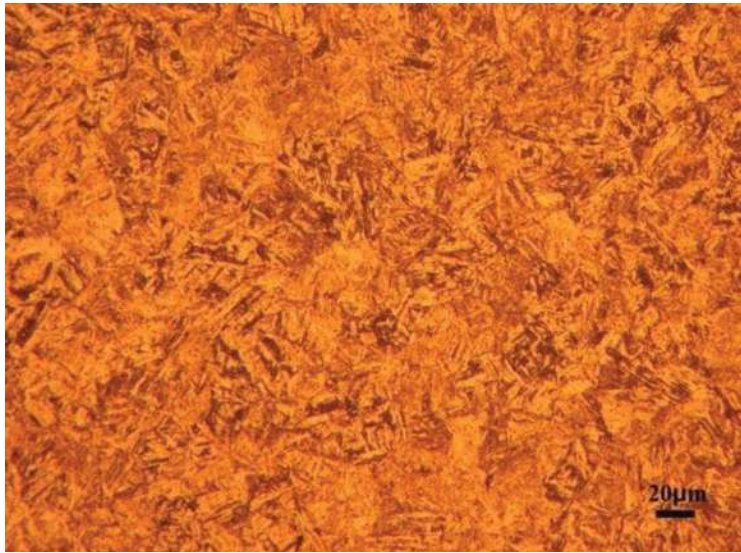


Figura 3.8. Micrografía del recargue de acero 410 con 0% N_2 y 12 horas, mostrando una estructura martensítica. (200X, vilera y 45 segundos).



Figura 3.9. Micrografía del recargue de acero 410 con 3% N_2 y 12 horas, mostrando una estructura martensítica. (200X, villela y 45 segundos).

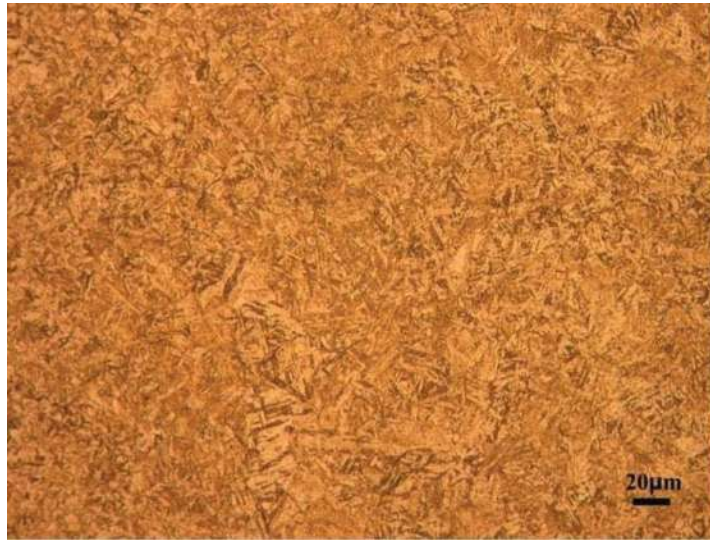


Figura 3.10. Micrografía del recargue de acero 410 con 6% N₂ y 12 horas, mostrando una estructura martensítica. (200X, vellelas y 45 segundos).

3.2.4. Recargue con veinticuatro horas de revenido.

Las micrografías y los difractogramas muestran una estructura martensítica con carburos al final del tratamiento térmico de 24 horas a 550°C. La matriz de la estructura que se observa en las micrografías 3.11 a 3.13, es muy similar a las de los otros tratamientos térmicos.



Figura 3.11. Micrografía del recargue de acero 410 con 0% N₂ y 24 horas, mostrando una estructura martensítica. (200X, vellelas y 30 segundos).

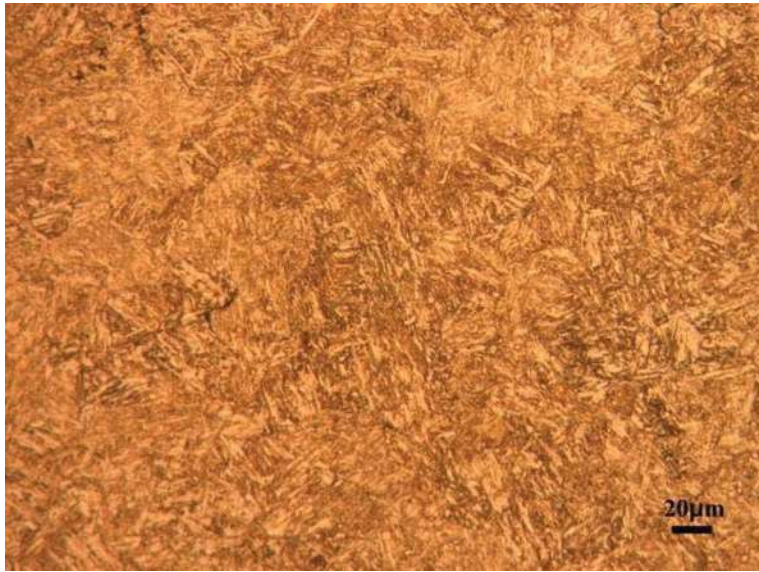


Figura 3.12. Micrografía del recargue de acero 410 con 3% N₂ y 24 horas, mostrando una estructura martensítica. (200X, vellelas y 30 segundos).

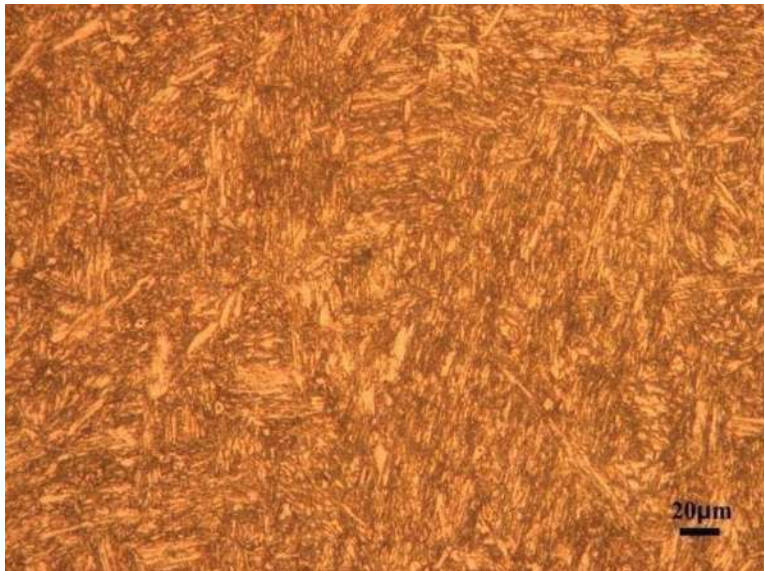


Figura 3.13. Micrografía del recargue de acero 410 con 0% N₂ y 24 horas, mostrando una estructura martensítica. (200X, vellelas y 30 segundos).

Para examinar las fases presentes en el recargue se puede usar el diagrama pseudobinario mostrado en la figura 3.14.

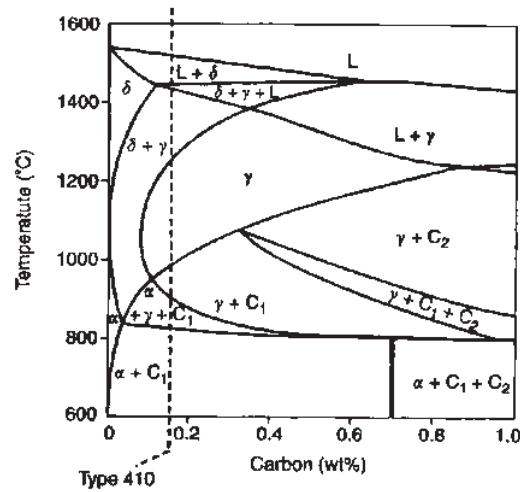


Figura 3.14. Diagrama pseudobinario Fe-13Cr con contenido nominal de carbón, perteneciente a un acero inoxidable 410.

En condiciones de enfriamiento en equilibrio, la austenita que se forma dentro de la región gama transformará a ferrita más carburos (C_1); pero bajo condiciones de enfriamiento más rápido, la austenita transformará en martensita (Welding Metallurgy).

Bajo condiciones normales de enfriamiento de la soldadura, la austenita presente a elevadas temperaturas transformará a martensita. Con elevados contenidos de carbón, el campo de la austenita se expande promoviendo una estructura completamente martensítica.

En el acero inoxidable 410 por su bajo contenido de cromo y níquel, y elevado contenido de carbono la austenita que se forma dentro del bucle gama transformará en martensita.

El diagrama de Balmforth, puede ser utilizado para predecir el contenido de ferrita en el metal de soldadura de muchos aceros inoxidables; este diagrama predice el contenido de ferrita en condición de soldadura y no considera los efectos de la soldadura multi-pasos o tratamiento post-soldadura.

El contenido de ferrita puede determinarse usando el diagrama de Balmforth de la figura 3.15, donde sustituyendo los valores de la composición química del metal de aporte, ver tabla 2.2, en las ecuaciones de níquel y cromo equivalente, se obtienen los resultados mostrados en las tablas 3.2 y 3.3 [31]:

$$Ni_{eq} = Ni + 35C + 20N = \%Ni$$

$$Cr_{eq} = Cr + 2Mo + 10(Al + Ti) = \%Cr$$

Mezcla	%Ni	%C	%N	Ni _{eq}
0% N ₂	3.38	0.156	0.02	9.24
3% N ₂	3.8	0.1364	0.08	10.17
3% N ₂	2.95	0.175	0.09	10.87

Tabla 3.2. Níquel equivalente.

Mezcla	%Cr	%Mo	%Al	%Ti	Cr _{eq}
0% N ₂	13.39	0.017	0.007	0.004	13.53
3% N ₂	13.83	0.016	0.005	0.004	13.95
6% N ₂	12.2	0.01	0.007	0.004	12.33

Tabla 3.3. Cromo equivalente.

Graficando los valores de Ni_{eq} y Cr_{eq} en el diagrama de Balmforth, se observa que en condiciones de recargue las tres mezclas de gas de protección generan una fase 100% martensítica sin la presencia de ferrita, lo cual se corrobora en las micrografías y en los difractogramas.

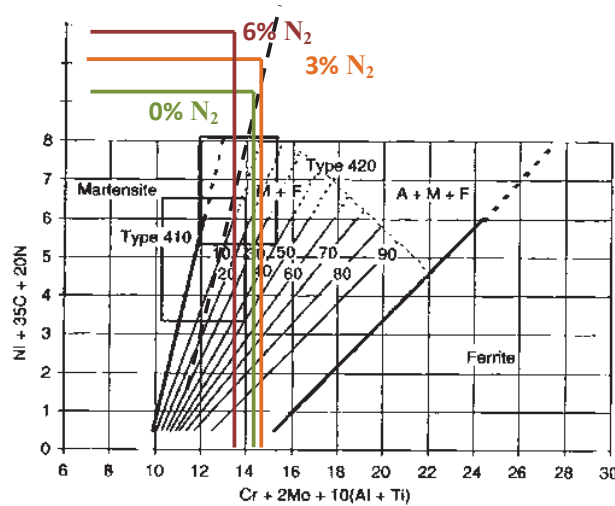


Figura 3.15. Diagrama de Balmforth.

3.3. Difracción de rayos X.

La DRX sirve para determinar las fases existentes en el material. Mediante DRX se caracterizo estructuralmente el material confirmando lo predicho mediante el diagrama de Balmforth y de Schaeffler sobre la matriz martensítica (Fe-Cr), no se encontró austenita retenida ni ferrita en ninguna de las condiciones del tratamiento térmico, se determino la existencia de precipitados del tipo M_7C_3 (Mn_7Cr_3 y Cr_7Cr_3) en las diferentes condiciones de tratamiento térmico y la formación precipitados a lo largo de los diferentes tiempos de permanencia del tratamiento térmico.

A continuación se muestran los espectros de difracción de rayos X de los recargues en las diferentes condiciones, con y sin tratamiento térmico con las tres mezclas de gases de N_2 -Ar.

3.3.1. 0% N_2 - 100%Ar.

En la condición de 0 horas con un gas de protección con 0% N_2 se determino una estructura martensítica sin austenita retenida ni ferrita, se observa el pico 100% de la fase martensita y sus reflexiones (Fe-Cr), también se observan carburos del tipo M_7C_3 (Mn_7Cr_3 y Cr_7Cr_3), que son constantes en todas las condiciones de tratamiento térmico

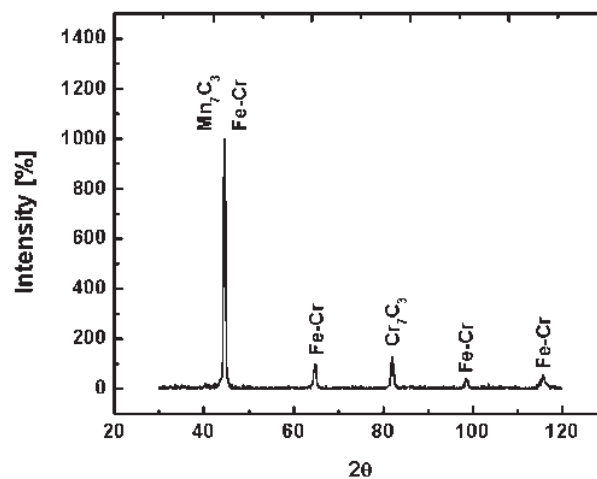


Figura 3.16. Difractograma 0% N_2 0 Horas.

En la condición de 2 horas con 0%N₂ se observa la aparición del precipitado carbonitrúro $\text{Cr}_3\text{C}_{0.52}\text{N}_{0.48}$, en una pequeña cantidad, manteniéndose la matriz martensítica con los carburos del tipo $\text{M}_7\text{-C}_3$ (Mn_7Cr_3 y Cr_7Cr_3), mostrando un incremento del pico del Cr_7Cr_3 .

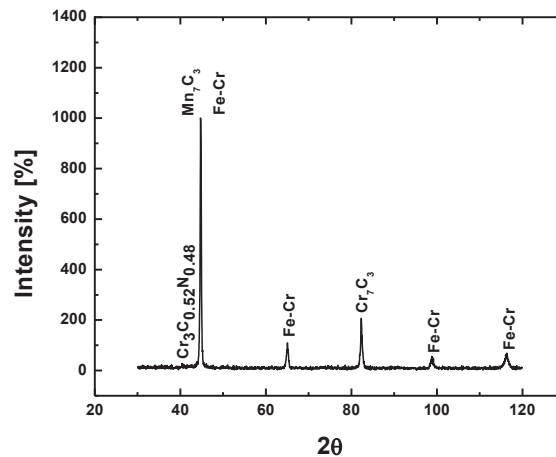


Figura 3.17. Difractograma 0% N₂ 2 Horas.

En la condición de 24 horas con 0%N₂, En el difractogramas de rayos X adicionalmente a los carburos $\text{M}_7\text{-C}_3$ (Mn_7Cr_3 y Cr_7Cr_3), por la baja cantidad de N se observa el carbonitrúro $\text{Cr}_3\text{C}_{0.52}\text{N}_{0.48}$, además observamos el carburo Cr_3C_2 , que de los carburos es el más deseado, puesto que proporciona un incremento en la dureza y no empobrece demasiado a la matriz de C y Cr.

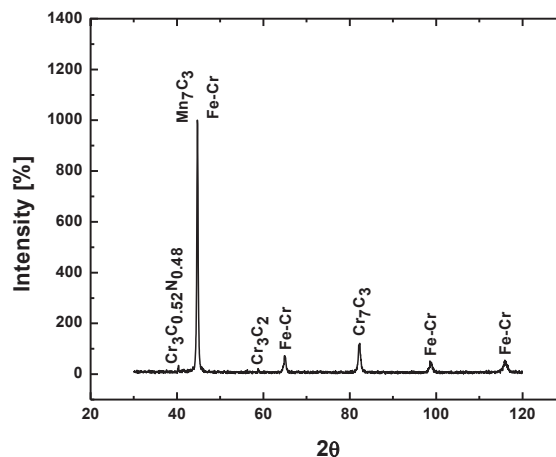


Figura 3.18. Difractograma 0% N₂ 24 Horas.

3.3.2. 3% N₂ - 97%Ar.

En la condición de 0 horas con 3%N₂ de la misma forma que la mezcla anterior el difractograma de rayos X muestra una estructura martensítica sin austenita retenida ni ferrita, se observa el pico 100% de la fase martensita y sus reflexiones (Fe-Cr), se observan carburos del tipo M₇C₃ (Mn₇Cr₃ y Cr₇Cr₃), que se observan en todas las condiciones de tratamiento térmico, se observa también la precipitación de carburo de cromo Cr₂₃C₆, que son los menos deseados en el material, ya que empobrecen la matriz de Cr y C, disminuyendo la resistencia a la corrosión del acero inoxidable, no se observa precipitación de carbonitrúro de cromo, que son los precipitados que interesan para este trabajo.

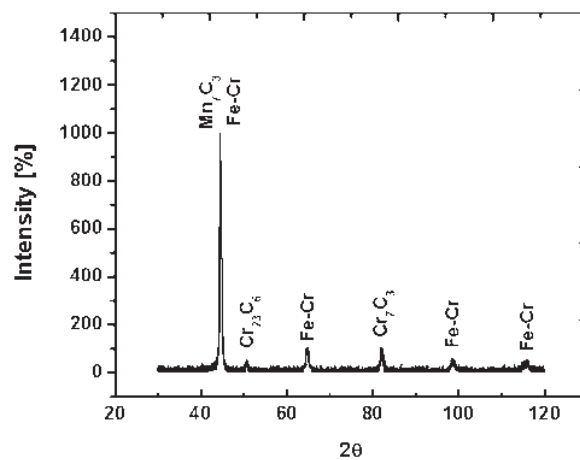
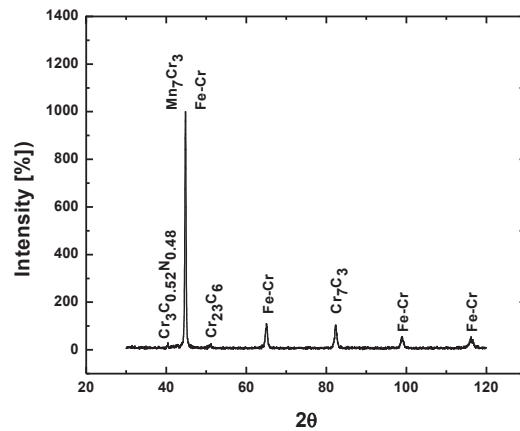
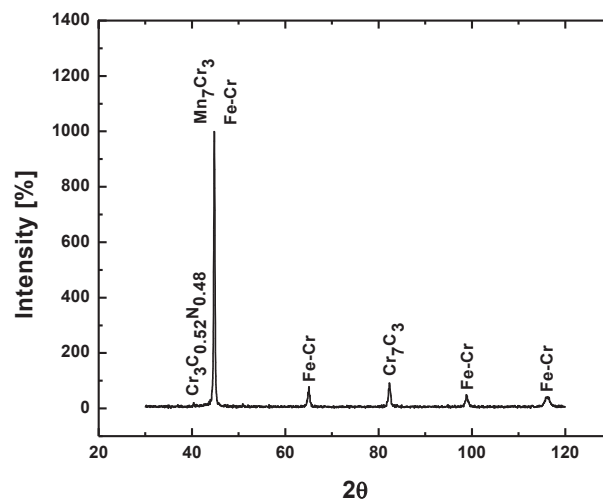


Figura 3.19. Difractograma 3% N₂ 0 Horas.

En la condición de 2 horas con 3%N₂, debido al tratamiento térmico y a la adición de N₂ en el gas de protección, se muestra nuevamente la precipitación del carbonitrúro Cr₃C_{0.52}N_{0.48}, que no se observa en el difractograma anterior, debido a que probablemente el N se encontraba en solución sólida en la matriz o la cantidad era muy pequeña para ser detectada, adicionalmente, se observa el carburo Cr₂₃C₆, que es el menos deseado en nuestro acero inoxidable.

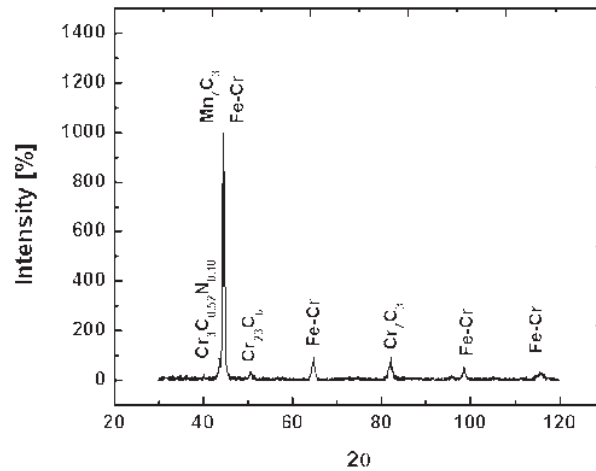
Figura 3.20. Difractograma 3% N₂ 2 Horas.

En la condición de 24 horas **con** 3%N₂, se observa un incremento tanto en el pico del Cr₃C_{0.52}N_{0.48}, y del Cr₇Cr₃, también se deja de observar la presencia del Cr₂₃C₆, manteniéndose la matriz martensítica.

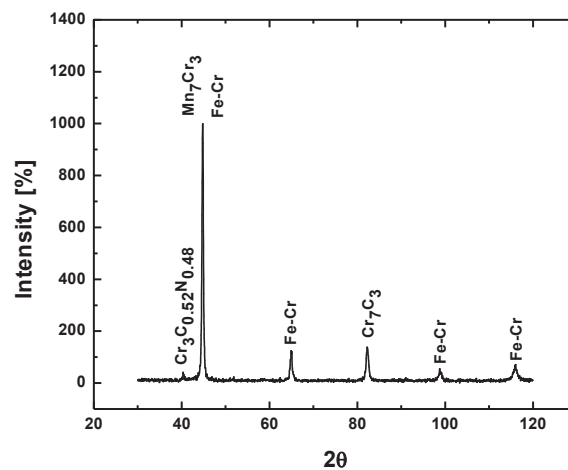
Figura 3.21. Difractograma 3% N₂ 24 horas.

3.3.3. 6% N₂- 94%Ar.

En la condición de 0 horas con 6%N₂, debido a que es la condición con mayor contenido de N, desde la condición de 0 horas, se observa la aparición del Cr₃C_{0.52}N_{0.48}, también se observa el nocivo carburo Cr₂₃C₆, así como los picos de los carburos Mn₇Cr₃ y Cr₇Cr₃ que son comunes en todas las condiciones.

Figura 3.22. Difractograma 6% N₂ 0 Horas.

En la condición de 2 horas con 6%N₂, el difractograma de rayos X muestra un incremento en los picos de los carburos Cr₇Cr₃ y Cr₃C_{0.52}N_{0.48}, el difractograma ya no muestra el carburo Cr₂₃C₆.

Figura 3.23. Difractograma 6% N₂ 2 Horas.

En la condición de 24 horas con 6%N₂, el difractograma de rayos X muestra un considerable incremento en el pico de Cr₃C_{0.52}N_{0.48}, también se observa un incremento en el pico del carburo Cr₇Cr₃, de igual forma que el difractograma anterior tampoco muestra el carburo Cr₂₃C₆, pero muestra la aparición de un pequeño pico de otro carburo que no se había observado en ninguna condición anterior, el carburo Fe₃C.

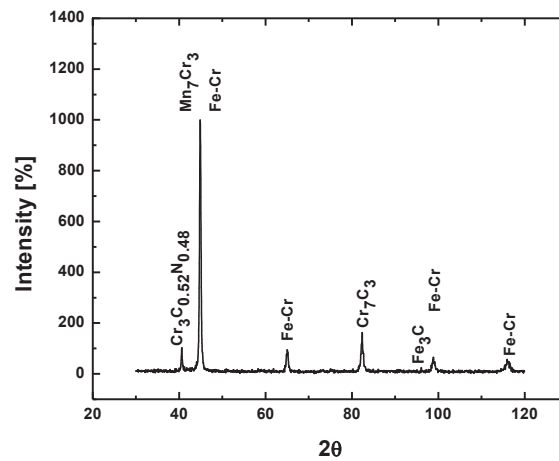


Figura 3.24. Difractograma 6% N₂ 24 horas.

3.4. Microscopía Electrónica de Transmisión.

3.4.1. Mezcla 0% N₂-100% Ar.

0%N₂ 0 hrs

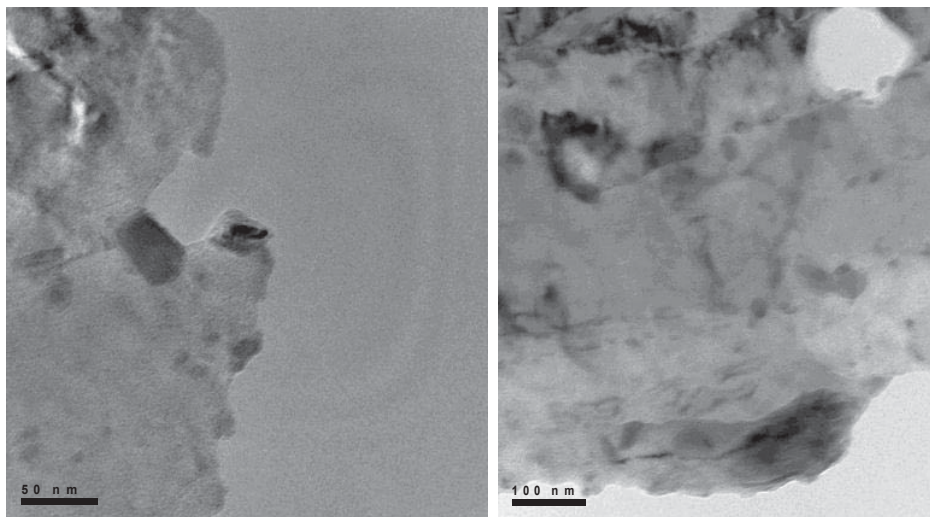


Figura 3.25. Acero inoxidable. 410 con 0% N₂ 0 horas, mostrando partículas de Mn₇C₃ y Cr₇C₃

Element	Weight %	Atomic %	Uncert %	Correction k-
Si(K)	0.604	1.180	0.022	0.977
S(K)	0.391	0.669	0.020	0.911
Cr(K)	13.516	14.258	0.111	0.991
Mn(K)	1.633	1.630	0.044	0.993
Fe(K)	81.872	80.409	0.279	0.994
Ni(K)	1.980	1.850	0.044	0.996

Tabla 3.4. EDS de la matriz de acero inoxidable. 410 con 0% N2 0 horas.

En esta imagen de la probeta de con 0% N2 0 horas se observan pequeños precipitados de Mn_7C_3 y Cr_7C_3 , que como ya se vio en el Difractograma, son los precipitados existentes en estas condiciones, el eds, muestra una matriz con un 81% de Fe y 13.5% de carbono, acorde con el análisis químico del material, no muestra contenido de nitrógeno, debido a que es muy bajo el contenido o la zona donde se tomo la muestra era pobre en nitrógeno.

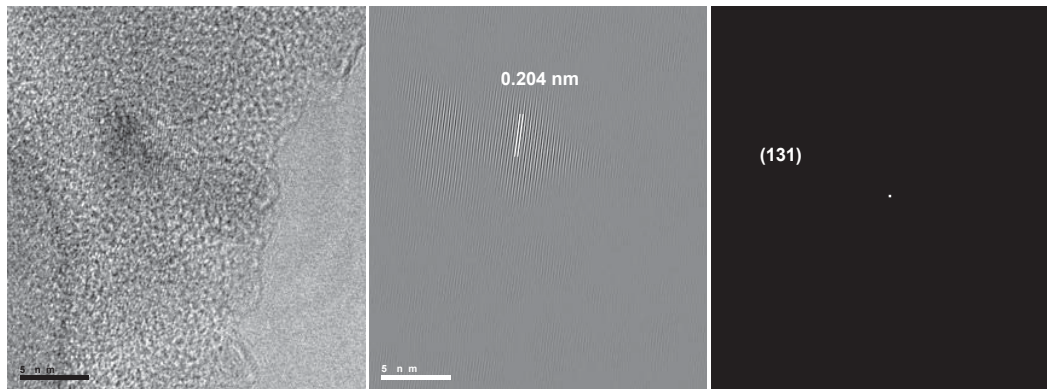


Figura 3.26. (Cr_7C_3) d: 2.04 nm (plano 131), estructura ortorrómbica

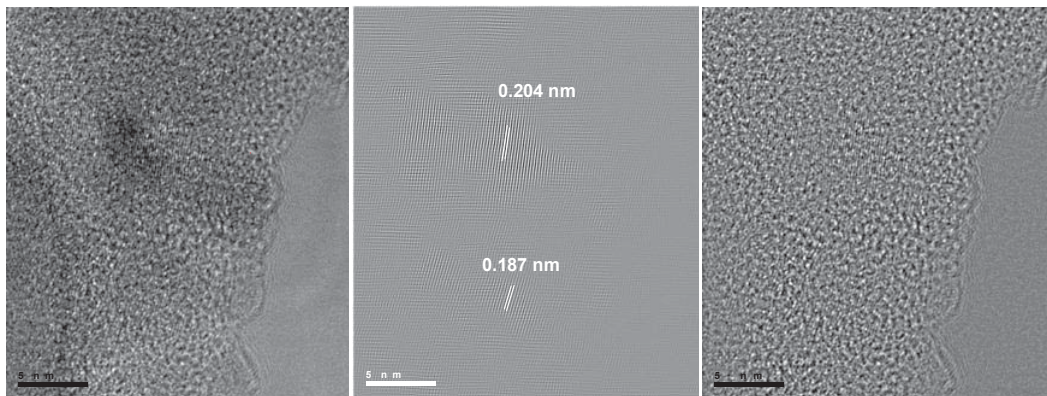


Figura 3.27. (Cr_7C_3) d: 2.04 nm (plano 131), estructura ortorrómbica; (Mn_7C_3) d: 1.87 nm (plano 221) estructura ortorrómbica

En esta condición de 0% N₂ 0 horas se tomaron imágenes de alta resolución, encontrando precipitados, se filtro la imagen y se saco el patrón de difracción, indexando las imágenes se determino que los precipitados son de Mn₇C₃ y Cr₇C₃, puesto que los planos que difractan y las distancias interplanares coinciden con las cartas de los precipitados.

0% N₂ 24 hrs

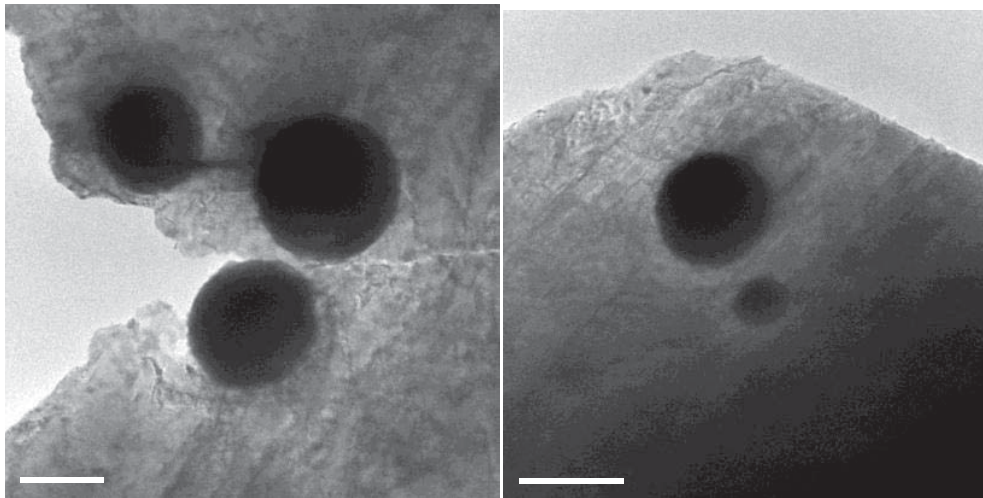


Figura 3.28. Acero inoxidable. 410 con 0% N 24 horas, mostrando precipitados.

Element	Weight %	Atomic %	Uncertainty %	Correction	k-Factor
C (K)	4.724	16.681	0.251	0.173	6.279
N (K)	1.048	3.173	0.084	0.259	4.045
O (K)	3.669	9.728	0.188	0.514	1.980
S (K)	1.786	2.363	0.076	0.911	1.101
Cr (K)	12.229	9.975	0.229	0.991	1.376
Mn (K)	1.430	1.104	0.088	0.993	1.451
Fe (K)	73.208	55.597	0.557	0.994	1.480
Ni (K)	1.902	1.374	0.099	0.996	1.592

Tabla 3.5 EDS de matriz de acero inoxidable. 410 con 0% N 24 horas.

Element	Weight %	Atomic %	Uncertainty %	Correction	k-Factor
C (K)	14.699	43.086	0.691	0.173	6.279
Mg (K)	0.039	0.056	0.027	0.945	1.034
V (K)	0.270	0.187	0.048	0.988	1.360
Cr (K)	66.496	45.025	0.608	0.991	1.376
Fe (K)	18.011	11.354	0.330	0.994	1.480
Ni (K)	0.483	0.289	0.065	0.996	1.592

Tabla 3.6. EDS de precipitados.

En las imágenes se observa la aparición de precipitados un poco mas grandes, debido al tiempo de permanencia, los precipitados pequeños crecieron y se formaron otros precipitados.

En el EDS de la matriz se encontró un pequeño contenido de nitrógeno, así como el contenido de C y Fe correspondiente al acero inoxidable 410. Se tomaron EDS de algunos precipitados, encontrando algunos carburos de cromo.

También se observó que en algunas partes, la matriz empieza a tener un empobrecimiento de cromo y carbono, de la misma forma hay zonas ricas en carbono

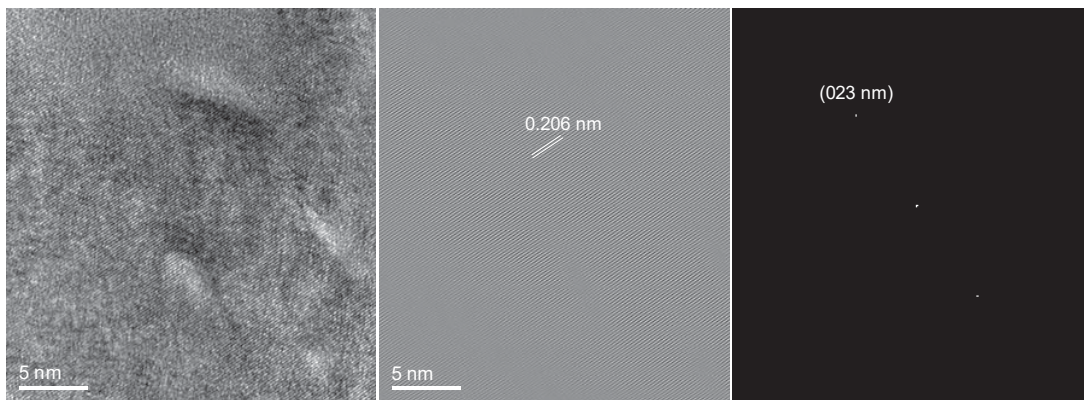


Figura 3.29. Precipitado de $\text{Cr}_3\text{C}_{0.52}\text{N}_{0.48}$ difractando en el plano (023)

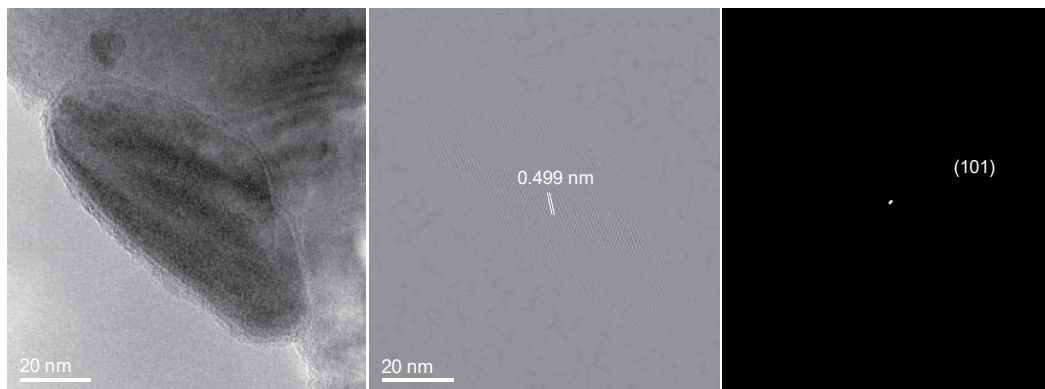


Figura 3.29. Precipitado de Cr_3C_2 difractando en el plano (101)

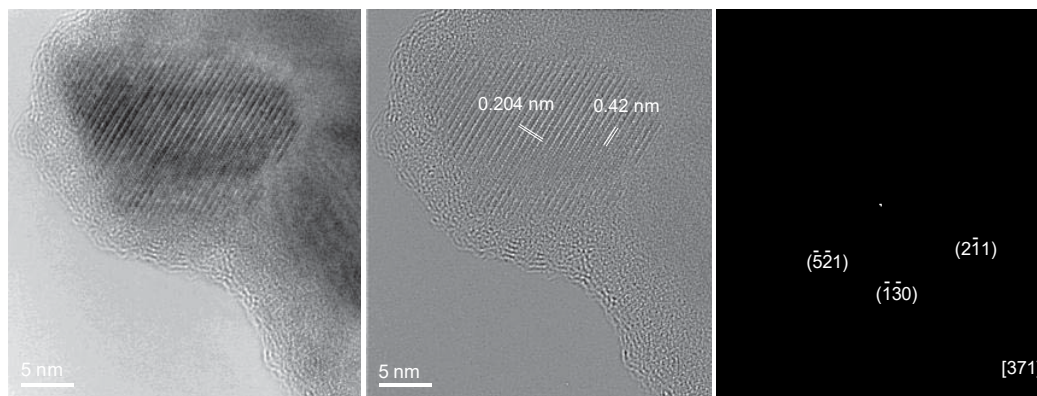


Figura 3.30. Precipitado de Cr_7C_3 y sus reflexiones.

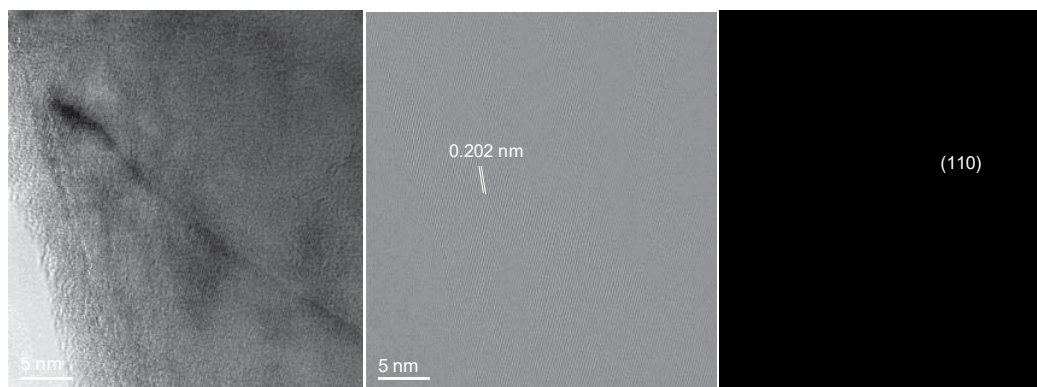


Figura 3.31. Matriz de Fe-Cr difractando en el plano (110).

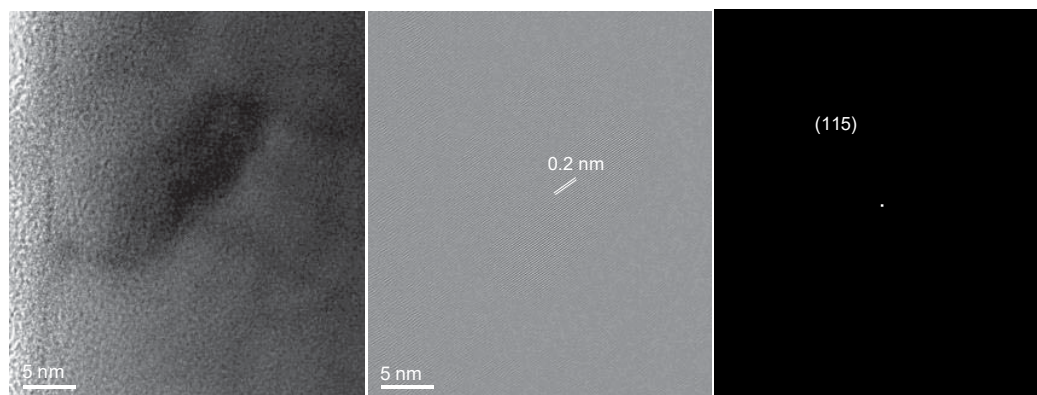


Figura 3.32. Precipitado de Mn_7C_3 .

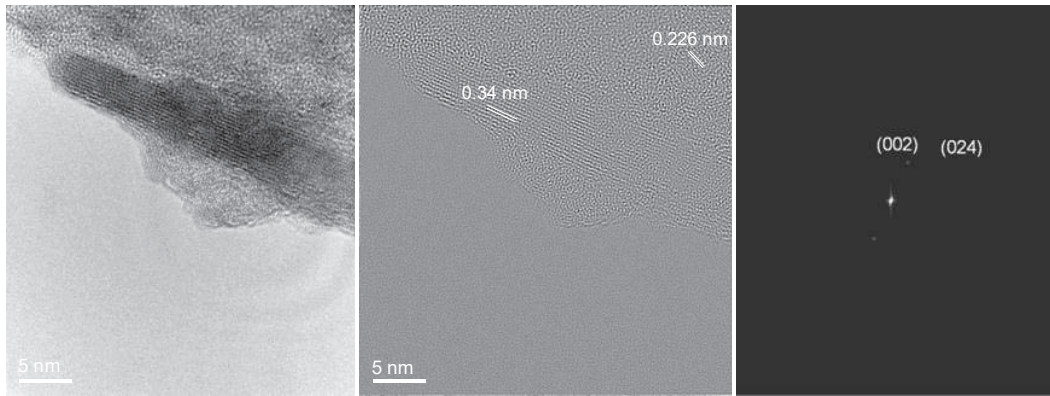


Figura 3.33. Precipitados de $\text{Cr}_3\text{C}_{0.57}\text{N}_{0.48}$ $d = 0.346 \text{ nm}$ y Mn_7C_3 $d = 0.226 \text{ nm}$.

A las 24 horas ya encontramos pequeños precipitados, al medir las distancias interplanares se determinó que el pequeño contenido de Nitrógeno empieza a precipitar en forma de $\text{Cr}_3\text{C}_{0.57}\text{N}_{0.48}$ dentro de la matriz, también se encuentra más cantidad de carburos dentro de la matriz, y se observa la aparición del carburo del tipo Cr_3C_2 , en la última imagen se observan un carburo de manganeso y un carbonitruro de cromo, donde por el largo tiempo de permanencia, el carbonitruro ha crecido de forma alargada.

3.4.2. Mezcla 3% N₂-97% Ar.

3 %N₂0 hrs

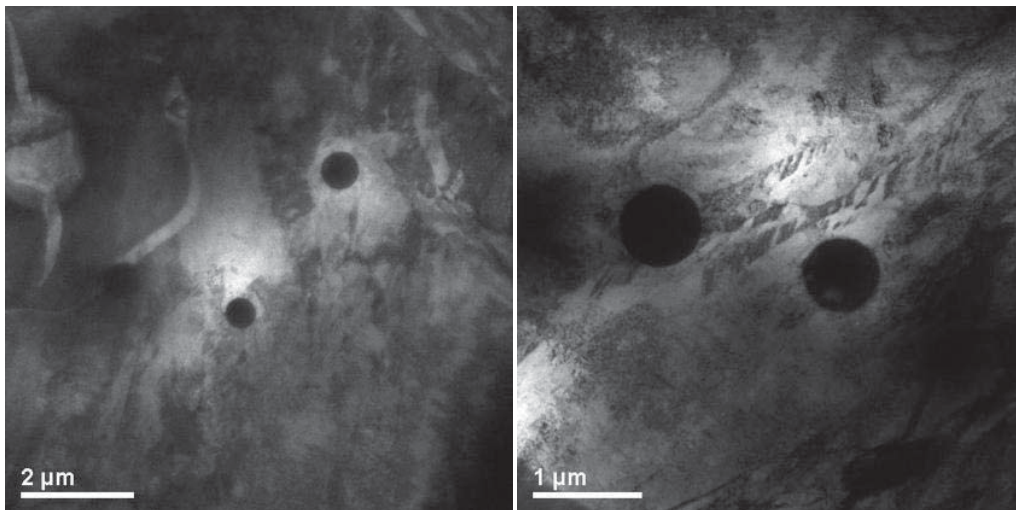


Figura 3.34. Muestra precipitados en 3 N₂%0 hrs.

Element	Weight %	Atomic %	Uncertainty %	Correction	k-Factor
C (K)	18.356	7.724	0.203	0.173	6.279
N (K)	1.270	3.570	0.129	0.259	4.045
O (K)	9.531	23.457	0.185	0.514	1.980
Si (K)	4.663	6.537	0.090	0.977	1.000
Cr (K)	43.794	8.174	0.163	0.991	1.376
Mn (K)	7.819	15.638	0.246	0.993	1.451
Fe (K)	8.090	33.907	0.343	0.994	1.480
Ni (K)	1.474	0.988	0.063	0.996	1.592

Tabla 3.7. EDS de precipitados.

Element	Weight %	Atomic %	Uncertainty %	Correction	k-Factor
C (K)	0.000	0.000	100.000	0.173	6.279
N (K)	5.968	17.868	0.363	0.259	4.045
O (K)	0.912	1.497	0.242	0.514	1.980
Si (K)	0.000	0.000	100.000	0.977	1.000
Cr (K)	9.477	7.643	0.247	0.991	1.376
Mn (K)	5.817	3.624	0.113	0.993	1.451
Fe (K)	75.810	56.927	0.683	0.994	1.480
Ni (K)	2.013	1.438	0.118	0.996	1.592

Tabla 3.8. EDS de la matriz 3 N₂%0 hrs..

En la condición de 3 N₂%0 horas se observa mayor cantidad de precipitados, en los EDS observamos algunos precipitados, y en algunas zonas de la matriz se observa un enriquecimiento de Nitrogeno y empobrecimiento de Cromo, esto se atribuye a la mayor formación de carburos de cromo y de manganeso, como o indica previamente el Difractograma.

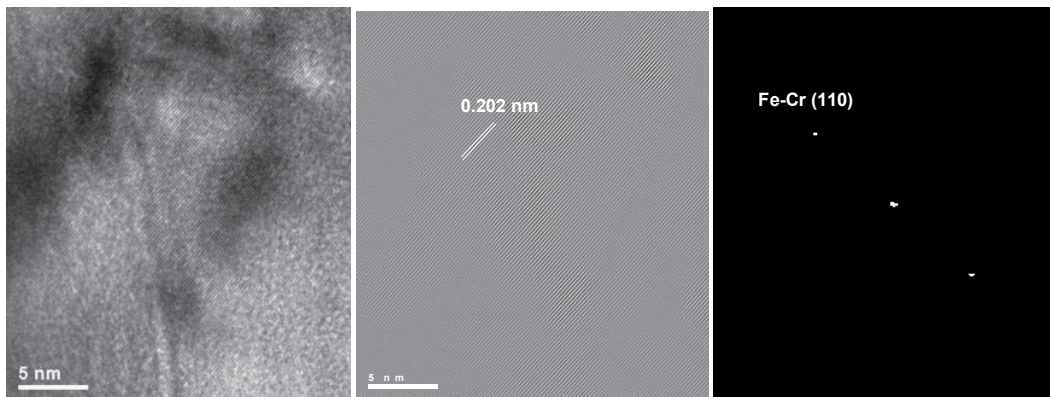


Figura 3.35. Matriz Fe-Cr

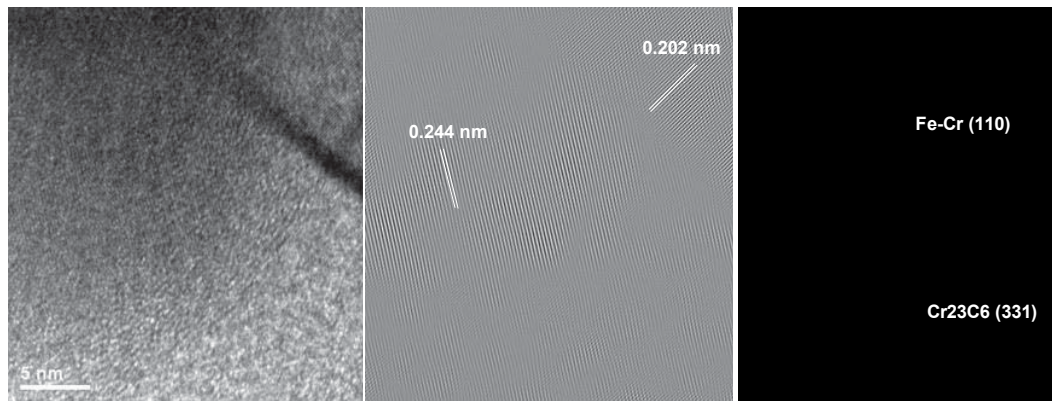


Figura 3.36. Interface Matriz (FeCr) y carburo Cr_{23}C_6 .

En esta condición al filtrar las imágenes de alta resolución, encontramos, como ya se había visto en el Difractograma, la aparición de carburo Cr_{23}C_6 , que es el más dañino y el menos deseado en los recargues, en la figura anterior se observa un Cr_{23}C_6 dentro de la matriz.

3 %N₂ 24 hrs

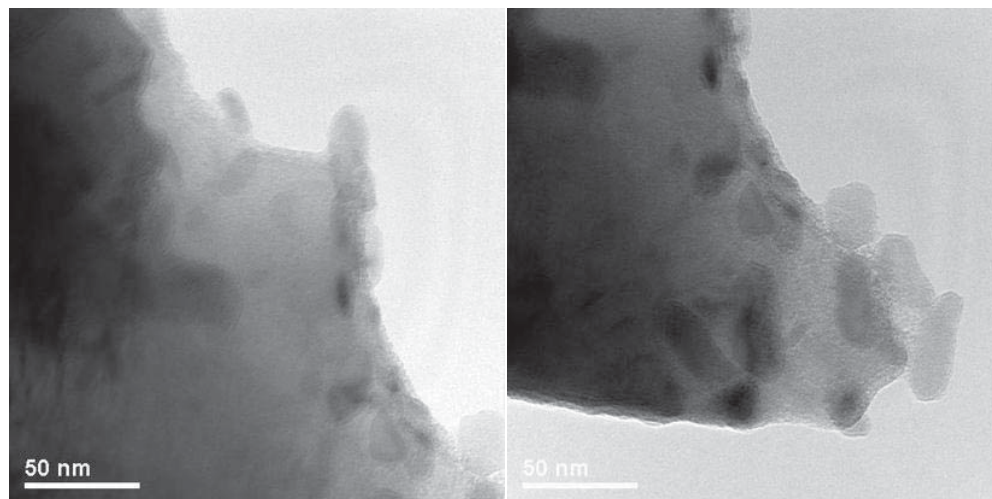


Figura 3.37. Muestra precipitados en 3 N₂%24 hrs.

Element	Weight %	Atomic %	Uncertainty %	Correction	k-Factor
C (K)	32.031	54.593	0.536	0.173	6.279
N (K)	0.000	0.000	100.000	0.259	4.045
O (K)	1.459	2.715	0.759	0.514	1.980
V (K)	3.934	2.298	0.099	0.988	1.360
Cr (K)	63.608	24.962	0.325	0.991	1.376
Mn (K)	5.633	3.051	0.167	0.993	1.451
Fe (K)	1.151	11.272	0.229	0.994	1.480
Ni (K)	2.181	1.106	0.077	0.996	1.592

Tabla 3.9. EDS de carburo de cromo.

Element	Weight %	Atomic %	Uncertainty %	Correction	k-Factor
C (K)	20.000	0.000	100.000	0.173	6.279
N (K)	17.361	20.498	0.259	0.259	4.045
O (K)	8.244	20.097	0.182	0.514	1.980
Si (K)	0.002	0.003	0.010	0.977	1.000
Cr (K)	59.555	7.167	0.159	0.991	1.376
Mn (K)	1.381	0.980	0.085	0.993	1.451
Fe (K)	2.121	50.366	0.427	0.994	1.480
Ni (K)	1.332	0.885	0.062	0.996	1.592

Tabla 3.10. EDS de carbonitrúro de cromo.

En las imágenes se observan precipitados de forma alargada, por el tiempo de permanencia, existe un número mayor e precipitados de forma alargada como se muestra en la figura, los precipitados son carburos y carbonitrúros.

Los EDS muestran un carburo de cromo y un carbonitrúro de cromo, el material muestra un empobrecimiento de cromo y de carbono en la matriz, pero también muestran un enriquecimiento de nitrógeno.

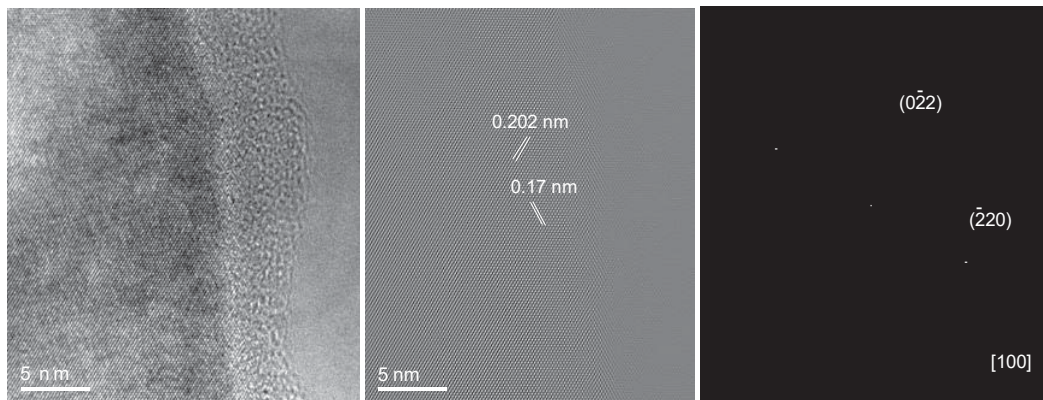


Figura 3.38. Matriz Fe-Cr.

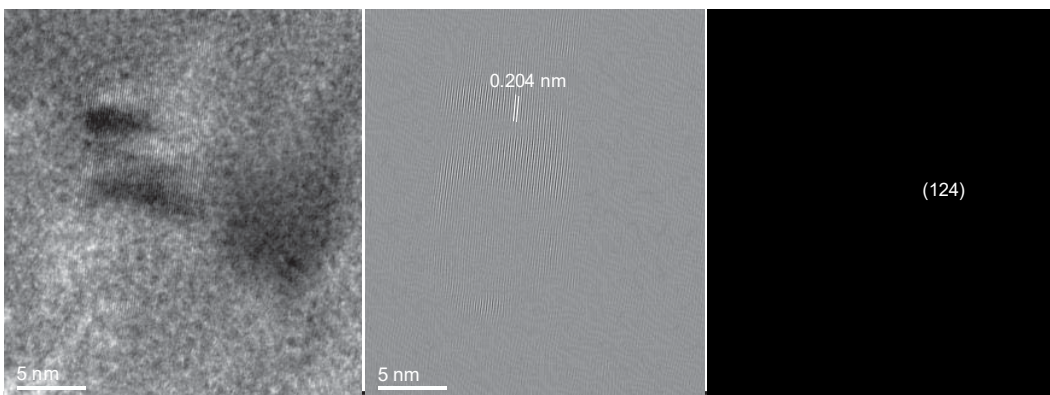
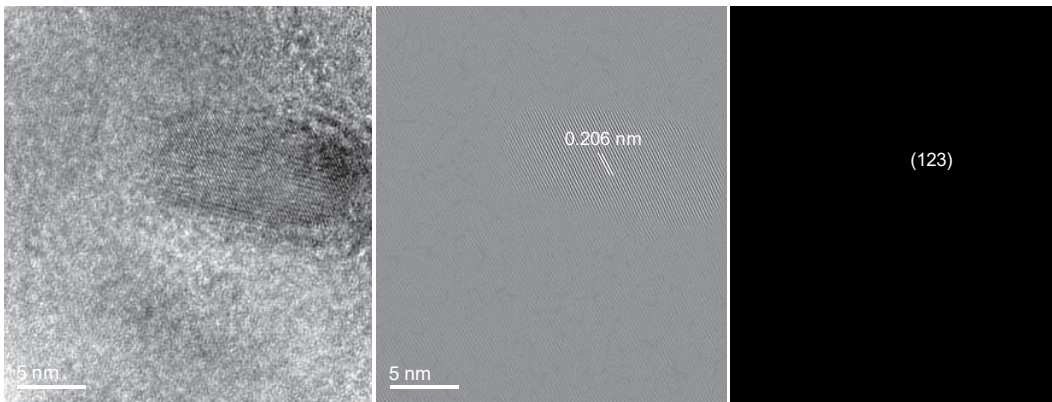
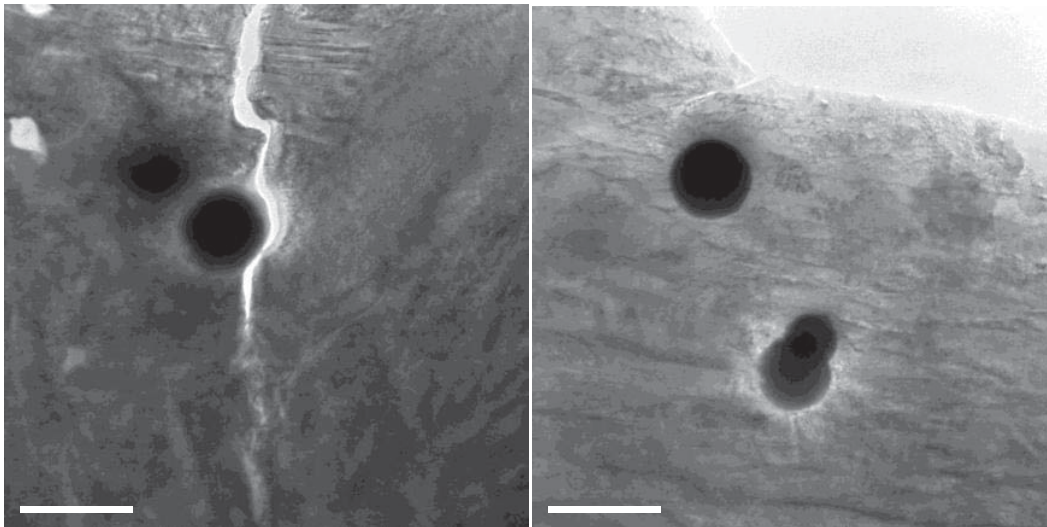


Figura 3.39. Precipitado de Cr_7C_3 .Figura 3.40. Precipitado de $\text{Cr}_3\text{C}_{0.57}\text{N}_{0.48}$.

Las imágenes filtradas nos muestran un matriz fierro-cromo, así como la precipitación en forma abundante de carbonitrúros de cromo, también se observa carburos de cromo, que concuerda con el Difractograma previo.

3.4.3. Mezcla 6% N_2 -94% Ar.

6% N_2 0 hrs

Figura 3.41. Muestra precipitados dentro de la matriz de en 6 N_2 % 0 hrs.

Element	Weight %	Atomic %	Uncertainty %	Correction	k-Factor
C (K)	35.144	85.413	0.482	0.173	6.279
N (K)	0.061	0.080	0.024	0.259	4.045
Si (K)	0.152	0.099	0.009	0.977	1.000
Cr (K)	5.453	1.916	0.066	0.991	1.376
Mn (K)	56.838	0.611	0.041	0.993	1.451
Fe (K)	1.426	11.591	0.159	0.994	1.480
Ni (K)	0.923	0.287	0.027	0.996	1.592

Tabla 3.11. EDS de carburo de manganeso.

Element	Weight %	Atomic %	Uncertainty %	Correction	k-Factor
C (K)	0.080	0.355	0.043	0.173	6.279
N (K)	1.835	2.500	0.066	0.259	4.045
O (K)	0.622	2.074	0.040	0.514	1.980
Si (K)	0.055	0.105	0.009	0.977	1.000
Cr (K)	12.864	13.195	0.148	0.991	1.376
Mn (K)	0.515	0.500	0.058	0.993	1.451
Fe (K)	83.080	79.338	0.378	0.994	1.480
Ni (K)	2.123	1.929	0.063	0.996	1.592

Tabla 3.12. EDS de la matriz 6 N₂% 0 hrs.

Element	Weight %	Atomic %	Uncertainty %	Correction	k-Factor
C (K)	20.484	1.872	0.142	0.173	6.279
N (K)	12.827	2.742	0.254	0.259	4.045
O (K)	4.166	12.088	0.387	0.514	1.980
Si (K)	4.365	7.215	0.121	0.977	1.000
Ti (K)	0.767	0.743	0.061	0.985	1.299
V (K)	0.172	0.157	0.041	0.988	1.360
Cr (K)	54.679	11.321	0.243	0.991	1.376
Mn (K)	1.979	17.729	0.336	0.993	1.451
Fe (K)	3.086	44.963	0.499	0.994	1.480
Ni (K)	1.471	1.164	0.086	0.996	1.592

Tabla 3.13. EDS de carbonitrúro de cromo.

En las imágenes podemos observa precipitados de forma circular, de tamaño similar a los anteriores, con esta mezcla de gas de protección, se logra obtener mas cantidad de precipitados que con las mezclas anteriores debido a que el contenido de nitrógeno es mayor.

En los EDS se puede observar que la matriz es rica en nitrógeno, pero se empobrece de carbono, manteniéndose los contenidos de Fe y de Cr. Tambien se

observa la composición química de un carbonitruro y un carburo de manganeso, que son las fases mostradas en el Difractograma correspondiente.

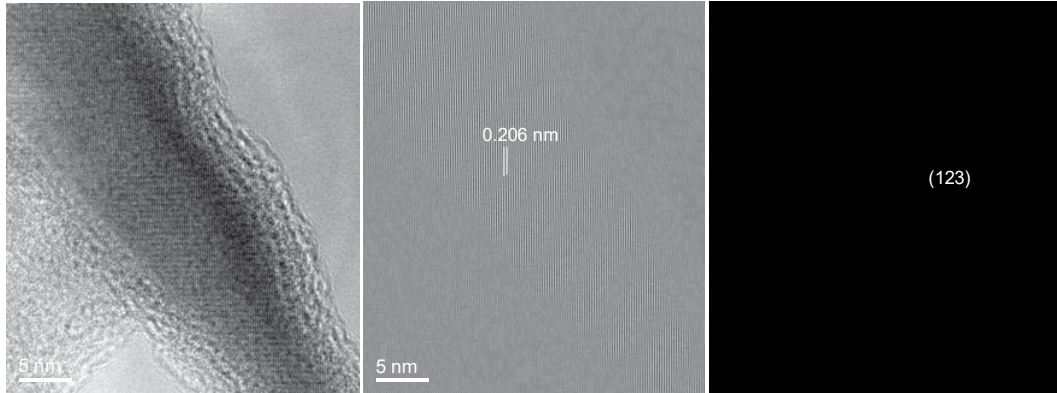


Figura 3.42. Precipitado de $\text{Cr}_3\text{C}_{0.57}\text{N}_{0.48}$

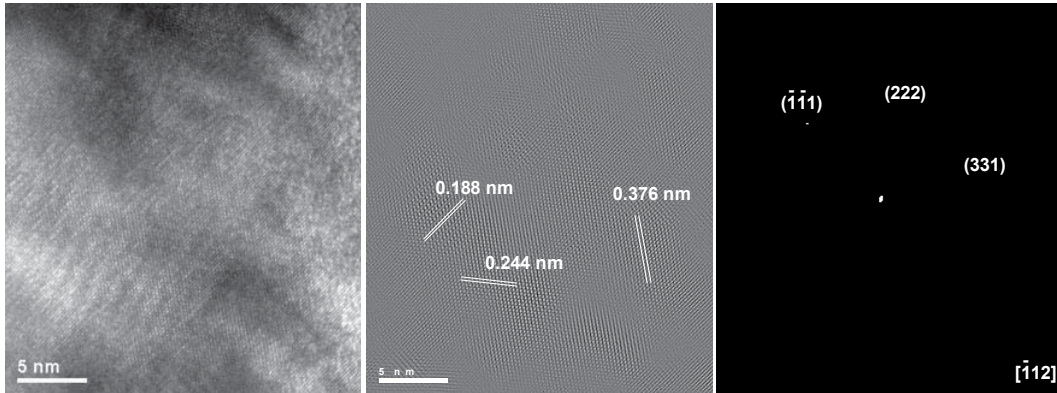
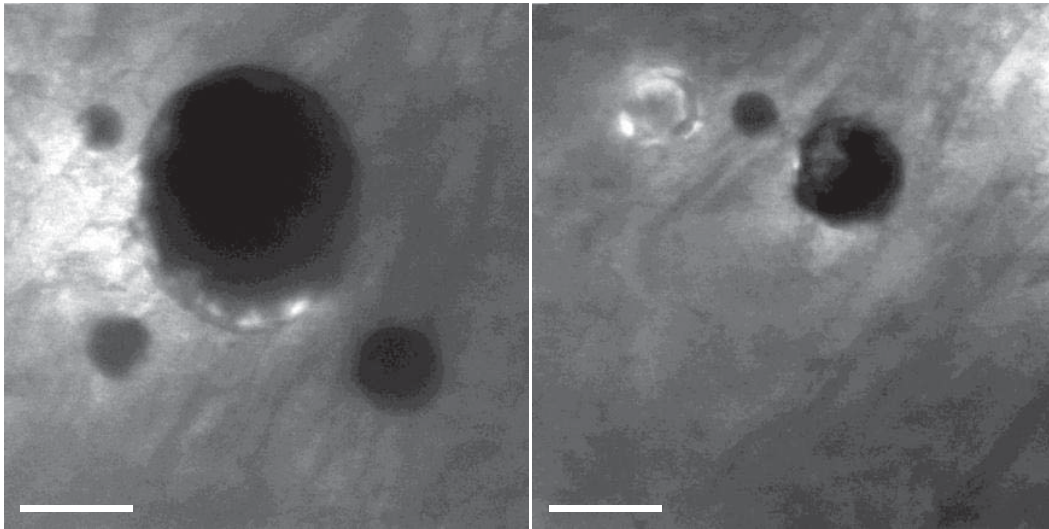


Figura 3.43. Precipitado de Carburo de cromo Cr_{23}C_6

Las imágenes filtradas muestran un carbonitruro de cromo, que son los precipitados que se desean obtener y un carburo de cromo del tipo Cr_{23}C_6 , que son los menos deseables, ya que empobrecen de cromo a la matriz, disminuyendo su resistencia a la corrosión.

6% 24 hrs

Figura 3.44. Muestra precipitados dentro de la matriz de en 6 N₂% 24 hrs.

Element	Weight %	Atomic %	Uncertainty %	Correction	k-Factor
C (K)	24.785	41.257	0.521	0.173	6.279
N (K)	18.612	42.270	0.424	0.259	4.045
Si (K)	0.000	0.000	100.000	0.977	1.000
V (K)	0.966	0.379	0.042	0.988	1.360
Cr (K)	52.185	1.224	0.078	0.991	1.376
Mn (K)	1.349	2.310	0.112	0.993	1.451
Fe (K)	1.512	12.355	0.243	0.994	1.480
Ni (K)	0.589	0.200	0.035	0.996	1.592

Tabla 3.14. . EDS de carbonitrúro de cromo.

Element	Weight %	Atomic %	Uncertainty %	Correction	k-Factor
C (K)	3.724	16.681	0.251	0.173	6.279
N (K)	2.048	3.173	0.084	0.259	4.045
O (K)	3.669	9.728	0.188	0.514	1.980
S (K)	1.786	2.363	0.076	0.911	1.101
Cr (K)	10.229	9.975	0.229	0.991	1.376
Mn (K)	3.430	1.104	0.088	0.993	1.451
Fe (K)	73.208	55.597	0.557	0.994	1.480
Ni (K)	1.902	1.374	0.099	0.996	1.592

Tabla 3.15. EDS de la matriz 6 N₂% 24 hrs.

Con esta condición es donde encontramos los precipitados más grandes, debido al largo tiempo de permanencia, se genera gran cantidad de precipitados y tienen más tiempo para crecer, aunque en algunos casos, en los alrededores de los precipitados la matriz sufre un empobrecimiento de cromo y un enriquecimiento de carbono y nitrógeno, poniendo con esto en riesgo la resistencia a la corrosión del acero.

De acuerdo al Difractograma, aquí es mayor la cantidad de carbonitrúros precipitados, y ya no aparece el precipitado Cr_{23}C_6 , que son los menos deseables.

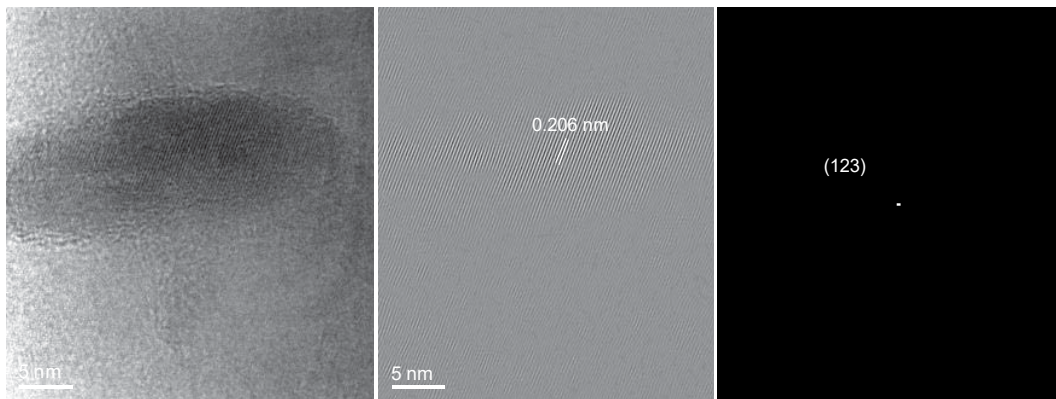


Figura 3.45. Precipitado de $\text{Cr}_3\text{C}_{0.52}\text{N}_{0.48}$

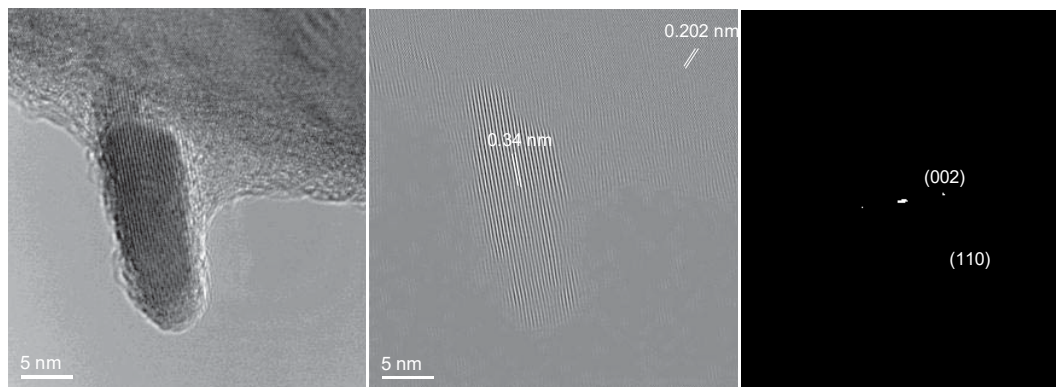
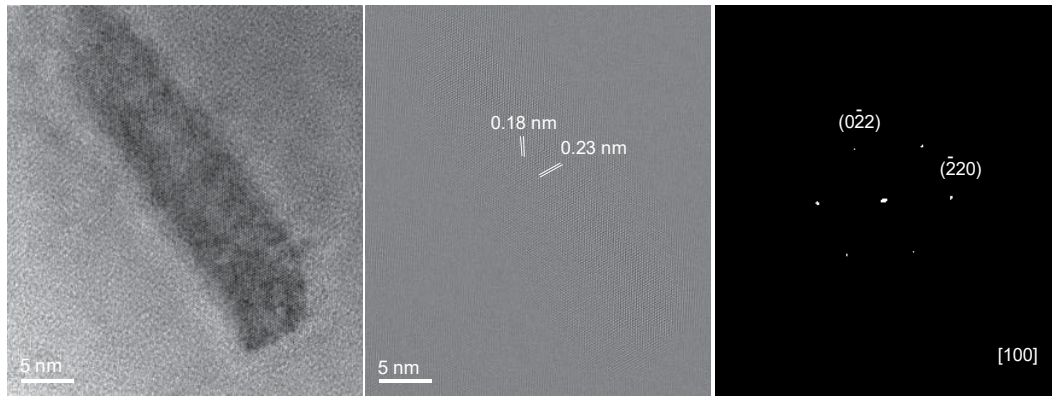


Figura 3.46. Precipitado de $\text{Cr}_3\text{C}_{0.52}\text{N}_{0.48}$ $d = 0.34$ nm y Matriz Fe-Cr $d = 0.202$ nm

Figura 3.47. Precipitado de Mn_7C_3

En las imágenes tomadas en alta resolución, se observan precipitados de forma alargada, y después de filtrarlas, se determinó el tipo de precipitados siendo estos del tipo $\text{Cr}_3\text{C}_{0.52}\text{N}_{0.48}$ y Mn_7C_3 , entre otros, como se muestra en la figura filtrada, se muestran sus distancias interplanares y en la imagen de la FTT se muestran los planos que difractan.

3.5. Resultados de los ensayos mecánicos.

3.5.1. Influencia del nitrógeno en la energía absorbida al impacto.

De acuerdo a George E. Totten el rango de temperatura de 400°C a 600°C debe de ser evitada, ya que en este rango se degradan las propiedades mecánicas y puede reducirse la resistencia a la corrosión [32].

Los resultados del ensayo de impacto tipo charpy aplicado a las probetas con 0% N_2 se muestran en la tabla 3.16.

Energía absorbida por el recargue con 0% N_2 -100% Ar (J)					
	probeta1	probeta2	probeta3	probeta4	promedio
0 Hrs	48	39	42	41	42.5
2 Hrs	49	43	48	48	47
12 Hrs	45	52.5	53	53	50.875
24 Hrs	50	61	53	54	54.5

Tabla 3.16. Energía absorbida (J) a temperatura ambiente en el recargue producido con gas de protección 0% N_2 -100% Ar.

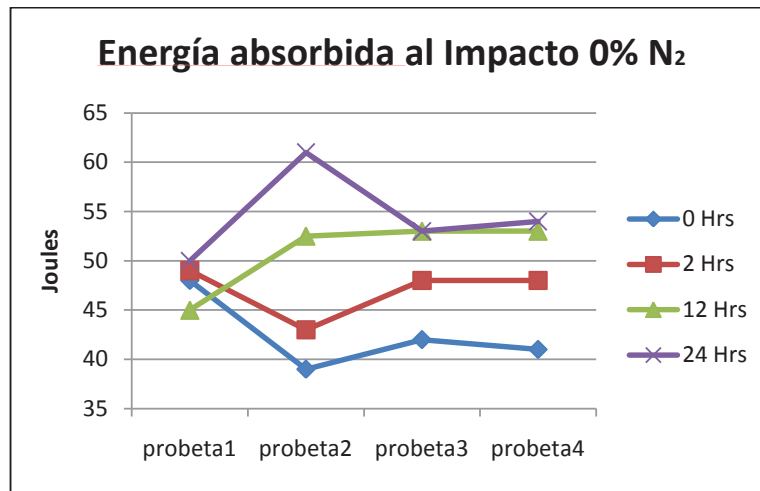


Figura 3.48. Energía absorbida del ensayo de impacto a temperatura ambiente en joules con mezcla de 0%N₂- 100%Ar.

El promedio de la energía absorbida con 0 horas fue de 42.5 J, mientras que con 24 horas fue de 54.5 J tuvo un incremento del 28% en la tenacidad del recargue. La siguiente grafica muestra el incremento de la tenacidad de las probetas en condiciones de recargue.

Las probetas del recargue producidas con un gas de protección 3% N₂-97% Ar, al igual que las anteriores también mostraron un incremento en la energía absorbida, en este caso el porcentaje de incremento fue del 35%, ya que a 0 horas tuvo un promedio de 40.35J y a 24 horas fue de 54.8J la energía absorbida, ver tabla 3.5, y la figura 3.49 muestra la tendencia del comportamiento del recargue.

Energía absorbida por el recargue con 3% N ₂ -97% Ar (J)					
	probeta1	probeta2	probeta3	probeta4	promedio
0 Hrs	40.5	43	38	40	40.375
2 Hrs	40.5	48	49	43	45.125
12 Hrs	51	49	46	49	48.75
24 Hrs	61	51.5	53	54	54.875

Tabla 3.17. Energía absorbida del ensayo de impacto a temperatura ambiente en joules con mezcla de 3%N₂- 97%Ar.

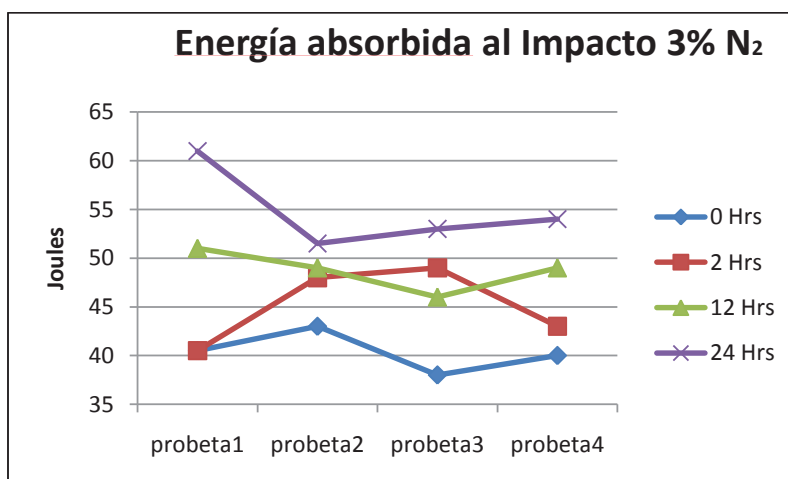


Figura 3.49. Energía absorbida del ensayo de impacto a temperatura ambiente en joules con mezcla de 3%N₂- 97%Ar.

El recargue con 6% de N₂ también mostro un incremento en la tenacidad en un 21% en el promedio de los ensayos, la tabla 3.17 muestra los resultados de los ensayos y los promedios de los mismos, así como la grafica muestra la tendencia del comportamiento del recargue con 6% N₂.

Energía absorbida por el recargue con 6% N ₂ -97% Ar (J)					
	probeta1	probeta2	probeta3	probeta4	promedio
0 Hrs	49	47	45	47	47
2 Hrs	45	50	50	47	48
12 Hrs	45	50	50	55.5	50.125
24 Hrs	65	54	56	54	57.25

Tabla 3.17. Energía absorbida del ensayo de impacto a temperatura ambiente en joules con mezcla de 6%N₂- 94%Ar.

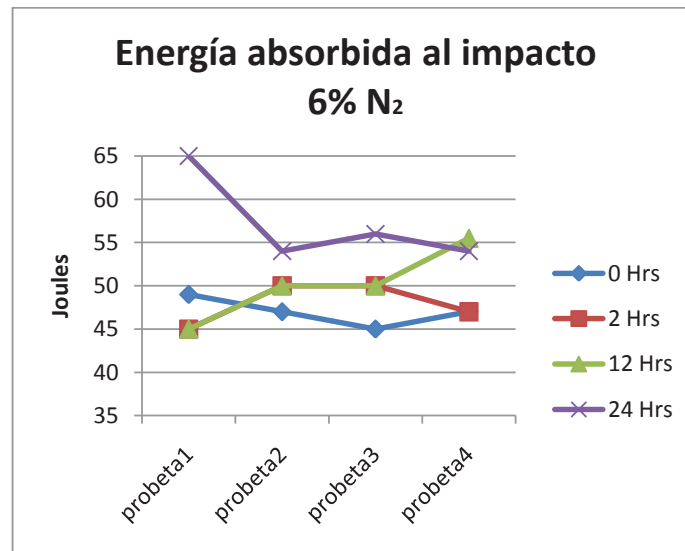


Figura 3.50. Energía absorbida del ensayo de impacto a temperatura ambiente en joules con mezcla de 6%N₂- 94%Ar.

3.5.2. Ensayo de microdureza Vickers.

La dureza es una propiedad de los materiales que depende de la composición química y de su microestructura. En el acero inoxidable 410 la dureza es alta y depende de la rapidez del enfriamiento, como se observa en la figura 3.51 [33]. Los resultados de los ensayos de microdureza Vickers se muestran en la figura 3.52.

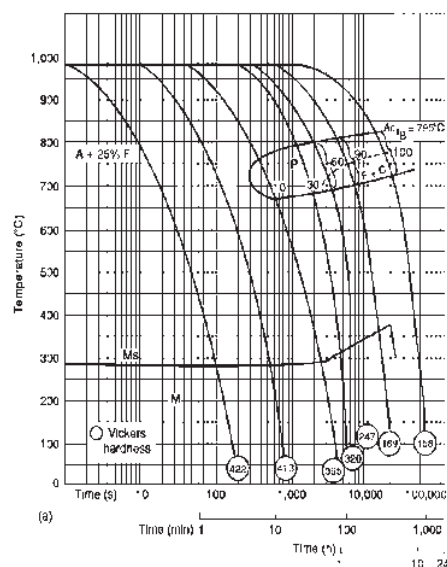


Figura 3.51. Diagrama de transformación de enfriamiento continuo para el acero inoxidable martensítico AISI 410.

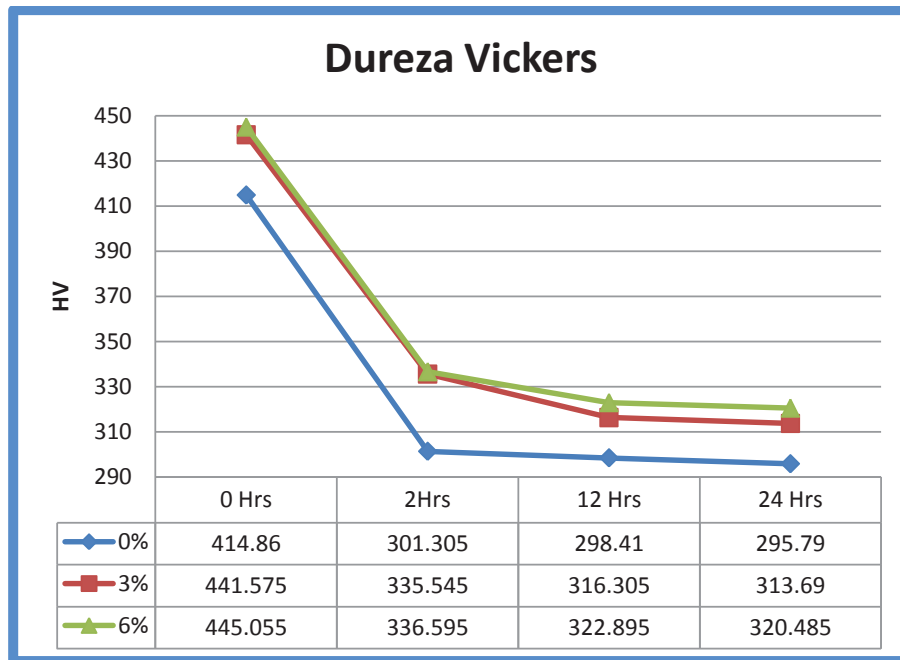


Figura 3.52. Microdureza Vickers.

Dureza vickers HV			
	0%	3%	6%
0 Hrs	414.86	441.575	445.055
2Hrs	301.305	335.545	336.595
12 Hrs	298.41	316.305	322.895
24 Hrs	295.79	313.69	320.485

Tabla 3.18. Valores de microdureza Vickers.

Como ya se había mencionado con anterioridad, con el tratamiento térmico de envejecido a 550°C disminuye la dureza, ya que favorece la creación de carburos y el empobrecimiento de la matriz en cromo y carbono.

La figura 3.18 muestra que la mayor disminución de dureza se presenta dentro de las dos primeras horas de tratamiento térmico, con tiempos de permanencia más prolongados la dureza sigue disminuyendo, pero el decremento ya no es tan significativo.

También muestra el incremento considerable de la dureza en la probetas con contenido de 3%N₂ se atribuye a que el contenido de nitrógeno incremento de 0.02% a 0.08% en peso, en la de 6%N₂ el incremento no es tan grande, debido a que el contenido de nitrógeno incremento solamente de 0.08% a 0.09% en peso.

Capítulo IV

CAPITULO IV. CONCLUSIONES.

1. Adicionando Nitrógeno en el gas de protección, se logro que el nitrógeno entrara en solución solida en el acero inoxidable. Mejorando las propiedades mecánicas del recargue
2. El análisis químico mostro que se logro tener un aumento considerable en el contenido de Nitrógeno utilizando mezclas de gas de protección con contenido de N_2 observando un aumento significativo en el contenido de nitrógeno de 0.02% peso a 0.08% peso y finalmente a 0.09% peso para el recargue producido con protección de 100% argón, 97% argón-3% nitrógeno y 94% argón-6% nitrógeno respectivamente.
3. Con la adición de Nitrógeno en el gas de protección, se logro ampliar el bucle gama, obteniendo en condiciones de recargue (sin tratamiento térmico) una fase martensítica del tipo listón, libre de austenita retenida y ferrita las en las tres mezclas de gas de protección, lo cual se corrobora el diagrama de Balmforth graficando los valores de Ni_{eq} y Cr_{eq} , en las micrografías y en los difractogramas.
4. El nitrógeno, como elemento intersticial, junto con el carbono eleva el contenido de elementos intersticiales, favoreció la precipitación de carbonitrúros, evitando el empobrecimiento de la matriz de carbono. Promoviendo la precipitación de carbonitrúros del tipo $Cr_3C_{0.52}N_{0.48}$. Y evitando en algunos casos la precipitación del carburo $Cr_{23}C_6$, que son los más perjudiciales y menos deseados.
5. Los precipitados incrementan su tamaño conforme se incrementa el tiempo de tratamiento térmico, A las 24 horas de tratamiento térmico, se observaron los precipitados de mayor tamaño, generando con esto, una degradación de las

propiedades de la matriz, por su gran tamaño, fue difícil hacer alta resolución de los precipitados.

6. La adición de nitrógeno, mejora las propiedades mecánicas del recargue, elevando la dureza y mejorando la resistencia al impacto. El mayor incremento en la propiedad de resistencia al impacto se observa en las probetas con contenido de 3%N₂ se atribuye a que el contenido de nitrógeno se incremento de 0.02% a 0.08% en peso, en la de 6%N₂ el incremento no es tan grande debido a que el contenido de nitrógeno incremento solamente de 0.08% a 0.09% en peso.
7. La microdureza, se ve afectada con el nitrógeno adicionado, después del tratamiento térmico de envejecido, el recargue con 6% de N₂ es el que presenta menor degradación de sus propiedades. Debido a que a una temperatura de 550°C las propiedades mecánicas del acero inoxidable 410 se degradan con el tiempo generando precipitados perjudiciales para el recargue, logrando tener un aumento de dureza de 295.79 HV a 320.485 HV en el recargue con gases de protección con 0% N₂ y 6% de N₂ respectivamente.

Recomendaciones y Sugerencias para Trabajo Futuro.

1. Analizar con microscopia de transmisión las probetas de 2 horas y 12 horas, ya que no existen antecedentes de investigaciones similares a este trabajo, y se desconoce el comportamiento de los precipitados en estas condiciones.
2. Hacer ensayos de desgaste, para conocer la resistencia al desgaste de cada una de las condiciones de los recargues, se tiene planeado hacer ensayos de desgaste con arena y desgaste en seco, para poder determinar el tipo de desgaste se lleva a cabo y si cambia el tipo de desgaste en alguna de las condiciones.
3. Hacer fractografías por medio de microscopia electrónica de barrido para conocer el mecanismo de fractura de los recargues.
4. Hacer estudios de corrosión para las diferentes condiciones del recargue, para predecir la vida útil del recargue y predecir las condiciones bajo las cuales puede ser útil el recargue.

Referencias Bibliográficas.

- (1) American Society of metal: "Welding, razing and soldering", Metals Handbook, vol. 6, 9a Ed. 1983, pp 771-819.
- (2) WELDING HANDBOOK – Vol 4: Materials and Applications - Part 2; American Welding Society 8ed., 1998, 422 P.
- (3) 2011 Universidad Nacional Mayor de San Marcos Facultad de Ingeniería Geológica, Minera, Metalúrgica y Geográfica Ciudad Universitaria, Av. Venezuela s/n Lima 1- Perú.
- (4) Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels. John C. Lippold and Damian J. Kotecki.
- (5) APUNTES DE TRATAMIENTOS TÉRMICOS. Dr. Ignacio Mejía Granadados. Instituto de Investigaciones Metalúrgicas.
- (2) Gualco, A.; Svoboda, H. “Estudio del comportamiento al desgaste oxidativo de depósitos de soldadura martensíticos para recargue”
- (6) Aceros inoxidables, 1ª Edición González M. 2002. Curso de Metalurgia Física. Ingeniería Mecánica- Ingeniería Naval.
- (7) Welding Metallurgy. Linnert, G. E. 1994 “Carbon and Alloy Steels”. Miami, Florida, USA American Welding Society.
- (8) Dr. Carlos Forsca. 2003. “Comportamiento Mecánico y Resistencia a la Corrosión.” De la Pontificia Universidad Católica del Perú. 1st International Symposium on Materials Joining and Related Technologies.
- (9) P. Domínguez, J. R. Ceballos, F Lagunés, “Aleaciones hierro-Carbono, el efecto en ellas de los elementos agregados” Revista Moldeo y Fundición, # 169, Febrero de 2006.
- (10) Jaffre, D. 1999. “Effects of the elements on steel proprieties.”
- (11) Boletín técnico. P Cofré 2000. “aceros inoxidables serie 300” Santiago de Chile FASTPACK PIPING PRODUCTS.
- (12) DECOMPOSITION OF AUSTENITE IN AUSTENITIC STAINLESS STEELS. A. F. PADILHA y P. R. RIOS. ISIJ International, Vol. 42 (2002), No. 4, pp. 325–337.
- (13) P. Duwez and F. Odell: J. Electrochem. Soc., **97** (1950), 299.
- (14) Apuntes “**Propiedades del acero inoxidable**”

- (15) Universidad De Matanzas Camilo Cienfuegos. Facultad De Ingenierías Química Y Mecánica. “APUNTES ACERCA DEL TRATAMIENTO TÉRMICO Y LA CLASIFICACIÓN GENERAL DE LOS ACEROS”. Dr. C.T. Ing. Eduardo Torres Alpízar.
- (16) Ing. Sergio G. Laufgang “ACEROS INOXIDABLES”, Tratamiento Térmico De Soldadura – Prueba Hidráulica De Gasoductos. Termo Soldex S.A
- (17) **Stainless Steel World. www.stainless-steel-world.net.**
- (18) Lasheras-Carrasquilla “Ciencia de los materiales”. Ed. Donostiarra- 1992
- (19) Gabriele di Caprio “Los aceros inoxidables”. Grupinox – Barcelona -1999
- (20) Apuntes “**Aceros inoxidables martensíticos**” David Saavedra Sánchez
- (21) Schaeffer, A. L. 1949. Constitution Diagram of Stainless Steel Weld Metal” Metal Progress.
- (22) “Diagramas “Aceros Bohler Uddeholm S.A.
http://www.bohlerweldinggroup.com.ar/spanish/130_ESN_HTML.htm
- (23) REVISTA MEXICANA DE FISICA E 52 (1) 51–57 JUNIO 2006
“Prueba de impacto: ensayo Charpy”, Y. Ortega, Departamento de Física de Materiales, Facultad de Ciencias Físicas, Universidad Complutense de Madrid, 28040, Madrid, España.
- (24) “TÉCNICAS EXPERIMENTALES EN METALURGIA” Dra. Stella Ordoñez -
Depto. de Ingeniería Metalúrgica - Universidad de Santiago de Chile
- (25) ASM, Metals Handbook, Volume 8. Mechanical Testing and Evaluation. P-416.
- (26) Ing. Oswaldo Gonzales R., “Ensayo De Dureza Vickers” Laboratorio De Tratamientos Térmicos, Vickers - Parte 1: HV 5 A HV 100.
- (27) ASM International. The Materials Information Society, Hard Facing, Kenneth C. Antony and D.L. Graham.
- (28) Annual book ASTM. Sección 3 Vol. 03.01 E 23-00. Pp 138-161. July 2001
- (29) ASME Metals Handbook Volume 9 - Metallography and Microstructures, P-2676.
- (30) Manual de prácticas de laboratorio de preparación de muestras y microscopia electrónica de transmisión, I. I. M. U. M. S. N. H., Dr. Ariosto medina, Dr. Juan Serrato.
- (31) Balmforth, M. C., and Lippold, J. C. 2000. A. new ferritic-martensitic stainless steel constitution diagram, Welding Journal, 79 (12):339s-345s

(32) INFLUENCIA DEL CICLAJE TÉRMICO EN EL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE UN RECARGUE 414N SOBRE ACERO 4140. Bedoya González Víctor. Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, UMSNH. Junio del 2007.

(33) Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies, George E. Totten