



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN
NICOLAS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIONES
METALÚRGICAS

***“EFECTO DEL APORTE TÉRMICO SOBRE LAS PROPIEDADES
METALÚRGICAS DEL RECARGUE DISÍMIL ENTRE EL ACERO
MARTENSÍTICO 410 SOBRE UN ACERO DE BAJA ALEACIÓN”.***

Tesis para obtener al grado de:
Maestro en Metalurgia y Ciencias de los Materiales.

PRESENTA: ING. MANUEL CERVANTES SANCHEZ.
INGENIERO EN MATERIALES, INSTITUTO TECNOLÓGICO DE MORELIA, MARZO
2011.

ASESOR: DR. CUAHUTÉMOC MALDONADO ZEPEDA.
Ph.D (Philosophy Doctor)

Morelia, Michoacán Agosto del 2013.

ÍNDICE

INTRODUCCIÓN	1
JUSTIFICACIÓN	4
OBJETIVOS	6
HIPÓTESIS	7
CAPÍTULO I. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA	8
1.1 . Aceros inoxidables	8
1.2 . Carburo $M_{23}C_6$	9
1.3 . Aceros inoxidables martensíticos	11
1.4 . Fisuración inducida por hidrógeno	23
1.5 . Recubrimientos por soldadura o recargues	24
1.6 . Metalurgia de la soldadura	27
1.7 . Tratamiento térmico post-soldadura	30
1.8 . Proceso de soldadura GMAW (Shield Metal Arc Welding, por sus siglas en inglés).....	30
1.9 . Dilución	32
CAPÍTULO II . DESARROLLO EXPERIMENTAL	34
2.1 . Introducción	34
2.2 . Procedimiento de Soldadura Para el Acero Inoxidable Martensítico 410.	35
2.3 . Medición de la Temperatura	40
2.4 . Ensayos realizados	43
2.5 . Microscopía óptica	51
2.6 . Microscopía electrónica de barrido	52
2.7 . Ensayo de dureza	52
2.8 . Dilución	54
CAPÍTULO III . RESULTADOS Y DISCUSIÓN	56
3.1 . Introducción	56

3.2 . END por radiografía.....	56
3.3 . Caracterización metalográfica.....	61
3.4 . Dilución.....	72
3.5 . Ensayo de Dureza.....	74
3.6 . Ensayo de desgaste.....	80
CONCLUSIONES	91
REFERENCIAS.....	93

ÍNDICE DE FIGURAS.

Figura. 1.1. Diagrama Hierro-Cromo.....	16
Figura.1.2. Diagrama pseudobinario con 13% de Cromo, c1 es $(Cr,Fe)_{23}C_6$, C2 es $(Cr,Fe)_7C_3$	17
Figura.1.3. Diagrama de Transformación Isotérmica Para el acero inoxidable 410[4].....	18
Figura.1.4. Propiedades del Acero 410.	22
Figura.1.5. Diagrama de Transformación isotérmica, Acero 410.....	22
Figura.1.6. Fisuración en la ZAC	24
Figura.1.7. Agrietamiento intergranular.	24
Figura.1.8. Recargue o recubrimiento por soldadura.	25
Figura.1.9. Comportamiento de la transformación de una zona de fusión completamente martensítica. (Fp, ferrita primaria; Ms, temperatura inicial de la transformación; Mf, temperatura final de la transformación martensítica).....	28
Figura.1.10. Comportamiento de la transformación de una zona de fusión de martensita y ferrita. (Fp, ferrita primaria; Fe, ferrita eutéctica; Ms, temperatura inicial de la transformación; Mf, temperatura final de la transformación martensítica).	29
Figura.1.11. Representación esquemática del proceso GMAW.	31
Figura.1.12. Esquema operativo del proceso GMAW.	31
Figura.1.13 Esquema de Dilución.....	32
Figura.2.1. Diagrama del desarrollo experimental.....	34
Figura.2.2. Preparación del corte de las placas del material base.....	36
Figura.2.3 Precalentamiento a 200°C.....	42
Figura.2.4 Diseño Tratamiento Térmico Post-Soldadura.	43
Figura.2.5 Corte de las Probetas Para Los Diferentes ensayos.	44
Figura.2.6 Fresadora Utilizada en las Probetas.....	45
Figura.2.7. Secuencia del Ensayo Radiográfico.	47
Figura.2.8 Maquina de desgaste abrasivo.....	49
Figura.2.9. Probetas de desgaste por recargue	49
Figura.2.10. Distribución de Probetas en relación a las Variables	50
Figura.2.11. Distribución del ensayo de dureza en la superficie del recargue.....	53
Figura.2.12. Distribución del ensayo de dureza transversal.	54
Figura.2.13. Esquema de dilución en recubrimientos.....	55
Figura.2.14. Medición de las áreas de dilución en Sigma Scan Pro 5.	55
Figura.3.1. Reporte Radiográfico de los Recargues.	57
Figura.3.2. Radiografías referentes a recargues sin precalentamiento.	58
Figura.3.3. Recargues precalentados a 200°C.	59
Figura.3.4. Recargues con 300°C de precalentamiento.	60
Figura.3.5. Diagrama de Balmforth para aceros inoxidables 410 y 420 superpuestos[21].	61
Figura.3.6. Obtención de probetas de microscopia.	62

Figura.3.7. Microestructura metal base AISI 9840 a 200x.....	63
Figura.3.8. Interface de la soldadura disímil entre el AISI 9840 y el ER-410 recargue 4 a 100x a) y 200x b).....	64
Figura.3.9. Micrografías del recargue número uno sin tratamiento a) y con tratamiento térmico B, Zona de fusión.....	65
Figura.3.10. Micrografías del recargue número dos de las probetas sin y con tratamiento post- soldadura zona de fusión.....	65
Figura.3.11. Micrografías del recargue número 6 con y sin tratamiento térmico.....	66
Figura.3.12. Metal de aporte ER-410 Correspondientes al recargue número tres a 200x.....	67
Figura.3.13. Metal de aporte ER-410 Correspondientes al recargue número uno a 500x y número seis y 200x respectivamente.....	67
Figura.3.14. Metal de aporte ER-410 recargues número. Uno a) y dos b).	68
Figura.3.15. Metal de aporte ER-410 recargues número tres a) y cuatro b).	69
Figura.3.16. Metal de aporte ER-410 recargues número cinco a) y seis b).	69
Figura.3.17. Metal base AISI 9840 correspondientes al recargue número cuatro a) y cinco b). ...	70
Figura.3.18. Acero AISI 9840 del recargue número uno sin tratamiento térmico y con tratamiento respectivamente.	71
Figura.3.19. Acero AISI 9840 del recargue número cinco sin tratamiento b) y número seis con tratamiento a).	71
Figura.3.20. Grafica de porcentajes de dilución.....	73
Figura.3.21. Diagrama de transformación de enfriamiento continuo para el acero inoxidable martensítico AISI 410.	74
Figura.3.22. Lecturas de Dureza en los recubrimientos.....	75
Figura.3.23 Perfil de dureza Recargue uno.	76
Figura.3.24. Perfil de dureza Recargue dos.....	77
Figura.3.25. Perfil de dureza Recargue tres.	77
Figura.3.26. Perfil de dureza Recargue cuatro.	78
Figura.3.27. Perfil de dureza Recargue cinco.	78
Figura.3.28 Perfil de dureza Recargue seis.	79
Figura.3.29. Perdida en peso de los recargues.	81
Figura.3.30. Desgaste entre aceros inoxidables[32].	82
Figura.3.31. Mecanismos característicos de desgaste abrasivo.	83
Figura.3.32. Probeta de desgaste del recargue uno.	84
Figura.3.33. Probeta de desgaste del recargue cinco.	84
Figura.3.34. Imagen del recargue sin tratamiento térmico y sin precalentamiento.	85
Figura.3.35. Imagen del recargue con 200° de precalentamiento y tratamiento térmico.	86
Figura.3.36. Imagen del recargue sin precalentamiento y Tratamiento térmico.	86
Figura.3.37. Imagen precalentada a 200°C y tratada térmicamente.	87
Figura.3.38. Recargue a 200°C de precalentamiento y sin tratamiento térmico.	87
Figura.3.39. Recargue a 300°C de precalentamiento y sin tratamiento térmico.	88

Figura.3.40. Análisis EDS del recargue a 200°C de precalentamiento	88
Figura.3.41. Recargue sin precalentamiento y sin tratamiento térmico.	89
Figura.3.42. Recargue sin precalentamiento y con tratamiento térmico.	90

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla I.1 Estructura cristalina y composición de los carburos.	10
Tabla I.2. Lista de aceros martensíticos fundidos y forjados [1].....	13
Tabla I.3. Clasificación de metales de aporte martensíticos.....	15
Tabla I.4. Coeficientes de predicción de la temperatura de inicio de la transformación martensítica.	19
Tabla II.1. Composición química del acero AISI 9840 en % en peso.	35
Tabla II.2. Gas de Protección MIG/MAG.	37
Tabla II.3. Variables operativas del recargue de aporte térmico alto.....	40
Tabla II.4. Temperaturas de precalentamiento empleadas.	41
Tabla II.5. Pesos de las probetas antes del ensayo de desgaste.	51
Tabla III.1. Valores de dilución calculados en el software Sigma Scan 5.....	72
Tabla III.2. Promedios de dureza de los recargues.....	75
Tabla III.3. Pérdida de peso después del ensayo de desgaste.	80

INTRODUCCIÓN.

Las uniones soldadas disímiles (USD) son utilizadas en la fabricación de equipos que requieren de aleaciones con propiedades específicas como resistencia al desgaste, resistencia a la corrosión, resistencia a la oxidación, etc. Sin embargo, el costo de las aleaciones con estas propiedades es generalmente alto, lo cual puede volver prohibitiva la fabricación de las piezas, estructuras o equipos si se fabrica en su totalidad con estos materiales. Una solución adecuada es combinar una aleación de costo bajo con otra que tiene un costo alto pero con las propiedades mecánicas o metalúrgicas deseadas. Lo anterior conlleva a la fabricación de piezas y equipos en los que se requiere el uso de soldadura entre aleaciones con propiedades diferentes o aleaciones disímiles.

Entre las aplicaciones relevantes a este trabajo, se encuentra el recubrimiento de cilindros de pared delgada de aceros de baja aleación como el AISI 9840, AISI 4140 y el AISI 4145 utilizados como estabilizadores en maquinaria de perforación en la industria petrolera [1]. Estos cilindros se recubren con soldadura de recargue de acero inoxidable martensítico con la finalidad de mejorar su resistencia al desgaste durante las operaciones de trabajo. Sin embargo, el recargue del acero inoxidable martensítico sobre el acero de baja aleación AISI 9840 produce agrietamiento en el metal de soldadura, el metal base y desprendimiento de material, tanto en campo, como en taller. La soldadura del acero AISI 9840 que tiene un carbono equivalente (CE) superior a 0.4 y un porcentaje de carbón aproximadamente de 0.4, presenta problemas de soldabilidad, los cuales se complican con la aplicación de una soldadura de recargue en la que se utiliza un material de aporte como el acero inoxidable martensítico. Asimismo, se observa que en general hay un desconocimiento de los mecanismos y factores relevantes en la aplicación de una soldadura de recargue disímil si ésto no fuera así, no se presentarían los problemas de agrietamiento que se han observado en este tipo de soldaduras.

En el caso específico de aceros con elevado contenido de carbón y un carbono equivalente

(CE) alto, se pueden presentar problemas de agrietamiento en frío cuando se usa la soldadura de arco eléctrico con electrodo revestido (SMAW, Shield Metal Arc Welding, por sus siglas en inglés) de alto hidrógeno, lo cual se presenta cuando los electrodos utilizados están húmedos o la atmósfera y/o el metal base presentan un alto grado de humedad. La disociación de las moléculas de agua en hidrógeno atómico por efecto del arco eléctrico puede producir agrietamiento en la zona que se encuentra por debajo del cordón de soldadura o zona afectada térmicamente deteriorando el objetivo del recubrimiento.

Normalmente, la soldadura de aceros al carbono de baja aleación o de baja soldabilidad requiere de una cuidadosa selección de los parámetros de soldadura, entre ellos se tienen: la temperatura de precalentamiento, el aporte térmico, la técnica de aplicación y el tratamiento térmico de post-soldadura, así como los efectos que cada una de estas variables tiene sobre las propiedades mecánicas y metalúrgicas del recargue [2].

Los aceros con una baja soldabilidad son aquellos que tienen un alto grado de templabilidad y que al enfriarse, en la interface entre el cordón de soldadura y la zona afectada por el calor presentan formación de martensita, fase dura y frágil y que con la presencia del hidrógeno tiene tendencia al agrietamiento en frío. La selección de una temperatura de precalentamiento, que normalmente se debe mantener entre los pasos de soldadura, es importante para evitar el agrietamiento en frío.

Para evitar la formación de martensita en aceros de baja soldabilidad es recomendable usar un procedimiento de soldadura con un alto aporte térmico con la finalidad de favorecer una velocidad de enfriamiento lenta en la zona de la interface entre el metal de soldadura y el metal base, con el propósito de disminuir la tendencia a la formación de martensita. También hay que considerar que la velocidad de enfriamiento depende del espesor de la pieza que está siendo soldada, un espesor grueso favorece un enfriamiento lento de la soldadura, lo cual no ocurre cuando el espesor de la placa es grande o bien no se aplica el precalentamiento. Sin embargo, debe notarse que un aporte térmico alto puede producir

una alta dilución del metal base en el metal de soldadura, lo cual puede conducir a la difusión de elementos de aleación indeseables, resultando en una composición química final que imparte al recargue propiedades mecánicas y metalúrgicas inadecuadas para la aplicación requerida.

Otro aspecto importante es la aplicación del tratamiento térmico de post-soldadura el cual tiene como finalidad disminuir la dureza y aumentar la tenacidad en la martensita formada en la zona afectada térmicamente (Z.A.T) El tratamiento térmico de post soldadura también tiene como objetivo contribuir al relevado de los esfuerzos residuales en la pieza. La falta o aplicación inadecuada del tratamiento térmico de post-soldadura puede conducir a la fractura de la pieza en el metal base por esfuerzos residuales elevados, la fractura podría ser impulsada por la presencia previa de esfuerzos residuales producidos por deformación en frío en el metal base de la pieza; la presencia de esfuerzos residuales y la formación de fases frágiles en el metal de soldadura puede conducir a la fractura del recargue, tal como se ha observado en algunas piezas examinadas previamente[3].

El objetivo principal del presente trabajo de tesis fue realizar recubrimientos de un acero inoxidable sobre un acero de baja aleación mediante soldadura variando las condiciones de precalentamiento, el aporte térmico y el tratamiento térmico post-soldadura. La sanidad de los recargues se examinó utilizando ensayos no destructivos (END) de radiografía, ensayo de dureza, metalografía óptica y microscopía electrónica de barrido. Además, se evaluó el comportamiento al desgaste abrasivo del recargue, analizando metalúrgicamente la superficie desgastada.

JUSTIFICACIÓN.

El estudio del agrietamiento en las soldaduras disimiles tiene implicaciones prácticas en la fabricación de piezas que van a estar sometidas a demandas locales de desgaste, corrosión y oxidación. Por ejemplo, se ha observado que en las camisas estabilizadoras utilizadas en equipo de perforación, la aplicación de una soldadura de recargue con acero inoxidable martensítico a un acero de baja aleación produjo la falla de la pieza tanto en campo como en taller después de la fabricación. Las fallas se presentaron en el metal de soldadura y en el metal base, se observó que en la aplicación de la soldadura y en la reparación de las grietas existe un desconocimiento del efecto preciso que cada uno de los factores del proceso de la aplicación de la soldadura de recargue tiene sobre las propiedades mecánicas y metalúrgicas del sistema formado por el recargue y el cilindro de pared delgada.

La falla de una camisa estabilizadora no es el único caso de agrietamiento en el metal de soldadura del que se tiene reporte. En la soldadura de reparación se ha observado que en otras soldadura disimiles, por ejemplo, en el recargue de una soldadura de acero al carbón sobre una fundición gris presenta problemas de agrietamiento, aún cuando se ejecuten aparentemente, todas las etapas que de acuerdo con la literatura o la experiencia previa deberían evitar el agrietamiento en la unión soldada. Aparentemente, la aplicación de una temperatura de precalentamiento correcta puede evitar el agrietamiento del metal base, sin embargo, al aumentar la penetración del cordón se incrementa la dilución del metal base en el metal de soldadura dando lugar a un metal de soldadura de elevada dureza y frágil, de manera que al enfriar la unión soldada, y por efecto de las diferencias de los coeficientes de dilatación térmica entre el metal base y el de aporte, así como la posible influencia de los esfuerzos residuales, se produce el agrietamiento, ya no en el metal base, sino en el metal de aporte. Se puede apreciar que el agrietamiento del recargue de una soldadura de acero al carbón sobre una fundición gris es similar al agrietamiento que se detectó en el recargue del acero inoxidable martensítico aplicado a los cilindros de pared delgada fabricados con un acero al carbón de baja aleación AISI 4140.

De acuerdo con los casos observados, en la soldadura de recargue de aleaciones que presentan una baja soldabilidad es necesario volver a examinar el efecto de cada una de las etapas críticas de la soldadura como son: temperatura de precalentamiento, aporte térmico, y tratamiento térmico de post-soldadura, sin olvidar factores como el tamaño de la soldadura y la geometría de la pieza recargada. La aplicación de un parámetro de soldadura, aparentemente adecuado, tal como lo marca la literatura, debe analizarse en términos de su interacción con los efectos producidos por otros parámetros que para el caso específico de la soldadura disímil con baja soldabilidad son igualmente importantes, aplicar dos o más parámetros que ayuden a evitar un problema como el agrietamiento en frío que puede producir otro problema, como lo es el agrietamiento en caliente, que podría verse magnificado por la aplicación inadecuada o un porcentaje de dilución excesivo. La investigación sobre el efecto de la interacción de los parámetros de soldadura sobre los aspectos mecánicos y metalúrgicos de las aleaciones disímiles de baja soldabilidad permitirá obtener un mejor conocimiento de los mecanismos que promueven la formación del grieta en el metal de aporte.

El agrietamiento y subseciente fractura de una soldadura de recargue durante la fabricación o reparación de una pieza puede dar lugar a la falla de la misma trayendo consigo fuertes pérdidas económicas debido a las reparaciones y tiempos muertos que se generan al sustituir la pieza por otras en buen estado, o aplicar otro procedimiento de reparación. Solucionar este problema traerá un gran ahorro económico en los costos de perforación, además de un aumento en la producción.

Sin embargo, el examen de las propiedades mecánicas y metalúrgicas del recargue como resultados del proceso de fabricación, no estaría completo sin examinar su desempeño en condiciones cercanas a las de trabajo, esto es en condiciones de desgaste abrasivo. Si el ensayo de abrasión produce resultados positivos para el recargue se tendrá que la aplicación del proceso de soldadura produjo resultados positivos y estos podrían ser implementados en la solución de los problemas de soldadura disímil de baja soldabilidad.

OBJETIVOS

OBJETIVO GENERAL.

Investigar el efecto que tienen los parámetros básicos de soldadura sobre las propiedades mecánicas, metalúrgicas y desempeño al desgaste de un recargue aplicado sobre un material base con baja soldabilidad y obtener información sobre los mecanismos de agrietamiento y las condiciones de soldadura que los favorecen con la finalidad de entender mejor su aparición en sistemas de soldadura de recargue con baja soldabilidad y estar en condiciones de aplicarlos a la fabricación de piezas.

OBJETIVOS PARTICULARES:

Entre los objetivos particulares se tienen:

- Caracterizar las propiedades mecánicas y metalúrgicas de los materiales usados en el recargue.
- Determinar la temperatura de precalentamiento más adecuada para el acero 9840.
- Examinar el efecto de la temperatura de precalentamiento sobre la microestructura y propiedades mecánicas y características del cordón de soldadura de recargue.
- Determinar el aporte térmico más adecuado para la fabricación del recargue en una combinación de baja soldabilidad.
- Examinar el efecto del tratamiento térmicos de post-soldadura sobre las propiedades mecánicas resultantes en el recargue.
- Evaluar las propiedades del recargue en términos del desempeño de la unión soldada bajo condiciones de desgaste.

HIPÓTESIS.

Se prevé que a valores elevados de aporte térmico traerán porcentajes de dilución elevados provocando una disminución de las propiedades mecánicas del recargue, por otro lado los valores de precalentamiento por debajo de la temperatura de transformación martensítica (M_s) pueden relacionarse con una microestructura martensítica frágil que puede provocar el agrietamiento en los recargues, finalmente el tratamiento térmico post-soldadura disminuirá los esfuerzos residuales que se generan durante la soldadura afectando las propiedades mecánicas del recargue.

CAPÍTULO I.

REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.

1.1. Aceros inoxidables.

Los aceros inoxidables constituyen un grupo de aceros de alta aleación basados en los sistemas Fe-Cr, Fe-Cr-C, Fe-Cr-Ni-C. Para ser inoxidable, estos aceros deben contener un mínimo de 10.5% de cromo. Este nivel de cromo permite la formación de un óxido pasivo en la superficie que previene la oxidación y corrosión del metal subsuperficial en condiciones ambientales[4].

1.1.1. Propiedades de los aceros inoxidables.

Los medios corrosivos que atacan y remueven el óxido pasivo, causan la corrosión de los aceros inoxidables. La cual puede tomar varias formas, tales como picaduras, corrosión por agrietamiento y ataque intergranular. Estas formas de corrosión son influenciadas por ambientes corrosivos, condiciones metalúrgicas del material y los esfuerzos locales que están presentes [5, 6].

Los aceros inoxidables también tienen buena resistencia a la oxidación, 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 contenido de cromo (sobre 16%), pero elevado contenido de níquel (sobre 35%) han sido desarrollados.

La mayoría de los aceros inoxidables son soldables, pero muchos requieren procesos especiales en donde se debe tener en cuenta un precalentamiento y un tratamiento térmico de post-soldadura. En todos los casos, la soldadura resulta en una alteración significante 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.

1.1.2. Elementos formadores de carburos.

En adición al cromo y molibdeno, un gran número de elementos son añadidos a los aceros inoxidables para promover la formación de carburos. Estos elementos pueden ser niobio, titanio, tungsteno, tantalio y vanadio. El niobio y el titanio son añadidos a los aceros inoxidables austeníticos para brindar una estabilización del carbono con el objetivo de eliminar la corrosión intergranular. Ambos elementos forman un carburo del tipo MC, el cual es resistente a la disolución durante la soldadura y el tratamiento térmico, por lo tanto se previene la formación de carburos $M_{23}C_6$ ricos en cromo que son asociados con el inicio de la corrosión intergranular [4].

El tungsteno, tantalio y vanadio son añadidos a algunos aceros inoxidables, principalmente para proveer la resistencia a elevada temperatura debido a la formación de una fina dispersión de carburos. Estos elementos tienden a promover la formación de ferrita en la microestructura ya que atrapan el carbono existente y neutralizan su efecto de promotor de austenita. Estos elementos, en solución sólida, promueven la formación de ferrita.

1.2. 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 I.1. 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. El Cr_{23}C_6 puede disolver teóricamente hasta 35% en peso de los elementos metálicos; se ha encontrado arriba del 45% en peso 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 24% en peso.

Tabla I.1 Estructura cristalina y composición de los carburos.

CARBUTO	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

Los sitios más favorables para la precipitación de este carburo son los límites de grano seguido por los límites de macla incoherentes, los límites de macla 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 del contenido de C, un significante aumento de carburos se tiene 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 sensibilización o corrosión intergranular y una disminución en la ductilidad y dureza[7].

1.3. Aceros inoxidables martensíticos.

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

Los aceros inoxidables 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. 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 carburos 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 estructura martensítica deseada 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 de aleación es restringida porque en altas cantidades pueden producir una estructura diferente a la martensítica.

Los aceros inoxidables martensíticos son una de las ramas de los aceros inoxidables solo 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.

1.3.1. Aleaciones estándar y consumibles de aceros inoxidables martensíticos.

La tabla I.2 muestra una lista de aceros martensíticos fundidos y forjados. Los aceros inoxidables martensíticos pueden subdividirse en tres grupos basados en su susceptibilidad al agrietamiento inducido por hidrógeno o agrietamiento en frío. Estos grupos están basados en su contenido de carbono, ya que este determina la dureza de la martensita en su condición soldada, la cual influencia directamente la susceptibilidad al agrietamiento en frío.

El primer grupo consiste en aquellos aceros con un porcentaje de carbono de 0.06% o menos, el cual limita la máxima dureza a cerca de 35 HRC. Para lograr una buena soldadura de las aleaciones en este grupo, los procedimientos de soldadura deben ser similares a los procedimientos para la soldadura de aceros de baja aleación y alta resistencia.

Tabla I.2. Lista de aceros martensíticos fundidos y forjados [1].

Tipo	UNS.	C	Cr	Mn	Si	Ni	otros
403	S40300	0.15	11.5-13.0	1.0	0.50	---	---
410	S41000	0.15	11.5-13.5	1.0	1.00	---	---
410 NiMo	S41500	0.05	11.4-14.0	0.50-1.0	0.60	3.5-5.5	0.50-1.00 Mo
414	S41400	0.15	11.5-13.5	1.0	1.0	1.25-2.50	---
416	S41600	0.15	12.0-14.0	1.25	1.0	---	0.50-1.0 Mo
420	S42000	0.15 min	12.0-14.0	1.0	1.0	---	0.15-S min 0.6 Mo
422	S42200	0.20-0.25	11.5-13.5	1.0	0.75	0.5-1.0	0.75-1.25Mo 0.75-1.25 W 0.15-0.30 V
431	S43100	0.20	15.0-17.0	1.0	1.0	1.25-2.50	---
440 A	S44002	0.60-0.75	16.0-18.0	1.0	1.0	---	0.75 Mo
440 B	S44003	0.75-0.95	16.0-18.0	1.0	1.0	---	0.75 Mo
440 C	S44004	0.95-1.20	16.0-18.0	1.0	1.0	---	0.75 Mo
CA-15	---	0.15	11.5-14.0	1.0	1.50	1.00	0.50 Mo
CA-6NM	---	0.06	11.5-14.0	1.0	1.0	3.5-4.5	0.40-1.0 Mo
A valor							

El segundo grupo consiste en aquellos aceros con un porcentaje de carbono mayor a 0.06% y menor que 0.30%. La dureza obtenida en la soldadura de este segundo grupo tiene un rango por encima de 35 HRC hasta 55 HRC, con un gran riesgo de tener agrietamiento y con requerimientos de tratamiento térmico arriba de 315°C.

El tercer grupo consiste en aceros con más de 0.30% de carbono, pudiéndose obtener durezas de 55 HRC Hasta 65 HRC en la soldadura. Este grupo requiere de procedimientos muy especializados para soldarlos, si es que se requiere eliminar el riesgo de agrietamiento.

Un gran número de aleaciones martensíticas están disponibles en el mercado, con contenidos de cromo que van desde 11.5% hasta 18%. La mayoría de los grados estructurales contienen carbono en el rango de 0.1% a 0.25%. Algunas aleaciones contienen pequeñas adiciones de molibdeno, vanadio y tungsteno para proveer una resistencia a altas temperaturas por medio de la formación de carburos estables. La adición de níquel mejora la tenacidad. Los grados 440 contienen altos niveles de carbono y son usados en aplicaciones donde se requiere de alta dureza, resistencia al desgaste y resistencia a la corrosión.

A menudo, se desea soldar aceros inoxidables martensíticos con metales de aporte iguales o similares al metal base con el objetivo de igualar la resistencia del mismo. Estos metales de soldadura también responden a un tratamiento térmico post-soldadura de una manera similar al metal base. Sin embargo, no todos los metales base tienen metales de aporte con características iguales en base a las especificaciones de metales de aporte AWS.

La tabla I.3 muestra la clasificación de metales de aporte según AWS que depositan metal de soldadura de acero inoxidable martensítico, así como los metales base para los que estos metales de aporte son iguales. También existen varios metales de aporte sin clasificar, la mayoría en la forma de alambres tubulares para soldadura de arco sumergido que produce metal de soldadura con un porcentaje medio de carbono previsto, principalmente, para recubrimientos de rodillos de laminación en la producción del acero de acero.

Tabla I.3. Clasificación de metales de aporte martensíticos.

Clasificación AWS	UNS No.	C	Cr	Mn	Si	Ni	Mo	Metal base
E410-xx	W41010	0.12	11.0-13.5	1.0	0.9	0.7	0.75	410, CA-15
ER410	S41080	0.12	11.5-13.5	0.6	0.5	0.6	0.75	410, CA-15
E410Tx-x	W41031	0.12	11.0-13.5	0.6	1.0	0.6	0.5	410, CA-15
E410NiMo-xx	W41016	0.60	11.0-12.5	1.0	0.9	4.0-5.0	0.4-0.7	410NiMo, Ca-6NM
ER410NiMo	S41086	0.60	11.0-12.5	0.6	0.5	4.0-5.0	0.4-0.7	410NiMo, Ca-6NM
E410NiMoTx-x	W41036	0.60	11.0-12.5	1.0	1.0	4.0-5.0	0.4-0.7	410NiMo, Ca-6NM
ER420	S42080	0.25-0.4	12.0-14.0	0.6	0.5	0.6	0.75	420

En algunas aplicaciones, se desea seleccionar metales de aporte austeníticos para metales base martensíticos, principalmente cuando el agrietamiento por hidrógeno en el metal de soldadura es de gran importancia, ya que la austenita tiene una gran solubilidad para el hidrógeno y es, por lo tanto, efectivamente inmune al agrietamiento inducido por hidrógeno. Otra situación en la cual es deseable tener material de aporte austenítico es cuando el metal base martensítico se encuentra en condición de recocido y la soldadura se usará en su condición soldada.

1.3.2. Metalurgia física de aceros inoxidables martensíticos.

En el más amplio sentido, los aceros inoxidables martensíticos y ferríticos están basados en el sistema hierro-cromo. Como se observa en el sistema de la figura 1.1, la fase ferrítica BCC es estable por encima de un amplio rango de composición y temperatura. A bajas concentraciones de cromo, menores que 12%, la austenita FCC se forma desde la ferrita con un enfriamiento en estado sólido. La región del diagrama de fase donde la austenita es

estable, es a menudo el bucle del campo gamma debido a su forma. Bajo condiciones de enfriamiento en equilibrio, la austenita que se forma dentro del bucle gamma se transformara de nuevo en ferrita, pero bajo condiciones rápidas de enfriamiento, la austenita se transformara en martensita [4].

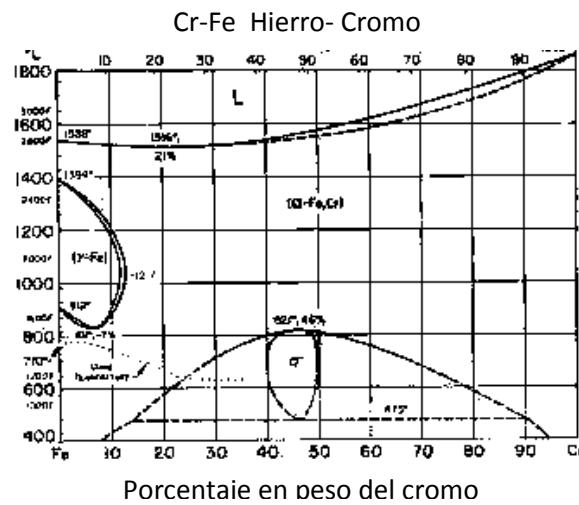


Figura. 1.1. Diagrama Hierro-Cromo.

La mayoría de los aceros inoxidables martensíticos contienen otros elementos de aleación, usualmente carbono, el cual expande el campo gamma, con lo que se promueve la formación de austenita, facilitando la transformación a martensita. Por lo tanto, los diagramas ternarios Fe-Cr-C son más apropiados para describir la fase de equilibrio en los aceros inoxidables martensíticos.

El sistema ternario Fe-Cr-C describe mejor las transformaciones de fase que ocurren en las soldaduras de aceros inoxidables martensíticos debido, tanto a temperaturas alcanzadas en el calentamiento, como en el enfriamiento. Una sección pseudobinaria a través de este sistema ternario con 13% de cromo puede ser usada para determinar la estabilidad de fase desde la temperatura de solidificación hasta la temperatura ambiente, ver figura 1.2.

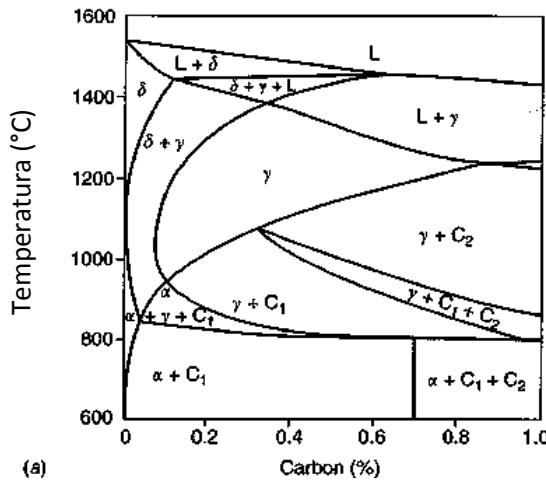


Figura.1.2. Diagrama pseudobinario con 13% de Cromo, c1 es $(\text{Cr},\text{Fe})_{23}\text{C}_6$, C2 es $(\text{Cr},\text{Fe})_7\text{C}_3$.

Notar que en el rango de 0.1 a 0.25 de carbono estos aceros solidifican como ferrita, pero forman pequeñas cantidades de austenita, o una mezcla de austenita y ferrita, al final de la solidificación. Con enfriamientos desde el rango de solidificación, el diagrama predice que dentro de este rango de carbono toda la ferrita se transforma a austenita. A temperatura por debajo de 800°C, el equilibrio de fases son ferrita y carburos (Cr_{23}C_6).

Bajo condiciones normales de enfriamiento de la soldadura, la austenita que está presente a elevadas temperaturas se transformará a martensita. La mayoría de los aceros inoxidables martensíticos retendrán algo de ferrita a alta temperatura en la matriz martensítica. La retención de la ferrita es una función del balance de los elementos promotores tanto de ferrita como de austenita. Con contenidos altos de carbono, el campo de fase austenítico se expande, promoviendo una estructura completamente martensítica y de igual manera, se obtiene una martensita muy dura y frágil, la cual es más propensa al agrietamiento inducido por hidrógeno y una posible fractura por fragilidad [4].

La configuración metalográfica martensítica posee una estructura cristalina tetragonal centrada en el cuerpo (BCT). El contenido de cromo es generalmente en el rango de 10.5 a 18% y el de carbono es alto, alcanzando valores por encima del 1%. El contenido de

cromo y carbono es balanceado para asegurar la formación de la estructura martensítica durante el tratamiento térmico[8].

Con un contenido de carbono menor a 0.6% se tiene una morfología de martensita en agujas de diferente pero limitada orientación, siendo una estructura muy distorsionada y con muchas dislocaciones. Con un contenido de carbono menor a 1.0%, se tiene una morfología de martensita en láminas de distintos tamaños y con una estructura final de placas paralelas que están normalmente rodeadas de austenita. Con el contenido de carbono entre 0.6 y 1.0% se tiene una mezcla de agujas y placas [8].

La ductilidad y la tenacidad pueden aumentarse (reduciendo los esfuerzos internos) mediante el tratamiento térmico de revenido, calentando de 250-650°C durante un tiempo específico y formando así martensita revenida, con mayor tenacidad.

Un diagrama de transformación tal como el que se aplica al tipo 410 puede ser usado para predecir la microestructura que se forma en el metal de soldadura y en la zona afectada térmicamente durante el enfriamiento desde el campo austenítico, (ver figura 1.3) [4].

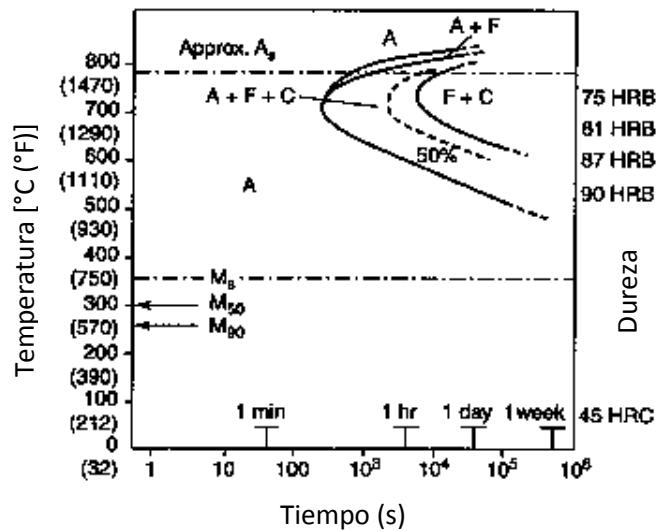


Figura.1.3. Diagrama de Transformación Isotérmica Para el acero inoxidable 410[4].

Un gran número de ecuaciones han sido desarrolladas para predecir la temperatura de inicio de transformación de la martensita en los aceros inoxidables, cuyos coeficientes están listados en la tabla I.4, e incluye las adiciones de elementos de aleación que están presentes en los aceros inoxidables martensíticos[4].

Tabla I.4. Coeficientes de predicción de la temperatura de inicio de la transformación martensítica.

Reference	Constant	Coefficients								
		C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	Co	Other
Payson and Savage [4]	499	-317	-33	-11	-28	-17	-11	-11	—	—
Irvine et al. [5]	551	-474	-33	-11	-17	-17	-21	-11	—	—
Steven and Haynes [6]	561	-474	-33	—	-17	-17	-21	—	—	—
Kung and Rayment [8] (modification of Steven and Haynes [6])	561	-474	-33	-7.5	-17	-17	-21	—	+10	—
Andrews [7]	539	-423	-30.4	—	-12.1	-17.7	-7.5	—	—	—
Kung and Rayment [8] (modification of Andrews [7])	539	-423	-30.4	-7.5	-12.1	-17.7	-7.5	—	+10	—
Gooch [3]	540	-497	-6.3	—	-10.8	-36	-46.6	—	—	—
Self et al. [9]	526	-354	-29.7	-31.7	-12.5	-17.4	-20.8	—	—	— ^a

^a—1.34(%Ni × %Cr) + 22.4(%Cr + %Mo) × %C.

El valor de la constante representa la base desde que los factores de peso son sustraídos con el objetivo de estimar la temperatura M_s °C. por ejemplo, la ecuación de predicción de Gooch es [4]:

$$Ms = 540 - (497C + 6.3Mn + 36.3Ni + 10.8Cr + 46.6Mo) \dots \dots \dots \text{(Ecuación 1)}$$

En el uso de la ecuación se debe tener precaución ya que las diferencias de predicción entre estas pueden ser mayores a 100°C para una composición dada. Generalmente, escogiendo una predicción segura entre todas las posibilidades es el acercamiento más recomendado. Por ejemplo, para la selección de la temperatura de precalentamiento, debe ser seleccionada la temperatura mayor calculada de M_s . si existe la preocupación de tener una transformación martensítica completa en el enfriamiento desde el campo de fase austenítico, debe ser seleccionando la menor temperatura calculada de M_s (la temperatura final de transformación de la martensita M_f es aproximadamente 100°C por debajo de M_s).

1.3.3. Soldabilidad de los aceros inoxidables martensíticos.

Debido a la presencia de martensita no revenida 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 hidrógeno como por ejemplo el precalentamiento, reducen la cantidad de absorción de hidrógeno 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 [9].

Los aceros inoxidables martensíticos suelen presentar tres tipos de agrietamientos en caliente y en frío:

- 1. Agrietamiento por solidificación.-** Muchos aceros inoxidables martensíticos solidifican como ferrita, de ahí su baja susceptibilidad al agrietamiento durante la solidificación de la soldadura. Aceros inoxidables martensíticos con muy elevados niveles de carbón pueden solidificar como austenita; la cual los deja más sensible al agrietamiento durante la solidificación [9].
- 2. 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 multi pasadas.

3. **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.

1.3.4. 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 que la del acero al carbono. Puede desarrollar una excelente combinación de resistencia mecánica y dureza mediante un 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 (ver figura 1.4) [10].

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.

 410 Acerio Inoxidable Martensítico W. Nr.: -1.4006 / DIN: X12Cr13 / AISI: 410		Nombre: 410.pdf Rev.: 1 Vigencia: Enero 2007 Hoja: 1 de 1																	
Composición química (en %)																			
<table border="1"> <tr> <td>C</td><td>Si</td><td>Mn</td><td>P</td><td>S</td><td>Cr</td><td>Ni</td><td>Otros</td></tr> <tr> <td>≤0,15</td><td>≤1,00</td><td>≤1,00</td><td>≤0,040</td><td>≤0,030</td><td>11,50 13,50</td><td>≤0,75</td><td>-</td></tr> </table>				C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Otros	≤0,15	≤1,00	≤1,00	≤0,040	≤0,030	11,50 13,50	≤0,75	-
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.1.4. Propiedades del Acero 410.

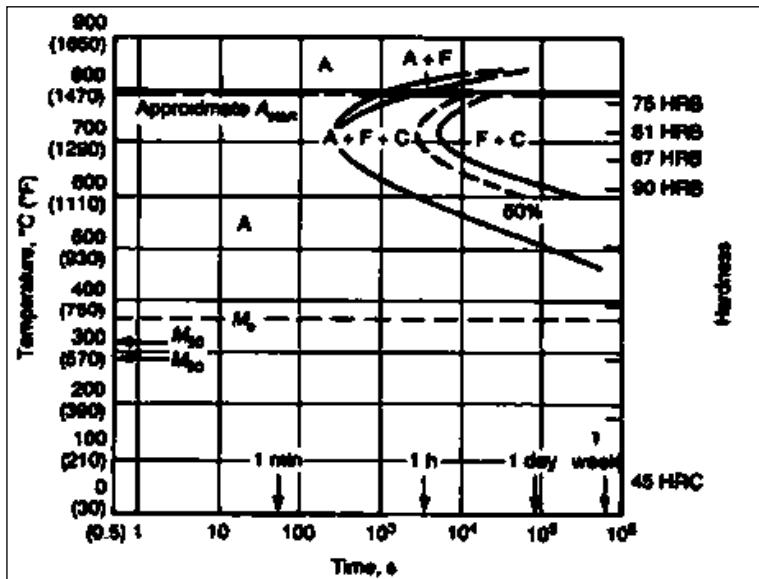


Figura.1.5. Diagrama de Transformación isotérmica, Acero 410.

1.4. Fisuración inducida por hidrógeno.

El hidrógeno atómico es considerado un verdadero problema en los aceros ferríticos (los inoxidables austeníticos, serie 300 no sufren fisuración inducida por hidrógeno). Puede difundir a través de la estructura cristalina del acero debido a su pequeño diámetro atómico recombiniéndose a hidrógeno molecular en espacios vacíos tales como inclusiones, formando ampollas en chapas relativamente finas (19 mm). Puede quedar algo de hidrógeno en forma atómica anclando dislocaciones y reduciendo la ductilidad. Peor aún puede producir fisuras en zonas de alta dureza tales como el metal de soldadura y zona afectada térmicamente (ZAT). A este proceso se le denomina fisuración inducida por hidrógeno (FIH).

Esta recombinação acumula moléculas de hidrógeno en forma gaseosa desarrollando presiones suficientemente altas para romper enlaces atómicos y generar fisuras si la microestructura no es plástica. Las presiones generadas se calculan teóricamente (en forma aproximada), llegan a valores de 105 000 Atmosferas.

En el caso del nitrógeno estos mismos cálculos dan valores de 4 Atm. De lo anterior se deduce el efecto del hidrógeno frente al nitrógeno o cualquier otro gas. Cantidades tan pequeñas como 0,0001 % en peso pueden producir fisuras en el acero.

Dentro de los materiales más usados en la industria petroquímica se encuentran los aceros resistentes a la penetración de hidrógeno, aleados al CrMo lo que le proporciona al acero las siguientes propiedades:

En general estos aceros deben trabajar a altas temperaturas y por lo tanto tienen propiedades refractarias. Deben resistir la oxidación a altas temperaturas, el creep y la fatiga térmica. Por otra parte como el carburo de cromo es menos fácil de disociar que el Fe_3C y no se descompone en C y Cr.

Las fisuras inducidas por hidrógeno son en general transgranulares y se inician luego de finalizada la soldadura con retardos de hasta dos semanas, por esa razón, a este tipo de fisuración también se lo llama fisuración en frío ver figura 1.6 y 1.7.

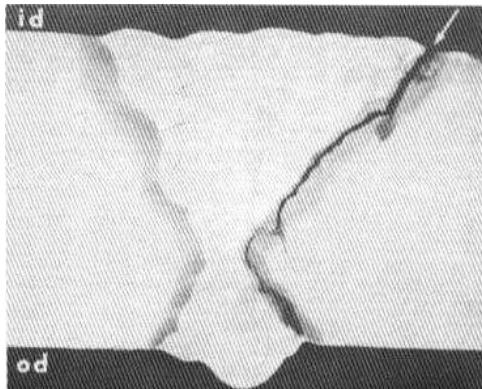


Figura.1.6. Fisuración en la ZAC.

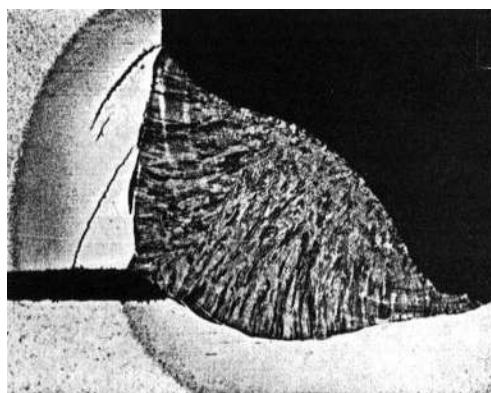


Figura.1.7. Agrietamiento intergranular.

1.5. 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 base, ver figura 1.8 [11]. 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 no, 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 motivó a una utilización cada vez más creciente en otros campos [12, 13].

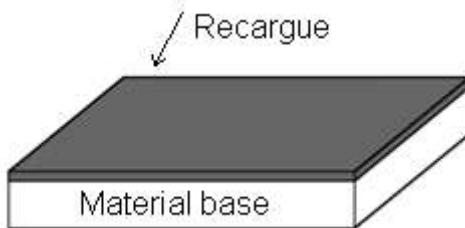


Figura.1.8. Recargue o recubrimiento por soldadura.

1.5.1. 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 una variedad de industrias [13].

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.

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.

Los principales factores del desgaste son los siguientes:

1. **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:
 - a) Cortante: ocurre en materiales dúctiles, cuando partículas con bordes agudos actúan formando virutas de metal.
 - b) Arranque de material: cuando la superficie es dura y frágil, las partículas duras fracturan y desprenden el material en forma de astillas.
 - c) Por deformación plástica: se produce cuando partículas redondeadas actúan sobre superficies dúctiles produciendo deformación plástica y deposición de material en los bordes.
 - d) Erosión: causada por impactos de partículas sólidas a alta velocidad y determinado ángulo de incidencia.
2. **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.
3. **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.
4. **Corrosión.** Este mecanismo ocurre cuando se produce una reacción química o electroquímica. Y se consideran 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.

5. **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 [12].

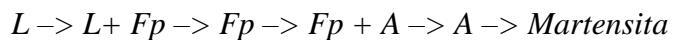
1.6. Metalurgia de la soldadura.

La soldadura es uno de los métodos más usados actualmente para la unión de materiales metálicos, a la vez es el más complejo desde el punto de vista metalúrgico, durante la realización de la soldadura se tienen fenómenos como la fusión, solidificación y reacciones entre el metal base, la atmósfera y la escoria que ocurren de manera muy rápida y del cuidado de estos fenómenos dependerá que la soldadura sea satisfactoria.

1.6.1. Zona de fusión.

La zona de fusión de los aceros inoxidables martensíticos con porcentajes nominales de 11 a 14% en peso de cromo y 0.1 a 0.25% en peso 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 1.9).



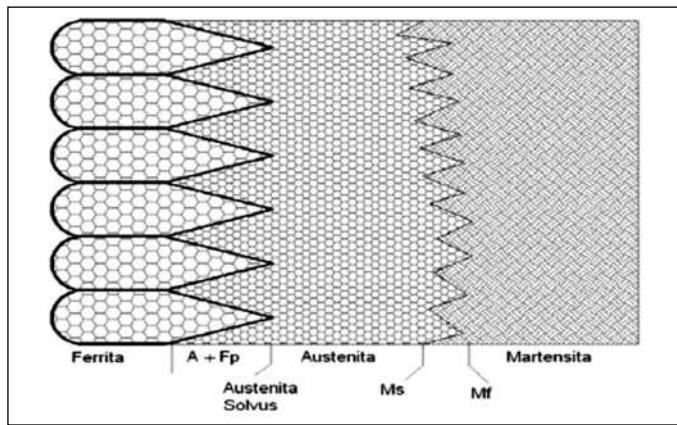
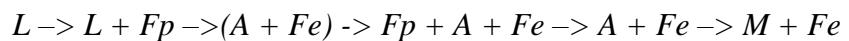


Figura.1.9. Comportamiento de la transformación de una zona de fusión completamente martensítica. (Fp, ferrita primaria; Ms, temperatura inicial de la transformación; Mf, temperatura final de la transformación martensítica).

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 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 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 [9].

Ruta de transformación 2: microestructura con dos fases martensita y ferrita eutéctica, (ver figura 1.10).



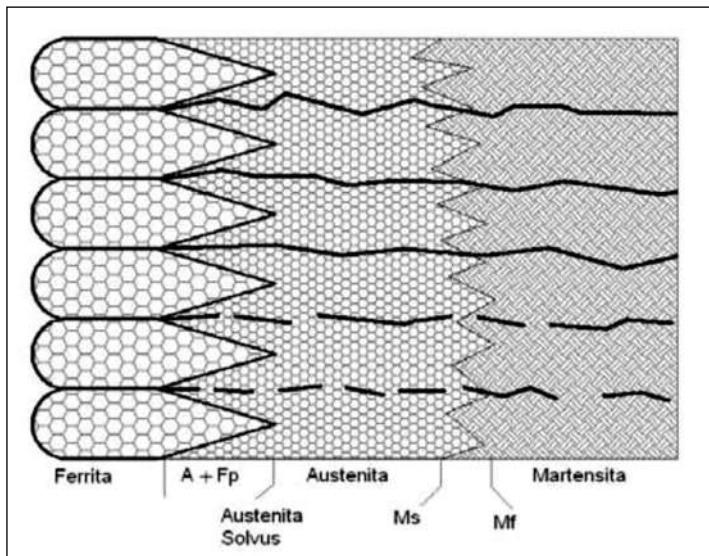


Figura.1.10. Comportamiento de la transformación de una zona de fusión de martensita y ferrita. (Fp, ferrita primaria; Fe, ferrita eutéctica; Ms, temperatura inicial de la transformación; Mf, temperatura final de la transformación martensítica).

1.6.2. Zona afectada térmicamente (ZAT).

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 inspección metalúrgica en un microscopio óptico y por la medición de la dureza 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 0.15% en peso 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.

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 [9].

1.7. Tratamiento térmico post-soldadura.

El tratamiento térmico post-soldadura casi siempre es requerido para los aceros inoxidables martensíticos. Incluso en los niveles de carbón tan bajos como 0.1% en peso, la dureza en condición de soldadura puede exceder 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 minutos 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.

1.8. Proceso de soldadura GMAW (Shield Metal Arc Welding, por sus siglas en inglés).

El proceso GMAW puede ser semiautomático o automático. El proceso GMAW es ahora uno de los procesos más importantes en la industria de la soldadura ver figura 1.11.

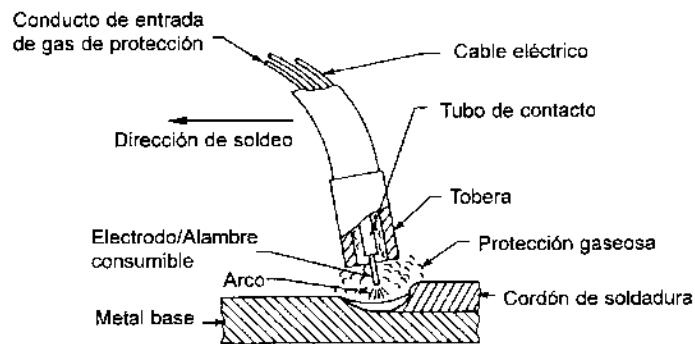


Figura.1.11. Representación esquemática del proceso GMAW.

El equipo básico para la soldadura GMAW se muestra en la figura 1.12.

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

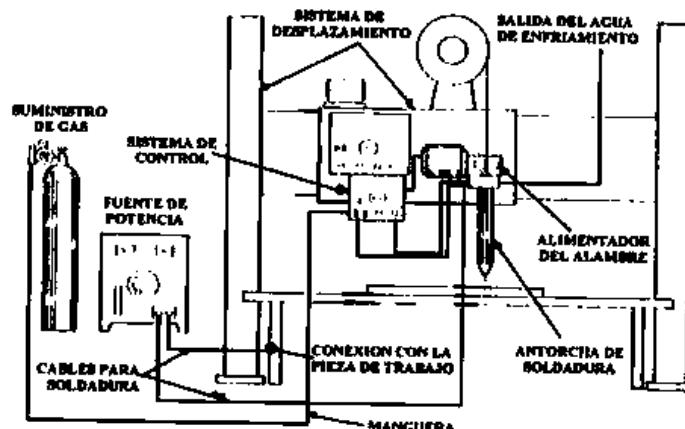


Figura.1.12. Esquema operativo del proceso GMAW.

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 más fácilmente se ajusta a la soldadura de los aceros inoxidables.

1.9. Dilución.

La dilución es un parámetro que permite cuantificar el porcentaje de fusión, la superficie que se consigue en el proceso al depositar material de aporte sobre el material base da como resultado ciertas propiedades o dimensiones deseadas. Probablemente la única gran diferencia entre la soldadura de una junta y el material depositado es concerniente a la dilución como una función de la cantidad de metal base fundido “B” y la superficie del metal base adherido “A”. Entonces se concluye que las propiedades de la superficie del material son fuertemente influenciadas por la dilución(ver figura1.13).

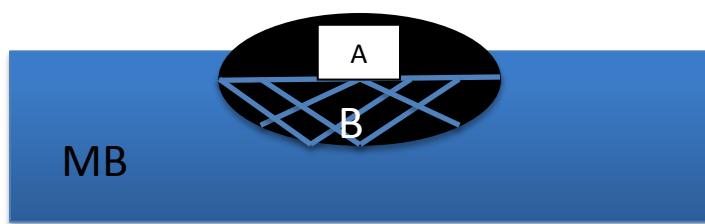


Figura.1.13 Esquema de Dilución.

Es importante conocer el efecto de cada electrodo a utilizar así como también las variables de los parámetros de soldadura que afectan a la dilución.

Las dimensiones geométricas de los cordones de soldadura, tal como la penetración, el área del cordón se miden con apoyo de un analizador de imágenes y previa preparación de las muestras.

CAPÍTULO II. DESARROLLO EXPERIMENTAL.

El desarrollo experimental del presente trabajo de investigación se llevó a cabo de acuerdo a la secuencia experimental mostrada en el diagrama de la figura 2.1. La primera etapa de la investigación fue caracterizar el metal base y aplicar los recargues aplicando las condiciones operativas de aporte térmico y precalentamiento, la segunda etapa fue la obtención de las probetas para el ensayo de desgaste, dureza, dilución y microscopía, y finalmente la aplicación y análisis de los ensayos.

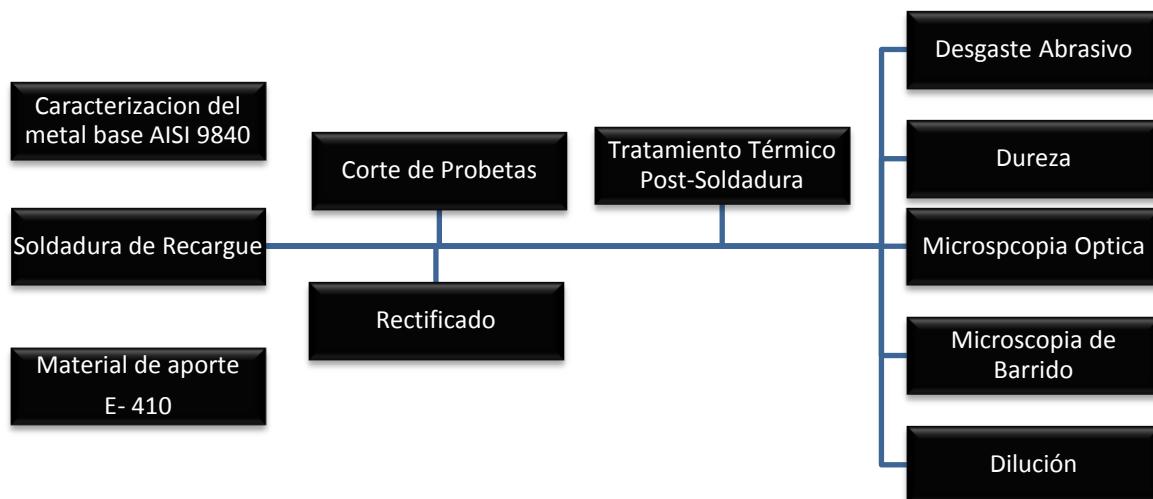


Figura.2.1. Diagrama del desarrollo experimental.

2.1. Introducción.

La parte experimental fue dividida en dos etapas, en la primera se analizó el estabilizador para conocer las condiciones del mismo y las posibles causas de la falla, esta etapa consistió en análisis de microscopía óptica y barrido, así como de ensayos de dureza. En la segunda etapa se fabricaron recargues de materiales similares al estabilizador con las posibles variables que lo llevaron a la falla.

2.2. Procedimiento de Soldadura Para el Acero Inoxidable Martensítico 410.

En este apartado es detallado el procedimiento de soldadura, la preparación de la placa base en relación al espesor de esta y el proceso de soldadura, también llamada preparación de borde, el tipo de consumible y las variables utilizadas durante la soldadura. La correcta aplicación de estos factores es indispensable para obtener unos recargues con fusión completa y los valores de dilución esperados.

2.2.1. Materiales de Soldadura.

Como parte inicial del trabajo se obtuvieron los materiales utilizados en la fabricación de los recargues en el estabilizador, como material base un acero AISI 9840 y como material de aporte un electrodo ER-410 de naturaleza martensítico.

El material seleccionado como material base para el desarrollo de este trabajo de investigación es un acero al cromo-molibdeno AISI 9840 en condición de recocido con la composición química mostrada en la tabla II.1.

Tabla II.1. Composición química del acero AISI 9840 en % en peso.

Acero	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	P	S
AISI 9840	0.40	0.80	0.30	0.8	0.25	1.0	0.04	0.04
ER 410	0.12	0.6	0.5	11.5-13.5	0.75	-----	0.05	0.03

Para el material de aporte se utilizó un electrodo ER-410, el cual corresponde a un acero martensítico. El diámetro del electrodo fue de 1/16, la composición química se muestra en la tabla II.1.

2.2.2. Preparación de placa.

La placa inicial de acero AISI 9840 fue cortada en 6 placas de 15cm x13cm (Ver figura 2.2). Se descartó una pulgada por lado para disminuir la distorsión de cada lado durante la soldadura en cada placa.

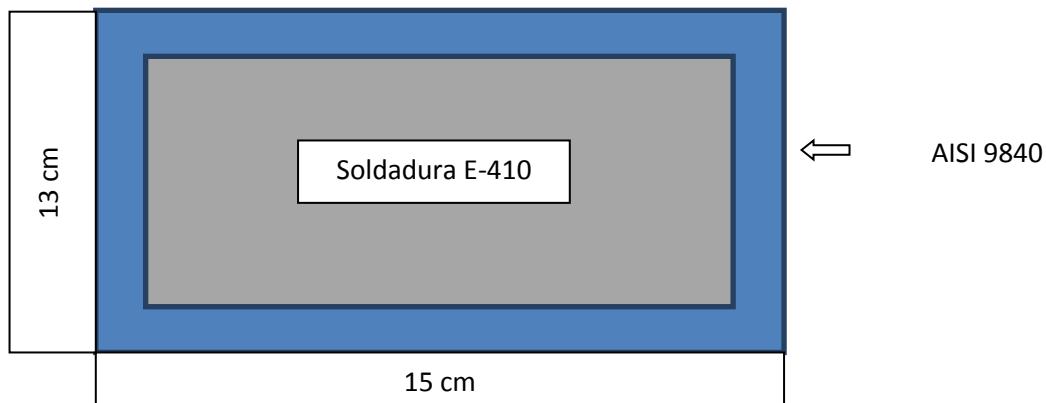


Figura.2.2. Preparación del corte de las placas del material base.

La soldadura que se aplicó recibe el nombre de soldadura de recargue, debido a este tipo de soldadura la placa base no necesita ningún tipo de biselado, puesto que es únicamente el depósito sobre la placa para obtener un espesor y las propiedades que el metal base no tiene.

2.2.3. Gas de protección.

Este procedimiento de soldadura, requiere una especial elección del gas en función del material base a soldar. Para aceros de grano fino (bajos en carbono), se eligen gases con componentes activos, como argón + dióxido de carbono o argón + oxígeno o incluso, dióxido de carbono puro. En aceros inoxidables al Cr-Ni, se emplean mezclas de argón con 2% de dióxido de carbono o argón con 1% de oxígeno. Esta proporción de oxígeno en la soldadura TIG provocaría una rápida fusión del electrodo de tungsteno; en la soldadura de microalambre GMAW (Gas Metal Arc Welding, por sus siglas en inglés), por ejemplo,

este componente oxidante es imprescindible para eliminar la fuerte tensión superficial de la piletta de soldadura y permitir una buena fusión en los bordes de la unión de soldadura, ver tabla II.2 [14].

Tabla II.2. Gas de Protección MIG/MAG.

	GAS PROTECCION	MATERIALES BASE
M	Ar + CO ₂ + O ₂	- aceros de construcción - aceros para tubos - aceros para calderas - aceros bajo carbono - aceros construcción naval
	Ar + CO ₂	
	Ar + O ₂	
G	CO ₂	- con reservas
M	Ar + 2% O ₂	- aceros aleados y alta aleac.
A		
G	Ar He Ar + He	- aluminio y sus aleaciones - cobre y sus aleaciones - inconel, monel, bastelloy

La mezcla utilizada en el presente trabajo es la que recomienda el fabricante del electrodo, además de tomar en cuenta datos encontrados en la literatura, por lo que se decidió utilizar un gas de protección 100% argón, en un equipo que cuenta con manómetro y flujometro para regular la cantidad suministrada al arco que en este caso fue de 20 lt/min. Antes de realizar la soldadura se limpiaron las placas y se purgo el suministro de gas.

2.2.4 Operación de soldadura.

El tipo de corriente influye en la soldadura final pues primero que nada provocará una soldadura limpia y con una fusión completa y esto afectará valores de dilución. Se utilizó una corriente de 250A y 22V de corriente directa y polaridad invertida (CDPI), ya que se obtienen mejores resultados. Los resultados que se obtienen con este tipo de corriente son,

cordones altos y con buena penetración, además de un cordón visiblemente en buen estado, esto significa que no presenta excesiva emisión de chispas. Además de tener una acción de limpieza en el baño de fusión lo que repercute en mayor facilidad para soldar metales que poseen óxidos de alto punto de fusión, como es el caso del óxido de cromo en los aceros inoxidables.

La utilización de corriente directa con polaridad directa (CDPD) podría traer algunos resultados no deseados como por ejemplo, cordones muy anchos y de poca penetración además de una cantidad de salpicaduras excesivas. La mayoría de estos inconvenientes son provocados por la forma de transferencia del metal a través del arco [15].

2.2.5 Limpieza.

La limpieza en cualquier proceso de soldadura es de vital importancia, puesto que una soldadura aplicada sin previa limpieza es propensa a presentar una mayor cantidad de defectos en comparación con la que sí fue limpiada. La limpieza en soldadura se refiere a eliminar cualquier resto de suciedad, grasa, fluidos de corte, etc. Este procedimiento se lleva a cabo con ayuda de jabón y agua, solventes o alcohol.

La limpieza se realiza en toda la superficie de la placa debido a que se aplicó una soldadura de recargue o recubrimiento, en caso de que fuera una preparación (bisel), sería necesario limpiar el bisel completamente.

En el caso de que existieran óxidos, se deben retirar mediante decapado o pulido. Como por ejemplo.

- Cepillo de alambre de acero inoxidable.
- Granallado con arena.
- Mecanizado con herramienta adecuadas.
- Decapado de ácido nítrico.

2.2.6. Velocidad de Avance.

La velocidad de soldadura es la razón a la cual el electrodo se mueve a lo largo de la unión. Una apropiada velocidad de soldadura es aquella que produce un cordón de soldadura con un adecuado contorno y apariencia, esta condición operativa se puede obtener utilizando la ecuación número 3.

La velocidad de avance se calculó teniendo en cuenta lo largo del cordón y el tiempo que se lleva el soldador en completar todo el cordón.

$$V = \frac{d}{t} \dots \dots \dots \text{(Ecuación 3)}$$

Para la realización de los recargues se contrató un soldador calificado en el proceso GMAW, este realizó cordones de aproximadamente 4 pulgadas de largo a dos velocidades diferentes, una velocidad rápida de 297 mm/min y una velocidad lenta de 570 mm/min esto con la finalidad de alterar los valores de dilución, lo que repercute en la microestructura final del recargue.

2.2.7. Aporte Térmico.

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

$$HI\left(\frac{Kj}{mm}\right) = \eta \frac{IV}{vx(1000)} \dots \dots \dots \text{(Ecuación 4)}$$

Dónde:

HI = Aporte térmico (J/mm)

I = Intensidad de corriente (A)

V = Voltaje (V)

v = Velocidad de avance (mm/min)

η = Eficiencia del proceso de soldadura

Según la literatura consultada [2] la eficiencia de transferencia de calor para el proceso de soldadura GMAW(Gas Metal Arc Welding) es del 60%.

La tabla II.3 muestra las variables operativas involucradas en el cálculo del aporte térmico.

Tabla II.3. Variables operativas del recargue de aporte térmico alto.

Variable:	Amperaje	Voltaje	Vel. de avance	Aporte térmico.
Valor:	250 Amp	22V	297.36 mm/min	1.1097 KJ/mm
Valor:	250 Amp	22 V	569.7 mm/min	0.5792 KJ/mm

2.3. Medición de la Temperatura.

En el proceso de soldadura hay tres valores de temperatura que son imprescindibles conocer para que cumplan su finalidad en la industria. El primero es la temperatura de precalentamiento, éste disminuye los gradientes de temperatura y evita la formación de componentes frágiles; el segundo es la temperatura entre pasadas, esta se refiere a la temperatura que se alcanza entre la colocación de cada cordón y en la aplicación de recargues es muy importante ya que se colocan varios cordones continuos; y finalmente, el tratamiento térmico post soldadura, éste disminuirá los esfuerzos internas que se obtienen durante la soldadura además de aumentar la ductilidad.

2.3.1 Precaleamiento.

El precaleamiento es uno de los requisitos que se deben de tomar en cuenta para la correcta soldadura de aceros inoxidables, principalmente aceros inoxidables martensíticos.

Se le nombra precalentamiento al calentamiento del metal base de toda unión y este debe ser por encima de la temperatura de inicio de transformación martensítica, ya que su principal objetivo es el de evitar enfriamientos rápidos que perjudiquen a la microestructura final.

Hay que tener presente que a estos aceros además del precalentamiento debe realizárseles un tratamiento térmico post-soldadura para revenir la martensita restante.[16]

La temperatura de precalentamiento dada por la literatura, se corroboró calculando la temperatura de transformación martensítica mediante la Ecuación. 1 dada por Gooch [17].

Sustituyendo los datos de la composición química del metal base, obtenemos una M_s de 280°C por lo que se sugirieron tres temperaturas para valores entre este dato, tomando en cuenta una temperatura sobre este valor como recomienda la literatura y un valor por debajo de esta para conocer los efectos de un precalentamiento por debajo de lo recomendado. La tabla II.4 presenta los valores seleccionados.

Tabla II.4. Temperaturas de precalentamiento empleadas.

25°C
200°C
300°C

La temperatura de precalentamiento se verificó con un termopar como se muestra en la figura 2.3.

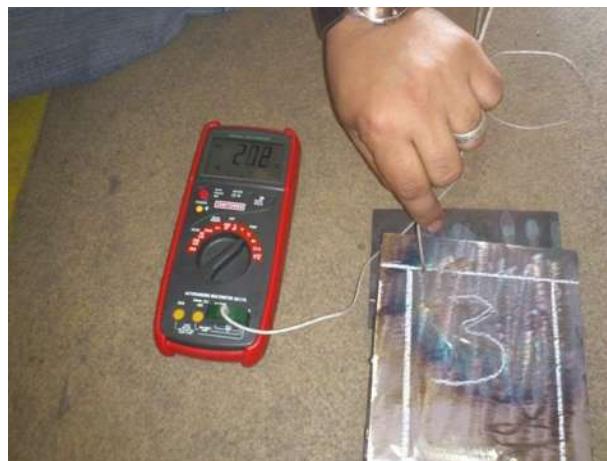


Figura.2.3 Precaleamiento a 200°C.

2.3.2. Temperatura de Entrepasos.

Para medir la temperatura entre cordón y cordón se utilizó un termopar digital. Para ésta variable se tomó el mismo criterio que en el apartado anterior, la temperatura de inicio de transformación martensítica, por lo que se trató de tener una temperatura entre cordón y cordón superior a la temperatura de precaleamiento.

2.3.3. Tratamiento Térmico Post-Soldadura.

El tratamiento térmico post-soldadura que se aplicó a los recargues fue un relevado de esfuerzos el cual es usado para liberar esfuerzos que quedan en el material durante la soldadura. También contribuye al ablandamiento de la Z.A.T.

Los esfuerzos residuales pueden llegar a ocasionar agrietamiento en frío, éste se presenta regularmente a un lado del cordón de soldadura, y usualmente resultan en esfuerzos localizados que se aproximan a niveles iguales o mayores al límite elástico del material a temperatura ambiente, es por eso que estos materiales deben ser sometidos a un relevado de esfuerzos.

El relevado de esfuerzos es un tratamiento térmico complementario, en éste se eleva la temperatura de la pieza soldada hasta una temperatura por debajo de la temperatura de transformación, manteniéndola por un lapso de tiempo en el cual se puedan eliminar los esfuerzos residuales y finalmente un enfriamiento uniforme de la pieza.

El tratamiento térmico de post-soldadura consistió en mantener las probetas a 600° C durante una hora y posterior enfriamiento al aire a temperatura ambiente como se muestra en la figura 2.4.

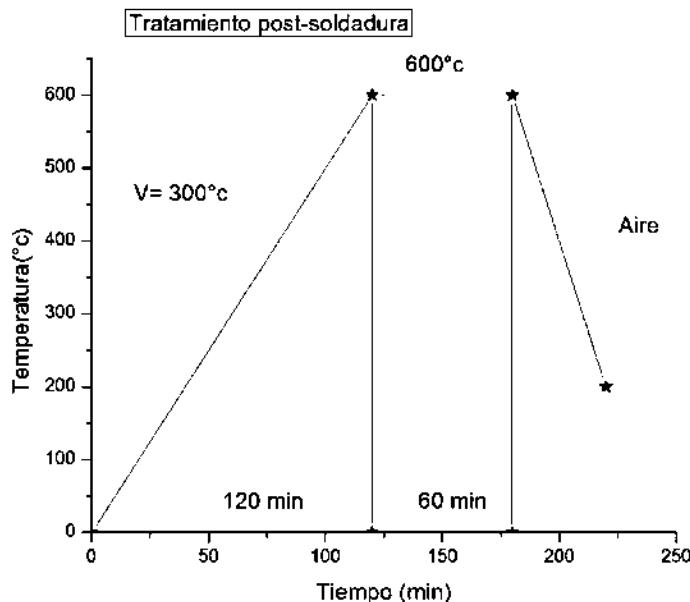


Figura.2.4 Diseño Tratamiento Térmico Post-Soldadura.

2.4. Ensayos realizados.

Para analizar si los recargues se soldaron de manera adecuada y poder comparar las diferencias entre ellos debido a las condiciones de soldadura se realizaron una serie de ensayos mecánicos y metalográficos. Los ensayos realizados fueron los siguientes.

- END radiografía.
- Ensayo de desgaste por abrasión.
- Ensayo de dureza.
- Microscopía óptica.
- Microscopía de barrido.
- Dilución.

2.4.1. Corte.

Cada recargue fue seccionado como se presenta en la figura 2.5, se realizaron cuatro cortes para el ensayo de desgaste abrasivo en base a la norma ASTM G-65, de 1 x 3 pulgadas, dos de los cuatro cortes fueron tratados térmicamente (c/t) y los restantes fueron sometidos al ensayo de desgaste sin tratamiento térmico post-soldadura (s/t). Se realizaron dos cortes más uno para microscopía y el otro para el ensayo de dureza y el cálculo del porcentaje de dilución.

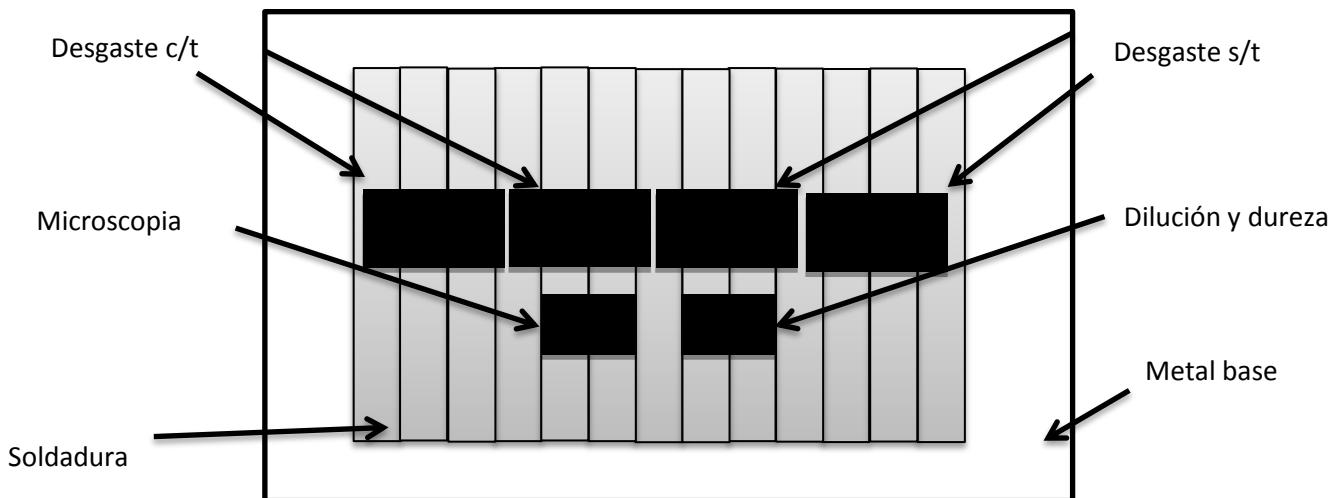


Figura.2.5 Corte de las Probestas Para Los Diferentes ensayos.

2.4.2. Rectificado.

Fue necesario un rectificado a cada una de las probetas como requisito para el ensayo de desgaste abrasivo, el objetivo de este rectificado fue el de tener una superficie desgastada uniforme en las probetas con la misma condición posterior al ensayo. El rectificado se llevó a cabo en una fresadora como se muestra en la figura 2.6.



Figura.2.6 Fresadora Utilizada en las Probetas

2.4.3. Ensayo radiológico.

Los ensayos no destructivos (END). Tiene el propósito de detectar discontinuidades superficiales e internas en materiales, soldaduras componentes y piezas manufacturadas.

Los materiales que se pueden inspeccionar son diversos, entre metálicos y no metálicos, normalmente utilizados en procesos de fabricación, tales como: laminados, fundidos, forjados y otras operaciones de manufactura.

Los ensayos son realizados bajo procedimientos escritos, que atienden a los requisitos que atienden a las principales normas o códigos tales como: ASME, ASTM, API, AWS.

Los END más comunes se clasifican de acuerdo al alcance que poseen en cuanto a la detección de fallas, por lo que se dividirán los mismos de acuerdo a los siguientes parámetros.

Discontinuidades superficiales:

- Ensayo de líquidos penetrantes.
- Ensayo de partículas magnéticas.
- Corrientes eddy.

Discontinuidades internas:

- Ensayo de radiografía.
- Ensayo de ultrasonido.

La radiografía industrial es un método que utiliza la radiación ionizante de alta energía que al pasar a través de un material sólido, parte de su energía es atenuada, debido a diferencias de espesores, densidad o presencia de discontinuidades.

Las variaciones de atenuación o absorción son detectadas y registradas en una película radiográfica o pantalla fluorescente, obteniéndose una imagen de la estructura interna de una pieza o componente

El ensayo utilizado para analizar la integridad de los recargues fue radiografía con rayos gamma de iridio 192, este isótopo radioactivo produce su energía de la desintegración nuclear de los átomos. Esta técnica permite conocer las posibles discontinuidades en la soldadura provocada por una aplicación inadecuada de la soldadura. El ensayo fue realizado por los técnicos de la empresa S.I.R.S.A, localizada en la ciudad de Salamanca, Guanajuato. Las figuras 2.7 (a-c) y muestran algunos elementos del procedimiento de aplicación como el equipo y el lugar donde se llevó a cabo.



Figura.2.7. Secuencia del Ensayo Radiográfico.

2.4.4. Ensayo de desgaste abrasivo.

Cuando un cuerpo duro se desliza sobre una superficie blanda, al aplicar el esfuerzo normal se graba en esta una serie de surcos lo que se conoce como desgaste por abrasión de dos cuerpos. Por otra parte, las partículas duras sueltas entran a la interface deslizante actúan como esmeriles y el proceso de eliminación de metal por su acción se conoce como desgaste por abrasión de tres cuerpos. Las partículas duras pueden ser residuos metálicos atrapados como resultado del rozamiento o bien capas de óxido desprendidas. Una situación de desgaste por abrasión de tres cuerpos da lugar al desgaste acelerado y aumenta la propensión al rayado de las partes de una máquina [18].

2.4.5. Máquina de desgaste abrasivo.

La máquina tribológica consta de una tolva que contiene sirve arena silica, la cual es descargada por medio de una manguera por gravedad, al final de esa manguera tiene una boquilla diseñada bajo norma [19].

Consta de un motor de un caballo de fuerza así como de un contador de revoluciones en el cual tiene una flecha que va insertado en un disco vulcanizado, en donde se va a producir la prueba con un brazo de palanca, en la cual tiene un contrapeso para equilibrar el brazo.

La máquina de desgaste cuenta con un sistema de revoluciones constantes, por lo tanto los valores que se modificaron fueron los correspondientes al tiempo que tardo la rueda en recorrer una distancia de 10km. (ver figura 2.8).



Figura.2.8 Maquina de desgaste abrasivo.

Se utilizaron partículas de sílice con granulometría media de 40 micras. El flujo de partículas sobre las superficies de desgaste fue de aproximadamente 310 g/min. La arena fue secada en una mufla durante una hora a 110°C con la finalidad de que toda la humedad que pudiera contener fuera evaporada, y así realizar el ensayo conforme a norma.

2.4.6 Definición de la matriz experimental.

Como ya se mencionó anteriormente se cortaron cuatro probetas de 1 x 3 pulgadas para realizar ensayos de desgaste, de éstas cuatro probetas a dos se les aplicó un tratamiento Post-soldadura y dos quedaron en estado de soldadura únicamente. Por lo que finalmente tenemos dos probetas por condición como se muestra en la figura 2.9.

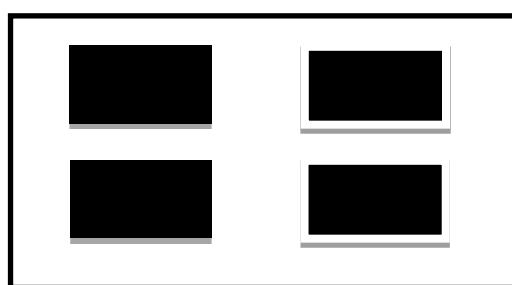


Figura.2.9. Probetas de desgaste por recargue

La finalidad de tener dos probetas por condición es que después del ensayo de desgaste se tengan dos valores por condición y hacer un promedio del material desgastado al igual que de la superficie desgastada. Tomando en cuenta lo antes mencionado se tienen tres valores de precalentó (P_{25° , P_{200° , y P_{300°), dos valores de aporte térmico ($A_{1.1}$ y $A_{0.5}$) y el tratamiento térmico post-soldadura(s/t y C/t), que nos dé un total de doce condiciones operativas finales (figura 2.10).

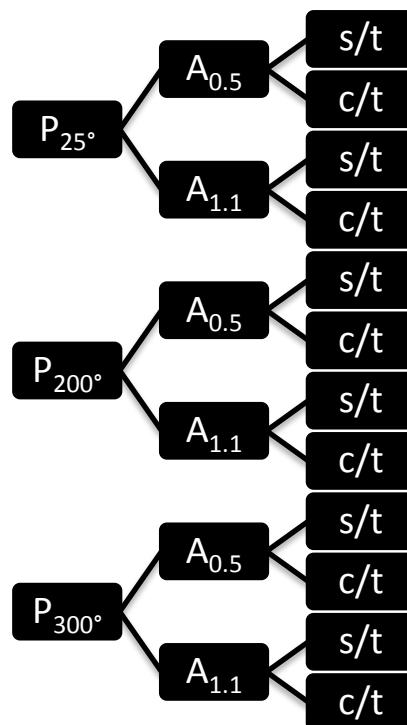


Figura.2.10. Distribución de Probetas en relación a las Variables

2.4.7. Determinación del peso de las muestras.

Para la obtención del peso en las probetas antes de ser sometidas a desgaste se utilizó una balanza analítica con 0.0001 gr de resolución. En la tabla II.5 se colectan los datos obtenidos del pesaje de muestras.

Tabla II.5. Pesos de las probetas antes del ensayo de desgaste.

Muestra	Peso de muestra (gr).
P _{25°} A _{0.5} s/t	117.29
P _{25°} A _{0.5} c/t	109.67
P _{25°} A _{1.1} s/t	117.85
P _{25°} A _{1.1} c/t	128.17
P _{200°} A _{0.5} s/t	106.12
P _{200°} A _{0.5} c/t	99.79
P _{200°} A _{1.1} s/t	113.72
P _{200°} A _{1.1} c/t	114.02
P _{300°} A _{0.5} s/t	116.39
P _{300°} A _{0.5} c/t	96.66
P _{300°} A _{1.1} s/t	113.62
P _{300°} A _{1.1} c/t	112.33

2.5. Microscopía óptica.

Es muy útil en cualquier investigación de ciencia de materiales la microscopía óptica. La microscopía óptica es una herramienta que permite determinar las fases presentes en un metal, en soldadura principalmente se utiliza para conocer y diferenciar los metales involucrados y las fases que los componen.

Las diferentes probetas obtenidas se analizaron en un microscopio óptico Nikon Epiphot 300, se examinaron a diferentes aumentos de forma que se lograra observar claramente la fase martensita, la cual debe predominar en este tipo de electrodo ER410. Se obtuvieron imágenes a 50 y 100x con la finalidad de observar la fase martensítica y la interface de la soldadura entre los dos metales, el AISI 9840 y el deposito martensítico.

2.5.1. Ataque.

Para el ataque se preparó un reactivo conocido como Villela's el cual contiene la siguiente composición:

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

El reactivo Villela's es utilizado para revelar la estructura de aceros inoxidables, en este caso permitió conocer la estructura de los recargue. Para la estructura del metal base se utilizó un reactivo llamado Nital al 5%, este se compone principalmente de ácido nítrico diluido con alcohol.

2.6. Microscopía electrónica de barrido.

Para la microscopía electrónica de barrido se cortaron muestras de 1 centímetro cúbico, de las probetas utilizadas en el ensayo de desgaste con la finalidad de analizar la topografía de la superficie desgastada a diferentes aumentos y se realizaron análisis EDS de las imágenes a 10x, 500x, 1500x.

Además de analizar las probetas de desgaste también fueron observadas las probetas que fueron cortadas para el análisis de dilución, estas permitieron observar las diferentes fases presentes, tanto el material base como el material de aporte y una parte de vital importancia para cualquier soldadura como es la interface.

2.7. Ensayo de dureza.

Para calcular la dureza tanto del metal base como del metal de soldadura y la zona afectada térmicamente, se utilizó un microdurómetro Vickers. Este método es muy utilizado ya que permite medir la dureza en prácticamente todos los materiales metálicos independientemente del estado en el que se encuentren y de su espesor.

En este procedimiento se emplea un penetrador de diamante en forma de pirámide de base cuadrada. El ángulo entre las caras de la pirámide es de 136°. Como resultado de la forma del marcador, la impresión sobre la muestra será un rombo rectangular. El penetrador es aplicado perpendicularmente a la superficie cuya dureza se desea medir bajo la acción de

una carga. Esta carga es mantenida durante un cierto tiempo, después del cual es retirada. Posteriormente, se miden y promedian las longitudes de las diagonales de la impresión que quedaron sobre la superficie de la muestra mediante el microscopio que contiene el microdurómetro. Para convertir estos valores al número de dureza Vickers, se utiliza la ecuación 5.

$$HV = 2F \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} = \frac{1.8544}{D^2} \quad \dots \dots \dots \text{ (Ecuación 5)}$$

Dónde:

- HV: Dureza vickers
- F: Carga aplicada en kilogramos.
- D: Media de las diagonales de la indentación en mm.
- θ : Angulo entre las caras opuestas del identador de diamante (136°).

El ensayo de dureza se dividió en dos etapas, en la primera se realizó en la superficie de los recargues con 5 indentaciones cada una con un centímetro de distancia, con una fuerza de 10 kg como se observa en la figura 2.11.

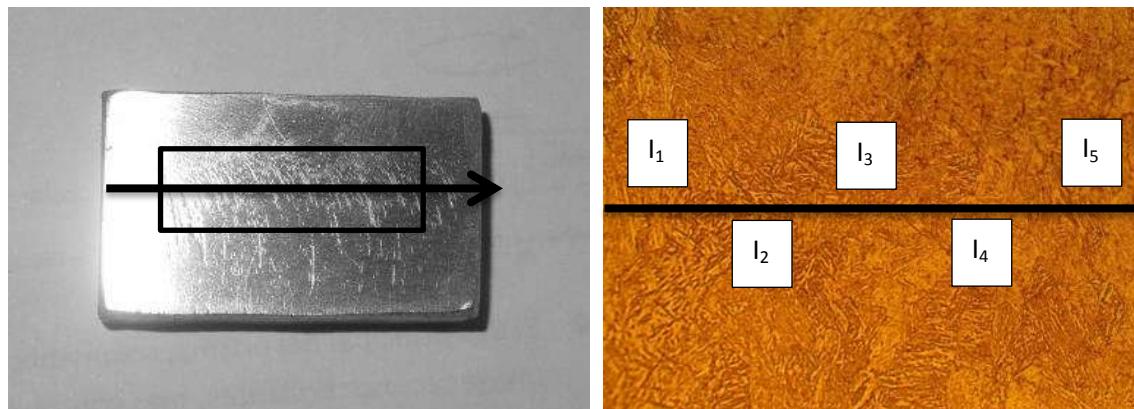


Figura.2.11. Distribución del ensayo de dureza en la superficie del recargue.

El segundo barrido se realizó en la parte lateral de los recargues para observar la distribución de la dureza desde la superficie del recargue hasta el metal base, este barrido se realizó aproximadamente de 2 a 3 mm de distancia entre identaciones como se puede ver en la figura 2.12.

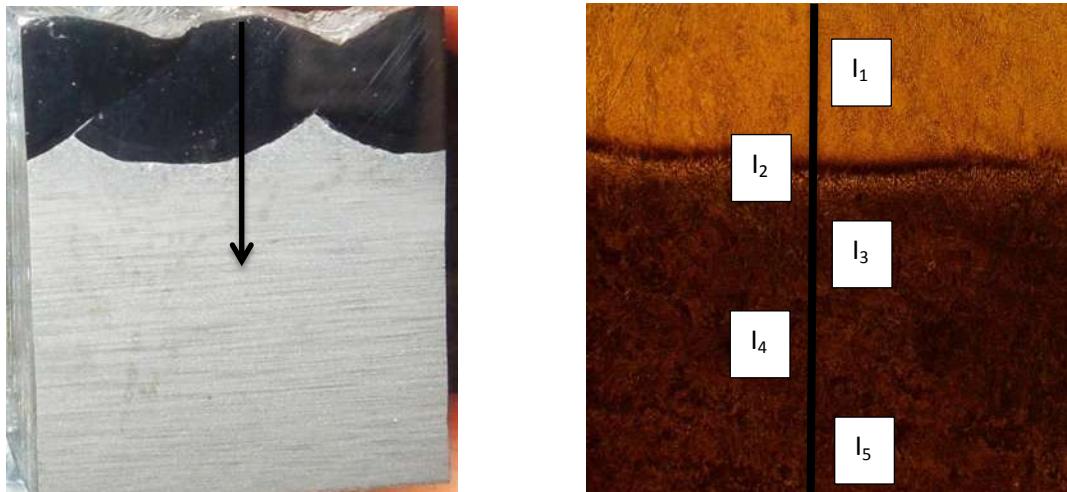


Figura.2.12. Distribución del ensayo de dureza transversal.

2.8. Dilución.

La dilución es un parámetro que permite cuantificar el porcentaje de fusión, la superficie que se consigue en el proceso al depositar material de aporte sobre el material base da como resultado ciertas propiedades o dimensiones deseadas. Probablemente la única gran diferencia entre la soldadura de una junta y el material depositado es concerniente a la dilución. La figura 2.13 muestra la dilución como una función de la cantidad de metal base fundido “B” y la superficie del metal base adherida “A”. Entonces se concluyó que las propiedades de la superficie del material son fuertemente influenciadas por la dilución.

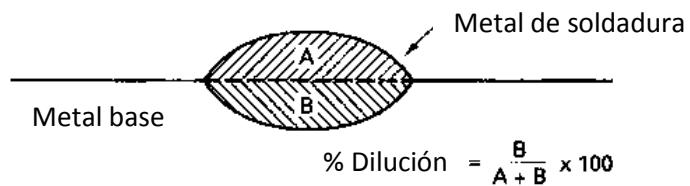


Figura.2.13. Esquema de dilución en recubrimientos.

Es importante conocer el efecto de cada electrodo a utilizar así como también las variables de los parámetros de soldadura que afectan a la dilución.

La medición de la dilución se realizó el software Sigma Scan Pro 5, este es un analizador de imágenes, que en base a la cuantificación de pixeles es posible medir las áreas de interés. Estas áreas son delimitadas mediante colores y los datos de las áreas servirán para el cálculo de los porcentajes de dilución como se muestra en la figura 2.14.

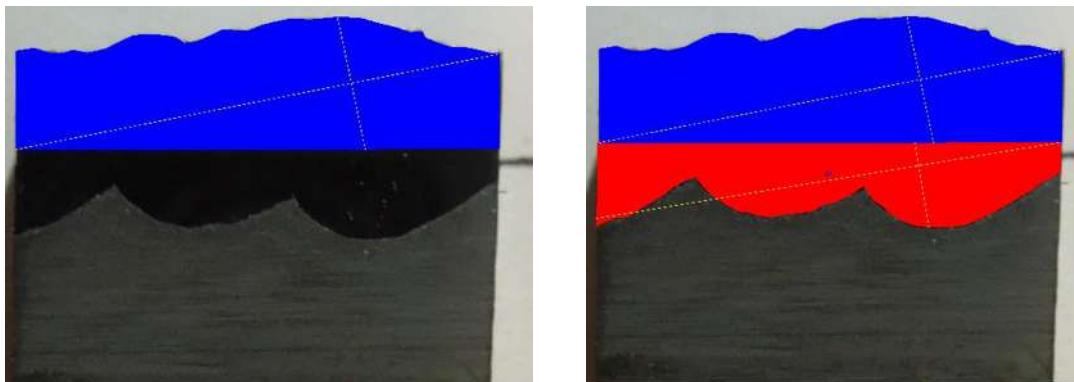


Figura.2.14. Medición de las áreas de dilución en Sigma Scan Pro 5.

CAPÍTULO III.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

3.1. Introducción.

En este capítulo, se discuten los resultados obtenidos desde el punto de vista metalúrgico, con apoyo de microscopia, desgaste, ensayos de dureza y el ensayo no destructivo con rayos gamma.

3.2. END por radiografía.

El ensayo de radiografía es ampliamente utilizado en el campo de la soldadura debido a las ventajas de esta técnica, es una técnica volumétrica que permite observar con facilidad las imperfecciones en una soldadura, además de que se puede aplicar en campo, por estas razones se tomó la decisión de utilizar esta técnica.

El ensayo se realizó con una fuente de iridio 192 que genera rayos gamma y en el reporte entregado en términos generales se aprobaron los 6 recargues (ver figura 3.1).



SERVICIOS DE INSPECCION Y RADIOGRAFIA S.A. DE C.V.

PANFILO NATERA # 205 COL. LAZARO CARDENAS SALAMANCA, GTO.
OFICINA: TEL. 01 464 64 9 33 00 NEXTEL: 62*337879*2, 01 464 1217951

Email: sirsa_donato@yahoo.com.mx Calificacion de Procedimientos y Soldadores
Liquidos Penetrantes, Particulas Magneticas, Ultrasonido Industrial, Inspeccion Visual

CLAVE DE DEFECTOS

PT	PORO TUNEL	P	PORO
PG	POROS EN GRUPO	PC	PORO CILINDRICO
CR	CONCAVIDAD DE LA RAIZ	PE	PERENTRACION EXCESIVA
TD	TUB. DESALINEADA	SQ	SOLDADURA QUEMADA
FP	FALTA DE PENETRACION	SF	SOLDADURA FRACTURADA
IE	INCLUSION DE ESCORIA	SI	SOCAVADO INTERNO
LE	LINEA DE ESCORIA	SE	SOCAVADO EXTERNO
DS	DESALINEAMIENTO DE SOL.	CB	CORONA BAJA
IT	INCLUSION DE TUGSTENO	SC	SOCAVADO ENTRE CORDONNES
FF	FALTA DE FUSION	SP	SOCAVADO EN PLACA
TP	TAPAR PORO	OC	OTRO CORDON

CLIENTE: INSTITUTO DE INVESTIGACIONES METALURGICAS
OBRA: RECARGE DE ACERO 410 **HOJA:** 1 **DE:** 1
LUGAR: LABORATORIO DE E.N.D **UNIDAD:** RX SIR 05
NORMA: ASME SECC. IX **FUENTE:** IR 192
RADIOGRAFIAS TOMADAS: 6 **PROCE:** SIR 001/10
NO. DE REPORTE: 1 **CIUDAD:** SALAMANCA
CONTRATO: S/N **EQUIPO:** PLACA

ISOTONO/VOLTAJE: 30 CURIOS	D.O.P.: 0.564 MLS	TAMAÑO PUNTO FOCAL	3X3 MM	D.F.P.	24" INCH	
ESPESOR: 0.500 MLS	MATERIAL: SA 9840/INOX.410	I.C.I. ASTM 1B- 11	I.C.I. ASTM GR 1 ACERO AL CARBON			
PELICULA: KODAK AA TIPO II	H.D: 2.4	TEC. DOBLE	N/A	TEC. SENCILLA	X	
PANTALLA: PLOMO	ANTERIOR 0.005	POSTERIOR 0.010	No. PEL. POR CHASIS		UNA	
ELABORÓ JULIO BARQUERO GONZALEZ TEC. RADIODIAGNOSTICO NIVEL II	REVISÓ ING. MANUEL CERVANTES SÁNCHEZ	RECIBI DE CONFORMIDAD REPORTE Y RADIOGRAFIAS		DIA	MES	AÑO
				4	9	12

Figura.3.1. Reporte Radiográfico de los Recargues.

Como ya se mostró en el reporte de figura 3.1, en términos generales, los recargues se encuentran dentro de norma ASME sección 9, por lo que se debe hacer un análisis mucho más minucioso, cada uno de los recargues de manera detallada, comenzando con los recargues uno y dos referentes a la soldadura aplicada sin precalentamiento, ver la figura 3.2.

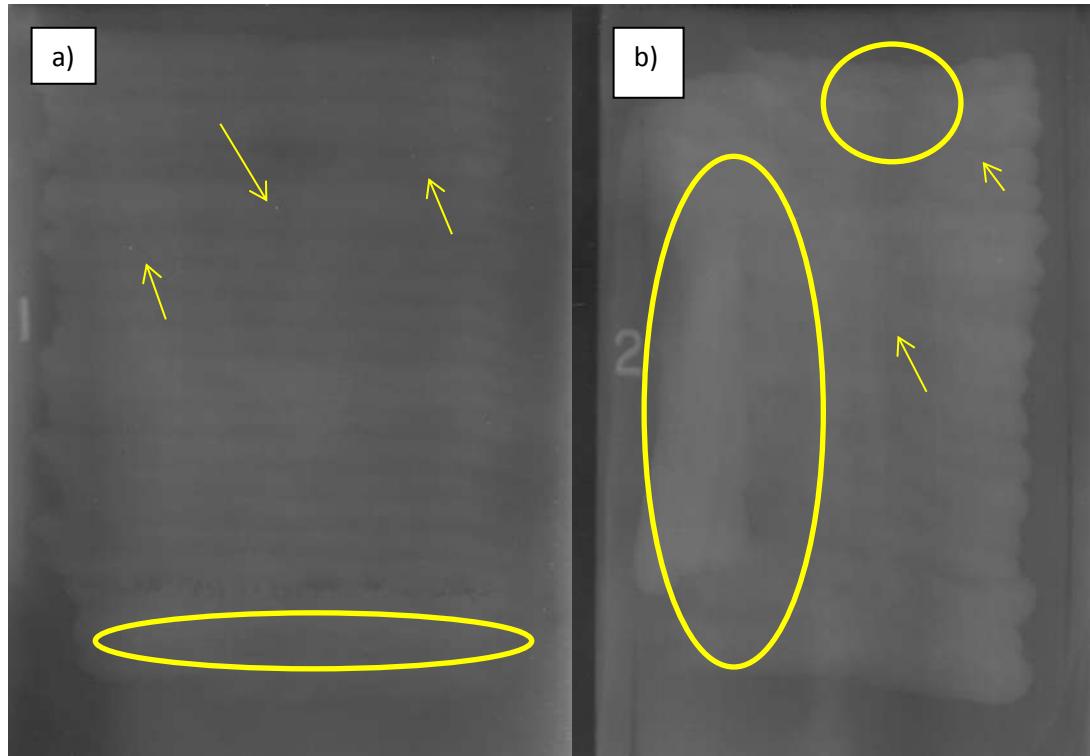


Figura.3.2. Radiografías referentes a recargues $P_{25^\circ}A_{0.5}$ a) y $P_{25^\circ}A_{1.1}$ b).

Debido a que estos recargues no fueron precalentados son propensos a presentar agrietamiento después de 12 a 24 horas de ser soldados, pero como se observa en las radiografías únicamente presentan defectos de aplicación, con esto se puede señalar que únicamente presentan defectos provocados por descuidos del soldador durante la aplicación, como puede ser la falta de material de soldadura en los cordones.

El recargue $P_{25^\circ}A_{0.5}$ (figura 3.2 a)) presenta una línea de poros que se debe a que el gas de protección comenzó a cortarse y su salida al metal de aporte fue intermitente generando

esta serie de poros, los puntos claros marcados con flechas son inclusiones de una naturaleza diferente al metal de aporte, estos puntos reciben el nombre de inclusiones, las cuales generalmente contaminan la piletta de soldadura.

El recargue $P_{25}^{\circ}A_{1.1}$ (figura 3.2 b)) al igual que el recargue uno presenta inclusiones, pero lo más destacable son unos cordones transversales que fueron aplicados debido a que el soldador aplicó cordones cortos y posteriormente decidió llenar el espacio con cordones transversales.

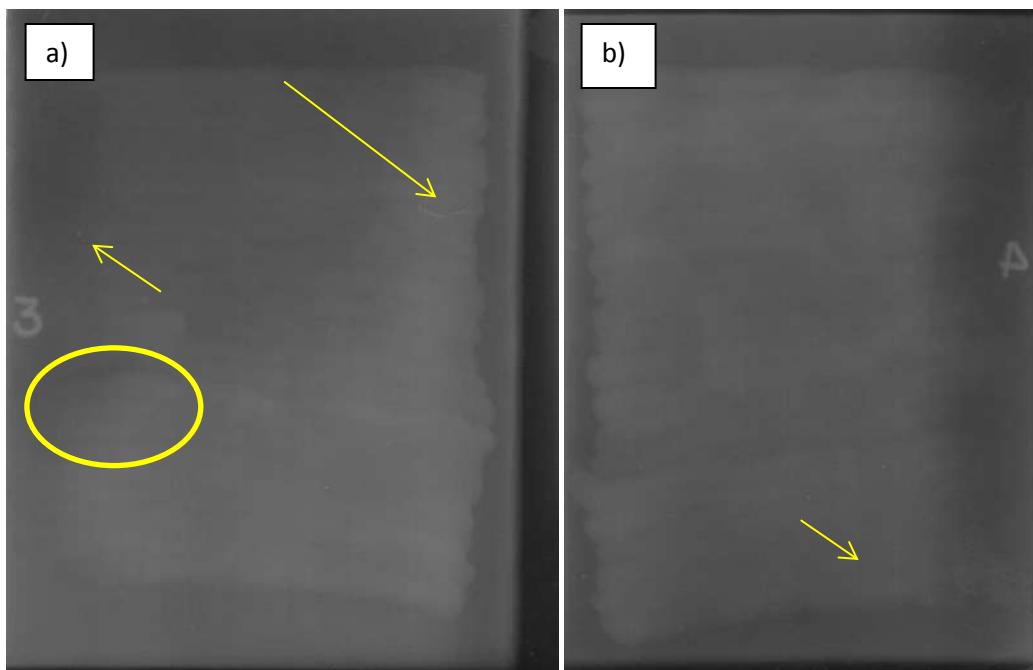


Figura.3.3. Recargues $P_{200}^{\circ}A_{0.5}$ y $P_{200}^{\circ}A_{1.1}$.

En el recargue $P_{200}^{\circ}A_{0.5}$ (figura 3.3 a)) se presenta una grieta que se puede observar a simple vista y esta es la que permite explicar el fenómeno de agrietamiento en los recargues de acero inoxidable martensítico, ya se mencionó anteriormente la tendencia a formar una microestructura martensítica en este material y es un requisito indispensable el precalentamiento, este permitirá que la martensita que se forme no sea una microestructura martensítica frágil, el precalentamiento ayuda a disminuir el efecto de los gradientes térmicos involucrados en la soldadura permitiendo una microestructura martensítica uniforme y con esfuerzos residuales más bajos lo que evitaría el agrietamiento.

Como el precalentamiento calculado para el material base AISI 9840 es por encima de los 280°C no fue respetado en la aplicación de estos recargues se permitió que el enfriamiento fuera severo y provocara un gran número de esfuerzos residuales y una martensita muy dura y frágil lo que generó la grieta que se puede ver en el recargue tres. Por parte del recargue $P_{200}^{\circ}A_{1.1}$ (figura 3.3 b)) no hay mucho que discutir ya que la imagen no presenta defectos, pero posiblemente pueden existir microgrietas las cuales no sean visibles con esta técnica, debido a las razones ya discutidas anteriormente.

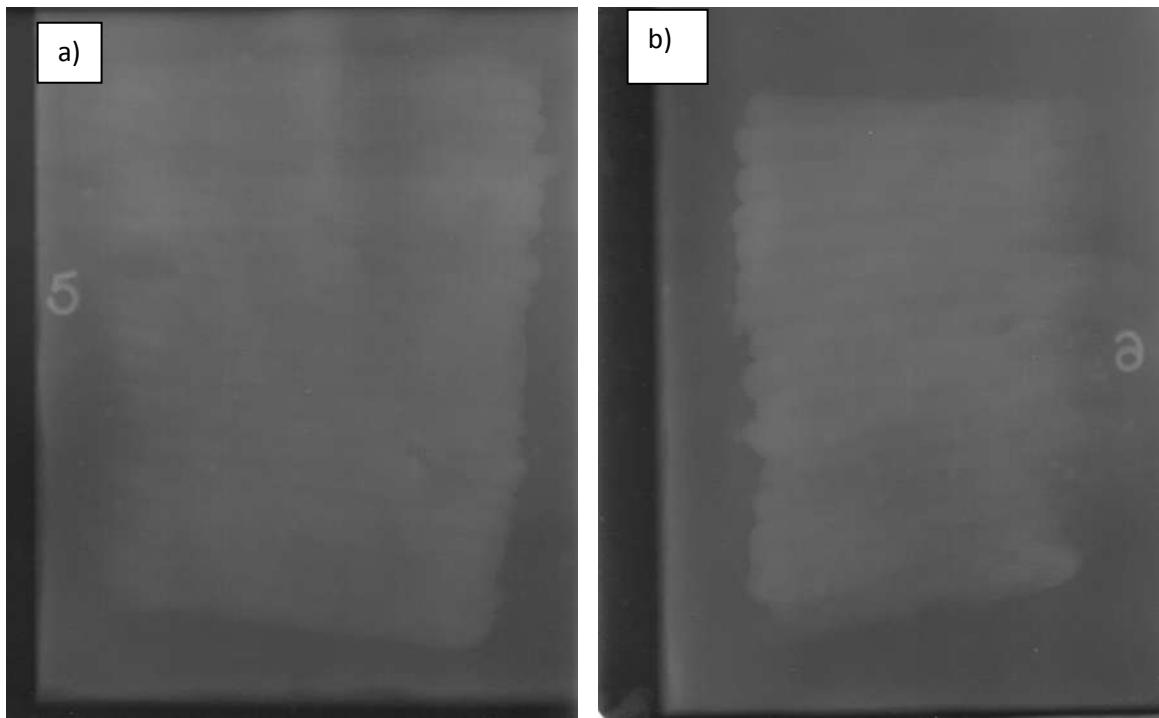


Figura.3.4. Recargue $P_{300}^{\circ}A_{0.5}$ y $P_{300}^{\circ}A_{1.1}$.

Los recargues $P_{300}^{\circ}A_{0.5}$ y $P_{300}^{\circ}A_{0.5}$ de la figura 3.4 a) y b) son los que presentan mejor calidad puesto que disminuye la presencia de inclusiones, no se encuentran ni grietas ni poros. El único detalle fue la emisión de chispas que se puede observar debido a una velocidad alta.

Marefat y colaboradores [20] realizaron una investigación acerca de las ventajas y limitaciones del ensayo radiográfico en relación con el ensayo ultrasónico en defectos de

soldadura. La finalidad de ese trabajo fue la de sustituir el arreglo de fases del ultrasonido por el ensayo radiográfico. Realizaron una soldadura disímil entre un acero 304 y un acero al carbón para el análisis de la soldadura al igual que una soldadura de un acero al carbón con un electrodo E11018. Las conclusiones de estos investigadores son que efectivamente la técnica ultrasónica es muy confiable en la detección de defectos incluso podría ser mejor que la del ensayo radiográfico. A pesar de estas conclusiones el grupo de trabajo del Departamento de Soldadura acordó aplicar el ensayo radiográfico debido a la fácil interpretación de los resultados y un fácil acceso al ensayo, por el contrario el ensayo ultrasónico no se encontraba disponible.

3.3. Caracterización metalográfica.

Cuando se realiza soldadura entre aceros martensíticos y ferríticos se puede hacer una predicción de la microestructura resultante utilizando el diagrama de Balmforth[21], ver figura 3.5, en base a las fórmulas de cromo y níquel equivalentes, este diagrama fue creado en base al diagrama de Schaeffler pero resaltando la importancia de elementos como el aluminio y el titanio [22].

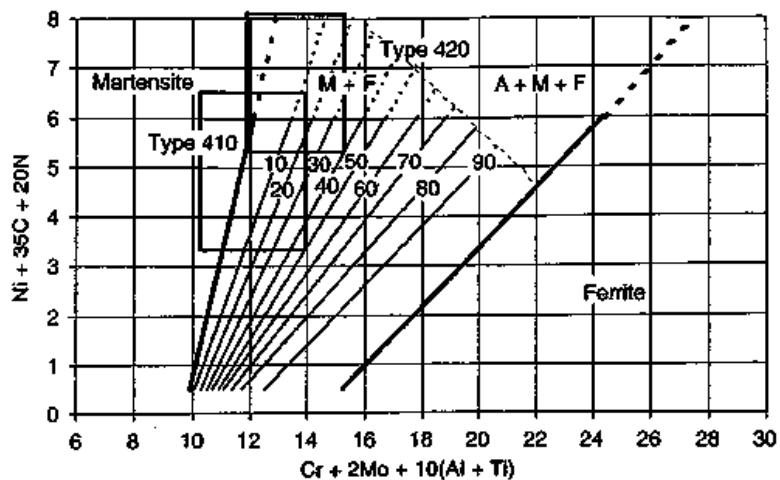


Figura.3.5. Diagrama de Balmforth para aceros inoxidables 410 y 420 superpuestos[21].

El diagrama de Balmforth muestra que puede ser utilizado para predecir el contenido de ferrita en el metal de soldadura de los aceros inoxidables martensíticos, este diagrama predice la cantidad de ferrita en condición de soldadura, esto significa que no se toma en cuenta la disolución de ferrita que pueden ocurrir en una posterior exposición térmica, como puede ser durante una soldadura multipasadas o un tratamiento térmico post-soldadura.

Las micrografías mostradas a continuación se obtuvieron mediante microscopía electrónica de barrido y microscopía óptica, corresponden a la parte superior de los recargues como se muestra en la figura 3.6.

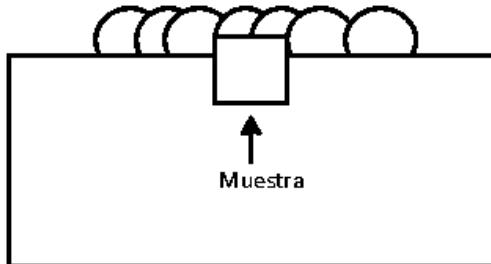


Figura.3.6. Obtención de probetas de microscopia.

3.3.1. Microestructura del metal base.

La placa adquirida fue caracterizada mediante microscopía óptica para comprobar que la microestructura fuera la correspondiente a la mencionada en la literatura, la microestructura del material adquirido se muestra en la figura 3.7.

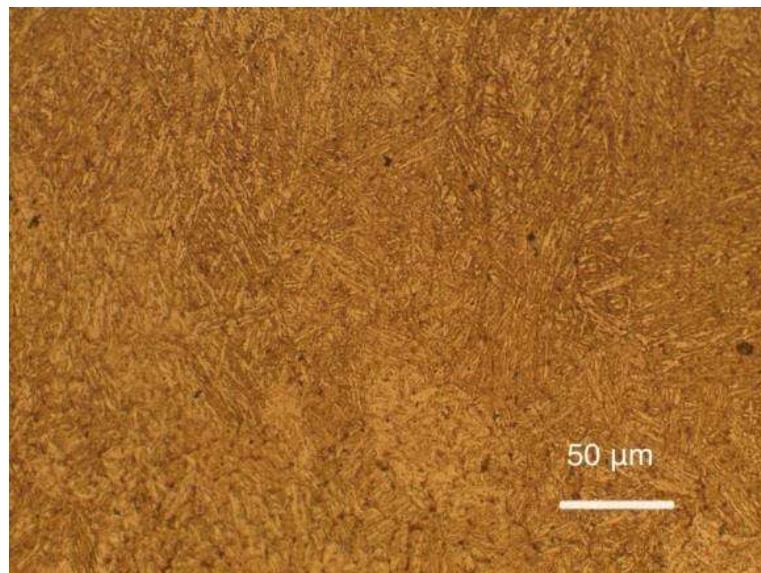


Figura.3.7. Microestructura metal base AISI 9840 a 200x.

La microestructura que se observó fue martensita con ferrita acicular, estructura típica de estos aceros en estado de recocido. Esta microestructura está acompañada por algunos puntos oscuros que corresponden a precipitados que generalmente son carburos u óxidos[21],[23].

Las piezas fabricadas con aceros que contengan un porcentaje por encima de 0.4 de carbono generalmente son empleadas en entornos o ambientes que requieren una buena resistencia al desgaste, pero cuando estos son empleados en procesos de soldadura se deben tener en cuenta algunos aspectos para su correcto funcionamiento. Su principal enemigo suele ser el excesivo crecimiento de grano y la formación de martensita no revenida.

3.3.2. Microestructura de los recargues.

La microestructura del material base es similar al acero inoxidable martensítico, la cual está compuesta por martensita y cantidades pequeñas de ferrita, la diferencia entre ellos tiene que ver con la cantidad de precipitados que se forman en los aceros inoxidables martensíticos, carburos, nitruros y carbonitruros debido a los elementos de aleación,

principalmente el cromo. Los resultados de microscopía óptica y de barrido se presentan a continuación.

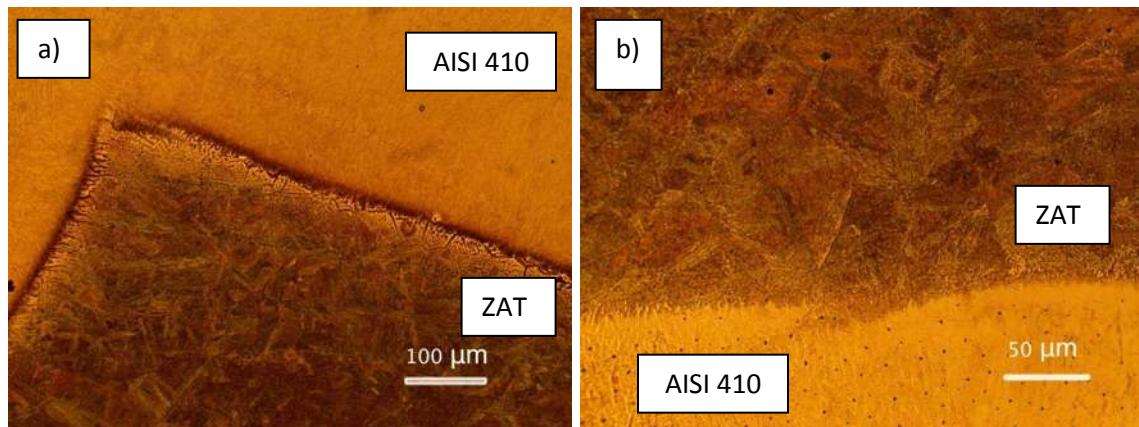


Figura.3.8. Interface de la soldadura disímil entre el AISI 9840 y el ER-410 recargue $P_{200^\circ}A_{0.5}$ a 100x a) y 200x b).

La figura 3.8 presenta la interface E410/AISI 9840 en donde se puede observar el borde de grano de tipo II que se encuentra en todos los recargues, éste tiene un crecimiento paralelo a la dirección de la línea de fusión. La formación del borde de grano tipo II se explica de una manera más clara gracias a trabajos previos realizados por Nelson y colaboradores[24, 25], en su investigación menciona que este tipo de grano se presenta en la soldadura cuando se unen materiales de diferente composición y se da cuando ambos aceros se enfrian desde la temperatura austenítica.

Cabe mencionar que las investigaciones realizadas por Nelson fueron realizadas a aceros ferríticos y austeníticos, por lo que se podría poner en duda que sucediera este fenómeno de manera similar en los aceros inoxidables martensíticos, pero el trabajo presentado por F Santa [26] comprueba que la unión de un acero de baja aleación y un acero inoxidable martensítico presenta el borde de grano tipo II.

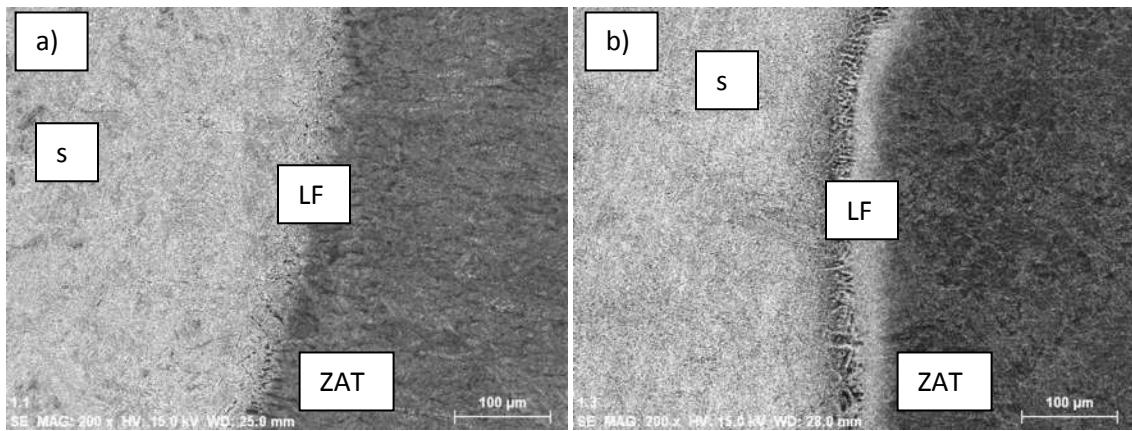


Figura.3.9. Micrografías del recargue $P_{25^\circ}A_{0.5}$ sin tratamiento a) y con tratamiento térmico b), Zona de fusión.

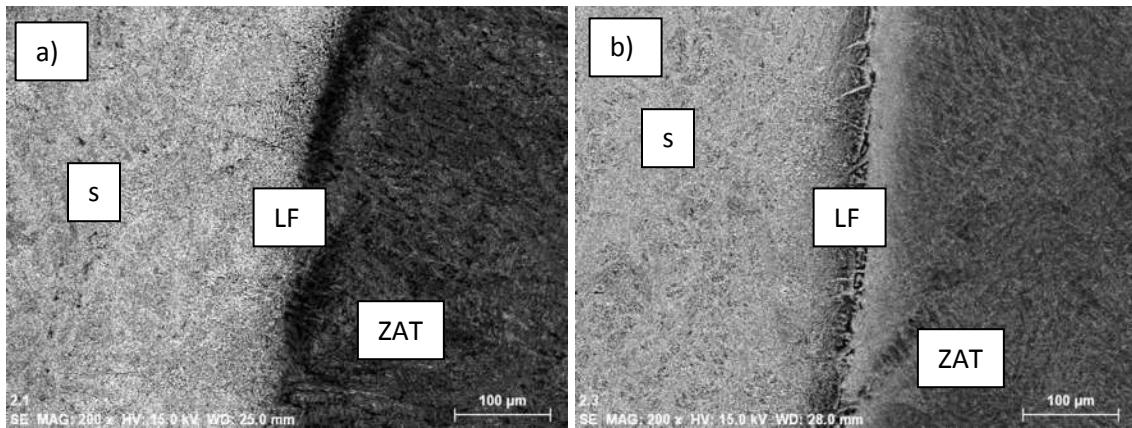


Figura.3.10. Micrografías del recargue número $P_{200^\circ}A_{1.1}$ de las probetas sin tratamiento a) y con tratamiento post-soldadura b), zona de fusión.

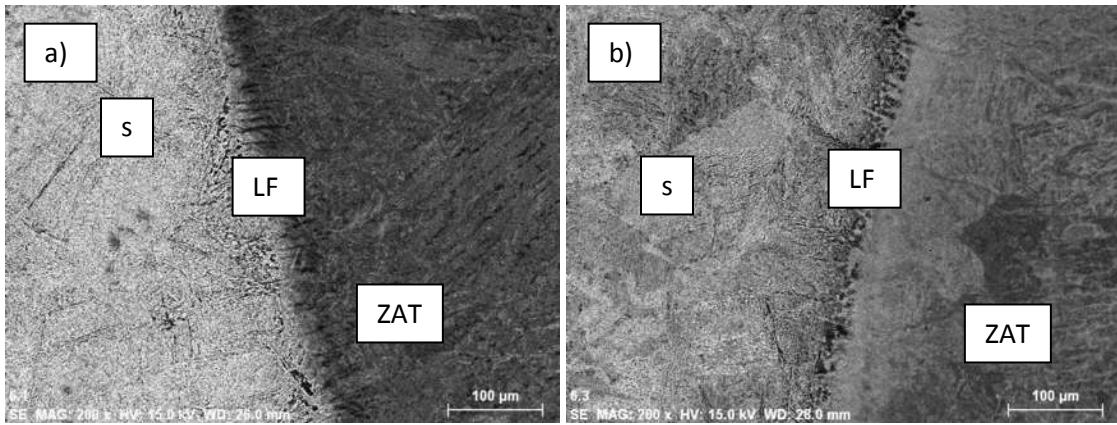


Figura.3.11. Micrografías del recargue número $P_{300}^{\circ}A_{1.1}$ sin tratamiento a) y con tratamiento térmico b).

Según lo calculado en el diagrama de Balmforth, para el acero inoxidable martensítico 410 (ver figura 3.5) se espera tener una estructura en su mayoría martensítica con pequeñas cantidades de ferrita en la condición de soldadura en la superficie de los recargues, lo primero que se analizó fue la interfaz entre los aceros involucrados.

La figura 3.8 corresponde a la interface del recargue número $P_{200}^{\circ}A_{0.5}$ a 100 y 200 aumentos, la parte más oscura corresponde al metal base AISI 9840 y la microestructura más clara al acero inoxidable martensítico, en ambas imágenes se observa el clásico crecimiento de los granos posterior a la soldadura, en la imagen a 100 aumentos se observa una migración de carbono en forma de línea oscura, este fenómeno se presenta debido a que el material base es un acero de elevado contenido de carbono y el material de aporte tiene un porcentaje de carbono mucho menor, además de que el principal elemento de aleación, el cromo tiene una gran afinidad con el carbono. En la imagen a 200 aumentos se observa una gran cantidad de precipitados posiblemente carburos de cromo $M_{23}C_6$ un compuesto muy común en este tipo de uniones.

Las figuras 3.9-3.11 fueron tomadas en el microscopio electrónico de barrido, todas ellas muestran la interface de los recargues $P_{25}^{\circ}A_{0.5}$, $P_{25}^{\circ}A_{1.1}$ y $P_{300}^{\circ}A_{1.1}$ respectivamente, en cada recargue se muestran la probeta que no tiene tratamiento térmico y la que tiene tratamiento térmico.

En cada recargue se puede ver como en las probetas con tratamiento térmico post-soldadura hay una línea de fusión mucho más marcada en donde se pueden ver pequeños granos con mayor uniformidad que en las probetas que no tienen tratamiento térmico, ésto debido a que la martensita que se genera en esta zona tiene un ablandamiento y pasa de ser acicular a una forma globular.

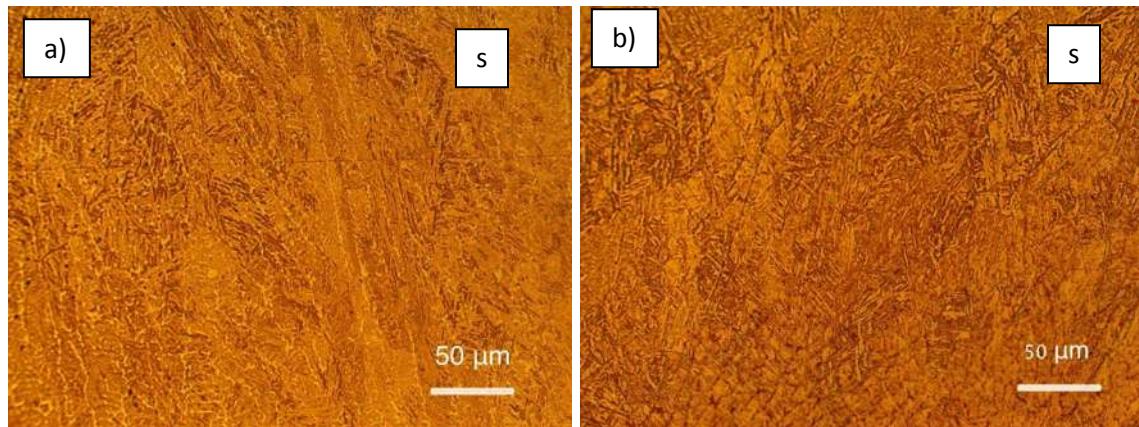


Figura.3.12. Metal de aporte ER-410 Correspondientes al recargue $P_{200^\circ}A_{0.5}$ a 200x.

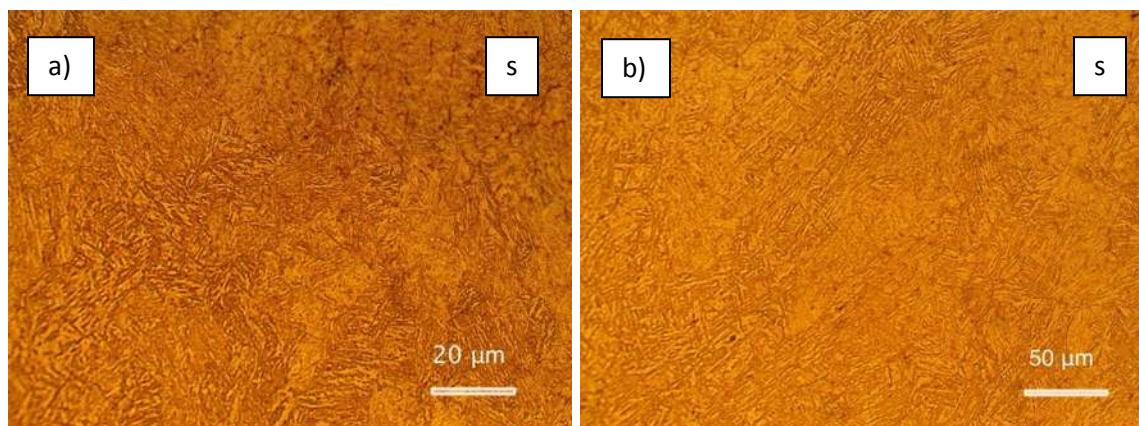


Figura.3.13. Metal de aporte ER-410 Correspondientes al recargue $P_{25^\circ}A_{0.5}$ a) 500x y $P_{300^\circ}A_{1.1}$ b) y 200x respectivamente.

En las figuras 3.12 y 3.13 se muestran las microestructuras correspondientes a los recargues $P_{25^\circ}A_{0.5}$, $P_{200^\circ}A_{0.5}$, y $P_{300^\circ}A_{1.1}$. Estas imágenes fueron tomadas de la superficie de

los recargues. La microestructura está compuesta por martensita tipo listón, lo cual es normal en el acero inoxidable martensítico 410 debido al porcentaje de carbono.

Se puede observar en el recargue $P_{200}A_{0.5}$ una martensita más obscura, esto se debe al tratamiento térmico post-soldadura, el cual produce una precipitación de carburos generando oscurecimiento en la martensita, tal y como lo menciona Gualco y colaboradores en su investigación referente a los aceros martensíticos sometidos a desgaste [27].

En las imágenes del recargue $P_{25}A_{0.5}$ (figura 3.13 a)), se puede observar una martensita más burda y desordenada, esto debido a que no se realizó un precalentamiento y el aporte térmico fue el menor, por el contrario el recargue $P_{300}A_{1.1}$ tiene una martensita fina y uniforme que se obtuvo debido a los tratamientos pre y post-calentamiento.

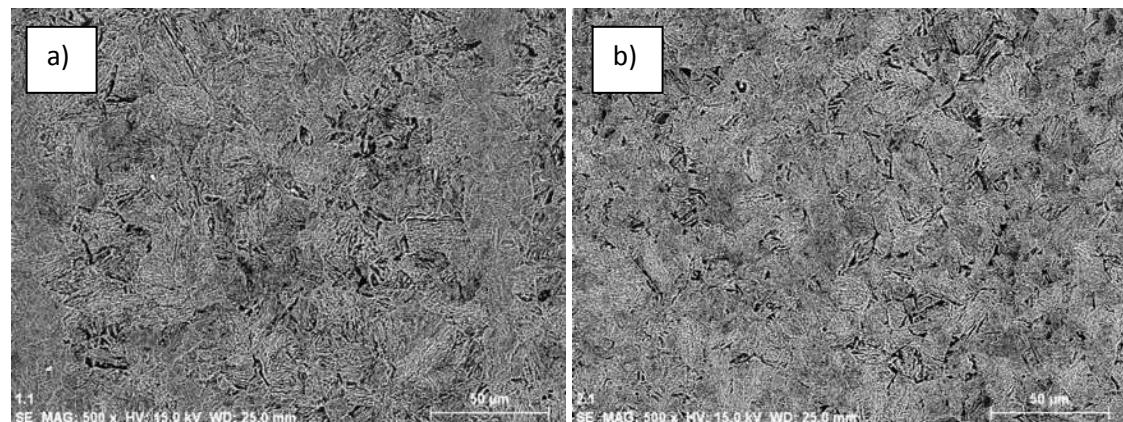


Figura.3.14. Metal de aporte ER-410 recargues número. $P_{25}A_{0.5}$ a) y $P_{25}A_{1.1}$ b).

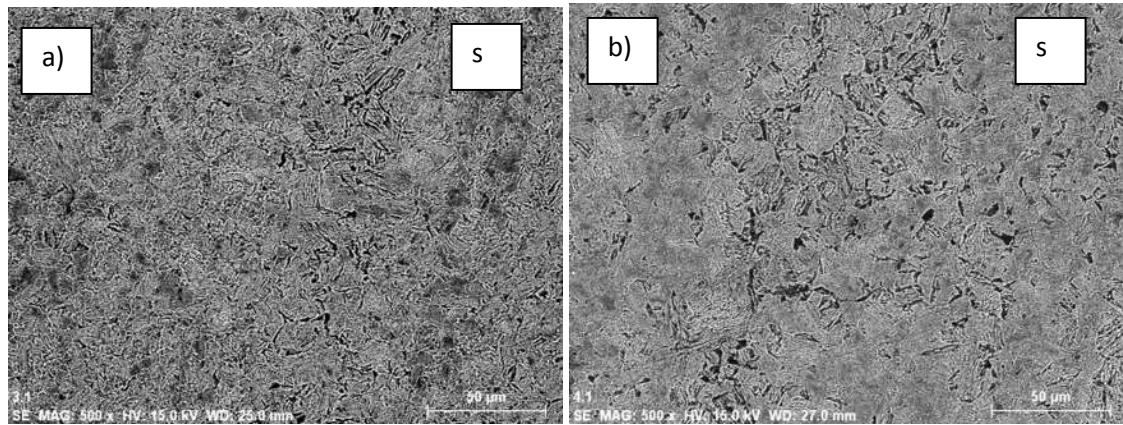


Figura.3.15. Metal de aporte ER-410 recargues número P_{200°}A_{0.5} a) y P_{200°}A_{1.1} b).

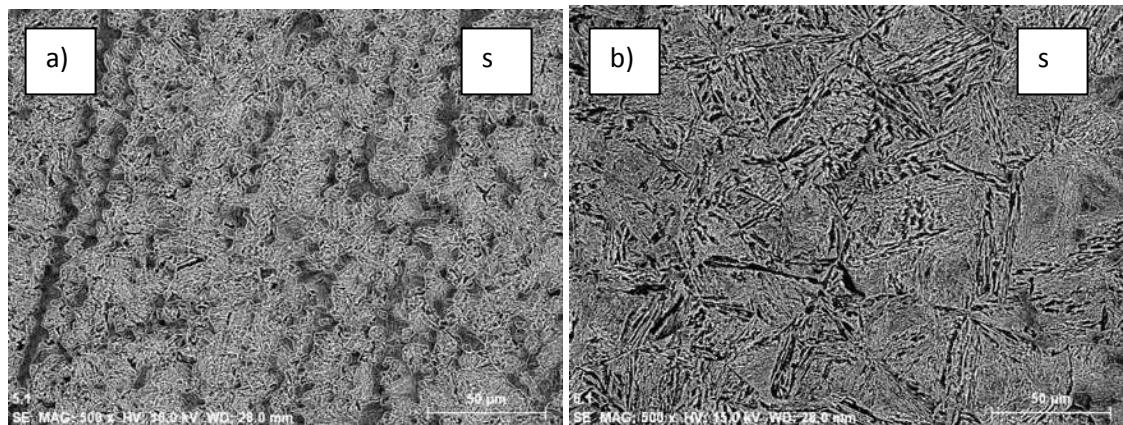


Figura.3.16. Metal de aporte ER-410 recargues número P_{300°}A_{0.5} a) y P_{300°}A_{1.1} b).

Las figuras 3.14 a 3.16 muestran todos los recargues desde el precalentamiento más bajo hasta el más elevado incluyendo las variaciones de aporte térmico en su condición de soldadura y se puede observar como la martensita cambia su morfología de una martensita desordenada en los primeros recargues a una martensita de tipo listón muy fina en los recargues cinco y seis, estos cambios de morfología se deben en su mayoría a los tratamientos térmicos, tanto el precalentamiento como el post-soldadura.

Los primeros recargues tienen una estructura heterogénea debido a que los gradientes de temperatura no se controlan y provocan diversos tamaños de la martensita, mientras que por otro lado al controlar las velocidades de enfriamiento en los recargues P_{300°}A_{0.5} y

$P_{300}^{\circ}A_{1.1}$ con temperaturas por encima de la temperatura de transformación martensítica se tiene una morfología más homogénea.

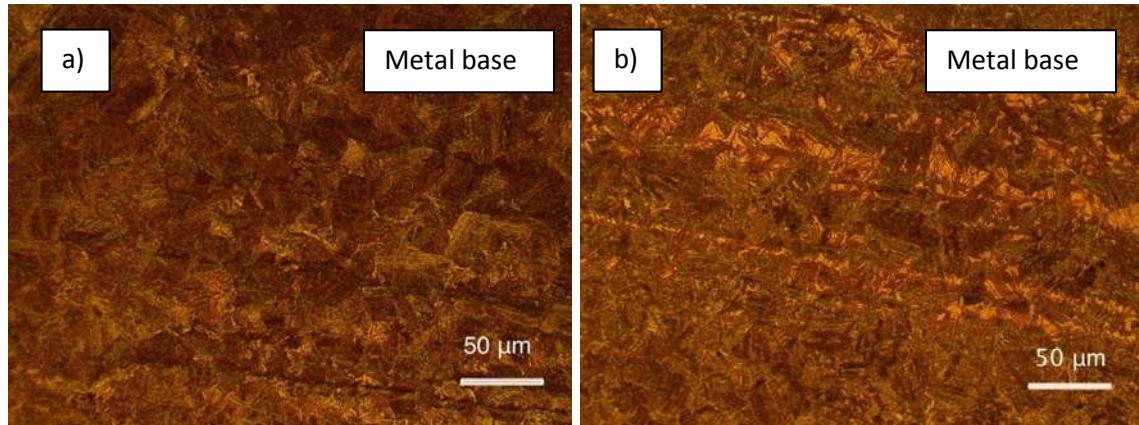


Figura.3.17. Metal base AISI 9840 correspondientes al recargue número $P_{200}^{\circ}A_{1.1}$ a) y $P_{300}^{\circ}A_{0.5}$ b).

La microestructura observada en el metal base de los recargues $P_{200}^{\circ}A_{1.1}$ y $P_{300}^{\circ}A_{0.5}$ tratados térmicamente son una combinación entre martensita y pequeñas islas de ferrita, lo cual es común en este acero, la martensita es la parte más obscura y la ferrita los espacios claros.

En el recargue $P_{200}^{\circ}A_{1.1}$ (Figura 3.17 a)) se tiene un aporte térmico mayor que en el recargue $P_{300}^{\circ}A_{0.5}$ (Figura 3.17 b)) pero una temperatura de precalentamiento 100°C menor que dicho recargue $P_{300}^{\circ}A_{0.5}$. El precalentamiento no tiene una relación directa con la microestructura final por lo que no es un factor que se pueda analizar en las micrografías, pero si tiene una gran importancia pues éste reduce los índices de expansión-contracción, reduce las pérdidas de calor y principalmente ayuda a que el hidrógeno difunda hacia la superficie [28].

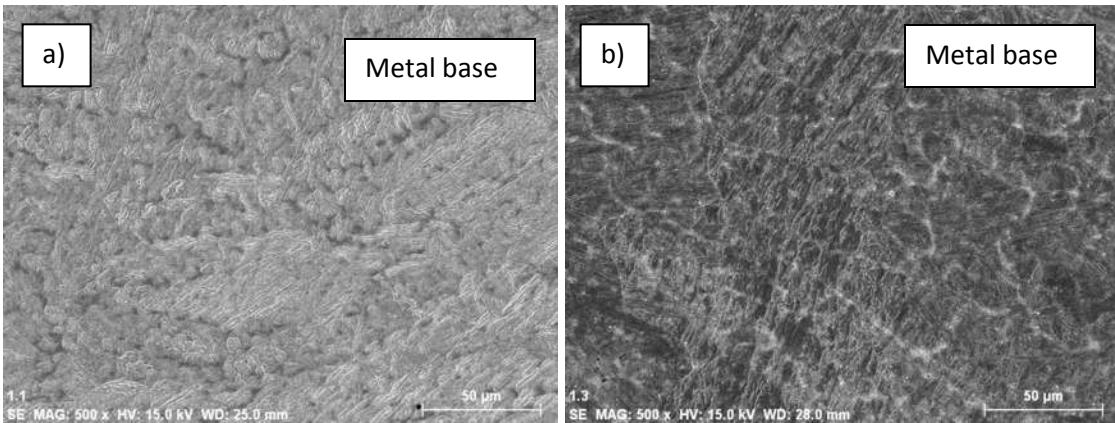


Figura.3.18. Acero AISI 9840 del recargue número $P_{25}^{\circ}A_{0.5}$ sin tratamiento térmico a) y con tratamiento b).

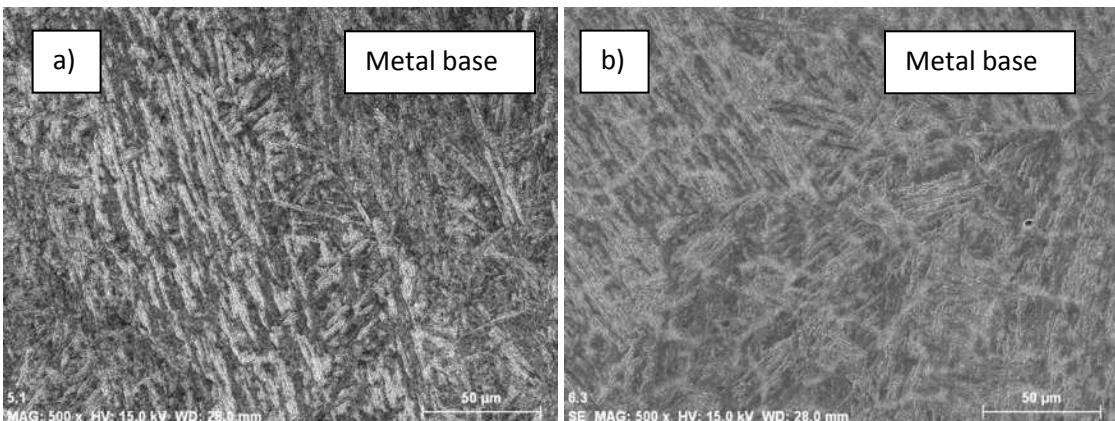


Figura.3.19. Acero AISI 9840 del recargue $P_{300}^{\circ}A_{0.5}$ sin tratamiento b) y $P_{300}^{\circ}A_{1.1}$ sin tratamiento a).

Las micrografías presentadas en las figuras 3.18 y 3.19 muestran el metal base AISI 9840 de los recargue $P_{25}^{\circ}A_{0.5}$, $P_{300}^{\circ}A_{0.5}$ y $P_{300}^{\circ}A_{1.1}$ para poder analizar claramente las diferencias entre ellos causados por las diferentes condiciones operativas, cabe mencionar que éste acero tiene una microestructura similar al acero inoxidable martensítico y sus propiedades dependen principalmente del porcentaje de carbono.

El recargue número $P_{25}^{\circ}A_{0.5}$ se puede observar una micro estructura de martensita burda con zonas más claras las cuales pertenecen a la ferrita, éste recargue tiene el aporte térmico bajo por lo que se menciona que su microestructura no fue afectada debido a los

fenómenos que se generan con un aporte térmico elevado como la dilución y la migración de elementos al metal de soldadura.

Por otro lado la figura 3.19 presenta una estructura martensítica fina en forma de agujas esto se relaciona con un precalentamiento correcto y un aporte térmico mayor al recargue $P_{25}^{\circ}A_{0.5}$ lo que produce un afino de grano y un aumento en la dureza, esto se puede ver en el apartado del ensayo de dureza.

3.4. Dilución.

En general no se le ha dado la debida importancia a la dilución, pero es una de las variables más importantes en la soldadura, ésta variable se relaciona continuamente con la geometría del cordón. Sí existe un elevado porcentaje de dilución se tienen cordones de espesor delgado y ancho y sí se tiene un porcentaje pequeño de dilución se tienen cordones de espesores gruesos y delgados.

Pero la geometría del cordón no es lo más importante en dilución, la dilución influye en la disminución de elementos de aleación y las microestructuras finales de la superficie de soldadura, mientras mayor sea la dilución en una soldadura más propensa es a que algunos elementos de aleación se combinen con elementos del metal base formando compuestos que influyen en las propiedades mecánicas finales. Las transformaciones de fase también están influenciadas por la dilución, pues mientras mayor sea la dilución menor es la velocidad de enfriamiento y las microestructuras que se forman tienen mayor tiempo para completar su transformación.

Tabla III.1. Valores de dilución calculados en el software Sigma Scan 5.

# Recargue	% Dilución
$P_{25}^{\circ}A_{0.5}$	21.54
$P_{25}^{\circ}A_{1.1}$	27.13
$P_{200}^{\circ}A_{0.5}$	42.70
$P_{200}^{\circ}A_{1.1}$	46.50
$P_{300}^{\circ}A_{0.5}$	52.30
$P_{300}^{\circ}A_{1.1}$	55.80

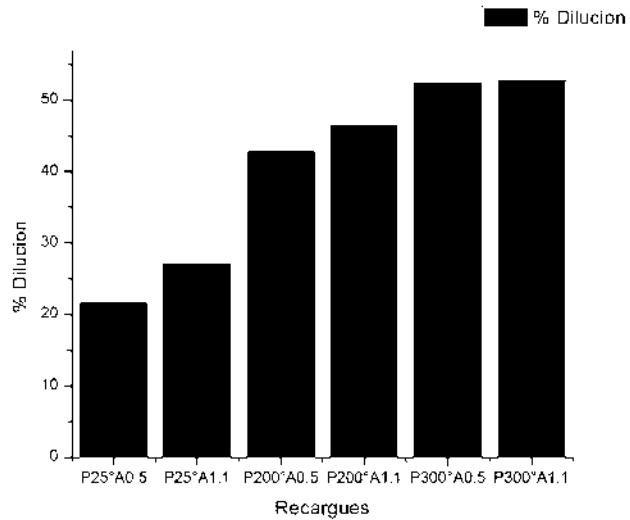


Figura.3.20. Grafica de porcentajes de dilución.

Las variables responsables del control de la dilución son principalmente el precalentamiento y el aporte térmico, éstos a su vez influirán en la velocidad de enfriamiento de la pileta de soldadura y afectarán la microestructura final de la soldadura.

Los recargues $P_{25}^{\circ}A_{0.5}$ y $P_{25}^{\circ}A_{1.1}$ presentan valores de dilución por debajo a lo que regularmente se espera en el proceso GMAW que es de 25 al 50% dependiendo del tipo de transferencia que se utilice [29]. Estos recargues presentan dichos valores de dilución debido a que el aporte térmico fue bajo y no se precalentó, dos consideraciones indispensables en este tipo de uniones.

Los recargues $P_{25}^{\circ}A_{0.5}$, $P_{25}^{\circ}A_{1.1}$, $P_{300}^{\circ}A_{0.5}$ y $P_{300}^{\circ}A_{1.1}$ presentan porcentajes de dilución que están dentro de lo esperado para este tipo de procesos, esto porque se precalentaron las placas antes de la aplicación de la soldadura. Los valores máximos de dilución presentados en la gráfica 3.20 fue para el recargue número $P_{300}^{\circ}A_{1.1}$ y fue debido, a que aunado al precalentamiento de $300^{\circ}C$, el aporte térmico fue el doble en comparación con los recargues $P_{25}^{\circ}A_{0.5}$, $P_{200}^{\circ}A_{0.5}$, $P_{300}^{\circ}A_{0.5}$

3.5. Ensayo de Dureza.

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 elevada debido a la templabilidad y su susceptibilidad a transformar a la microestructura martensítica, además influye la rapidez del enfriamiento. Como se observa en la figura 3.21 [30], la durezas finales de los recargues dependen tanto de la temperatura y el tiempo de permanecía del recargue a dicha temperatura.

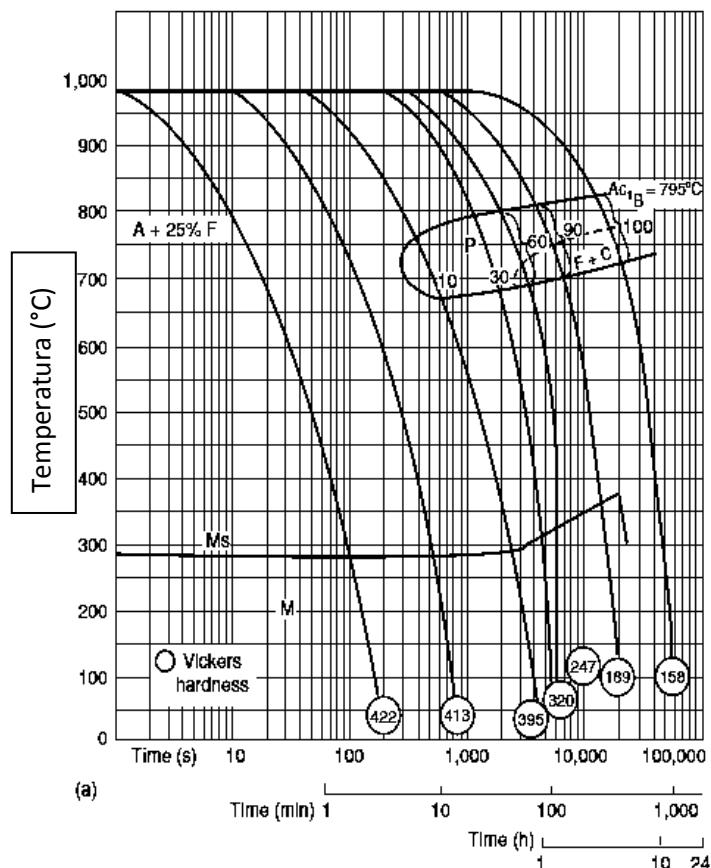


Figura.3.21. Diagrama de transformación de enfriamiento continuo para el acero inoxidable martensítico AISI 410.

La tabla III.2 muestra los resultados de la dureza en la superficie de cada recargue y posteriormente se graficaron en la figura 3.22

Tabla III.2. Promedios de dureza de los recargues.

Muestra	Promedio Dureza HV	Desviación estándar	Muestra	Promedio Dureza HV	Desviación estándar
P _{25°} A _{0.5} s/t	537.4	28.08	P _{25°} A _{0.5} c/t	303.6	1.30
P _{25°} A _{1.1} s/t	457.3	6.38	P _{25°} A _{1.1} c/t	274.3	2.62
P _{200°} A _{0.5} s/t	436.2	12.09	P _{200°} A _{0.5} c/t	281.2	2.20
P _{200°} A _{1.1} s/t	496	10.13	P _{200°} A _{1.1} c/t	275	8.00
P _{300°} A _{0.5} s/t	444	5.7	P _{300°} A _{0.5} c/t	291	4.62
P _{300°} A _{1.1} s/t	443	7.70	P _{300°} A _{1.1} s/t	291	3.38

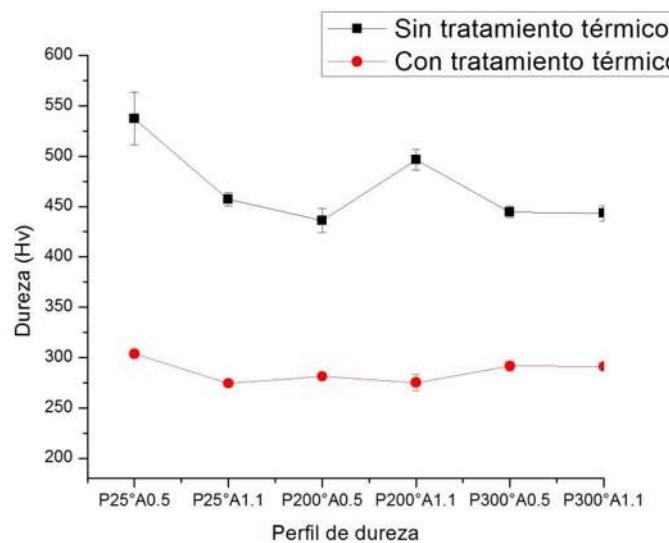


Figura.3.22. Lecturas de Dureza en los recubrimientos.

La Figura 3.22 muestra claramente la diferencia entre los materiales con tratamiento térmico y los que no fueron tratados térmicamente. Los recargues que fueron tratados térmicamente tienen valores menores de dureza y esto se debe a que el tratamiento térmico post soldadura disminuye considerablemente el nivel de esfuerzos residuales y su dureza

en relación con los que no tienen tratamiento térmico, estos tienen una relación directa con los resultados del ensayo de desgaste discutidos anteriormente. La diferencia de durezas tan marcada era de esperarse debido al efecto del tratamiento térmico post-soldadura, el cual disuelve una cantidad de los carburos formados durante la soldadura y elimina esfuerzos residuales. Estos dos factores son los responsables de la alta dureza antes del tratamiento térmico, por lo que disminuye esta propiedad. Otra de las consecuencias es que la tenacidad del material aumenta, pues ésta propiedad es inversamente proporcional a la resistencia al desgaste, lo que es una buena noticia para la aplicación en el estabilizador. El estabilizador requiere una dureza entre 250 y 300 HV y una buena resistencia al desgaste, entre los cuales también se encuentra el desgaste por impacto y una buena resistencia a la corrosión.

Con el objetivo de analizar las distintas zonas de la unión soldada en función de la dureza se realizaron perfiles de dureza para cada experimento, haciendo un barrido lineal, comenzando en el metal de soldadura, continuando por la ZAT y el metal base, la dureza se presentó en el eje de las "y" y en el eje de las x se tienen las identaciones denotadas por una "I" seguido de un numero como se mencionó en el apartado experimental.

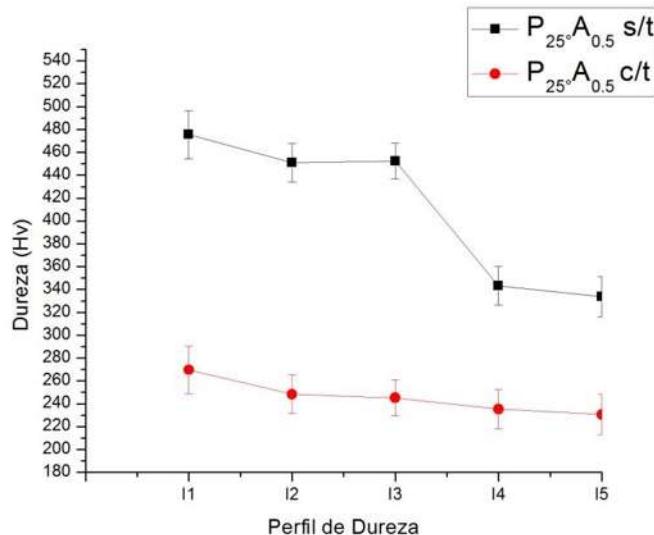


Figura.3.23 Perfil de dureza Recargue P_{25°}A_{0.5}.

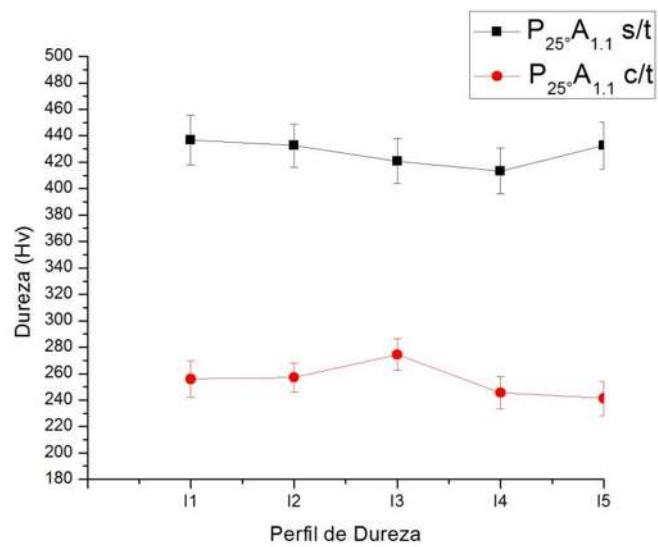


Figura.3.24. Perfil de dureza Recargue $P_{25^\circ}A_{1.1}$.

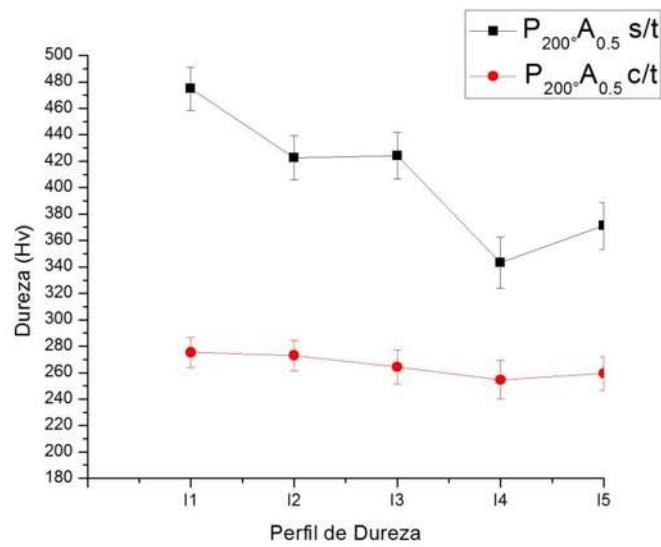


Figura.3.25. Perfil de dureza Recargue $P_{200^\circ}A_{0.5}$.

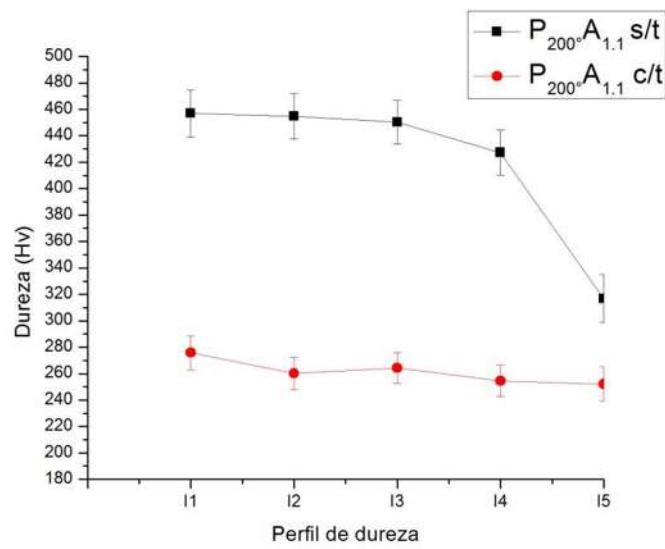


Figura.3.26. Perfil de dureza Recargue $P_{200^\circ}A_{1.1}$.

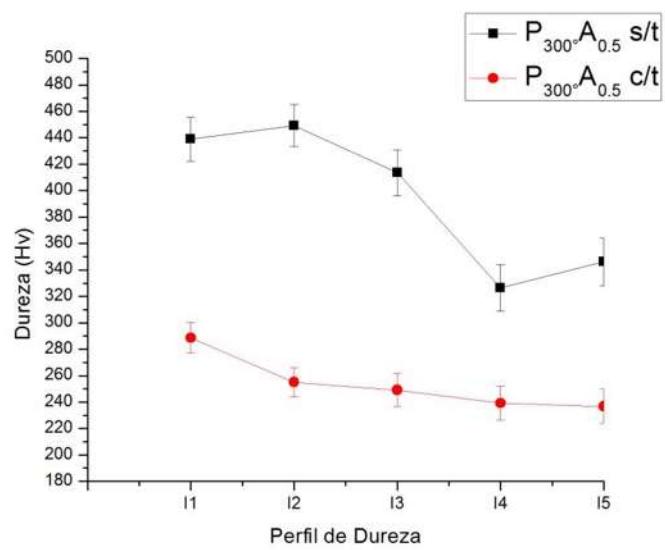


Figura.3.27. Perfil de dureza Recargue $P_{300^\circ}A_{0.5}$.

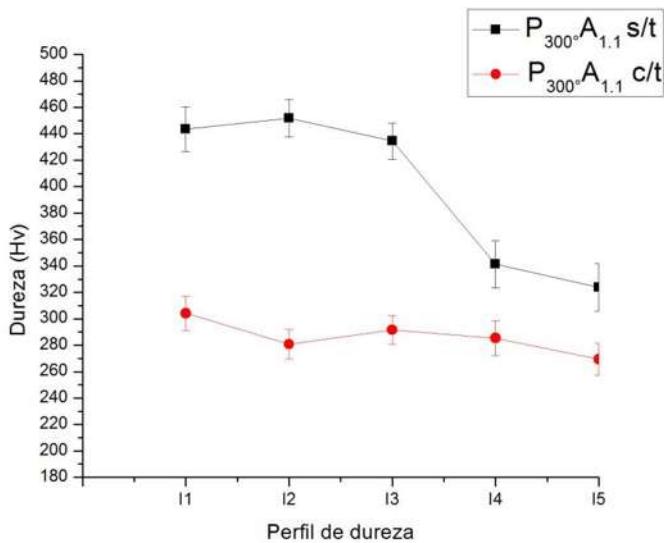


Figura.3.28 Perfil de dureza Recargue P_{300°A_{1.1}}.

Todos los recargues tienen un comportamiento similar, presentando la dureza más elevada en la superficie debido a la cantidad de martensita, desciende en la ZAT por la mezcla de entre la martensita del acero inoxidable y las cantidades de ferrita del metal base, y finalmente la dureza presente en el metal base es menor debido a la naturaleza de la microestructura.

Los valores más elevados de dureza se encontraron en los recargues P_{25°A_{0.5}} y P_{200°A_{0.5}}, estos tienen en común que el aporte térmico fue menor al de los recargues de número P_{25°A_{1.1}}, P_{200°A_{1.1}}, además de que su precalentamiento fue por debajo del recomendado, lo que generó gradientes de temperatura que afectaron la dureza final de los recargues. El precalentamiento se debe aplicar a metales con porcentajes de carbono por encima de 0.4% de carbono y un carbono equivalente entre 0.6 y 0.9% [31].

Por otra parte los perfiles de los recargues P_{200°A_{0.5}c/t}, P_{200°A_{1.1}c/t}, P_{300°A_{0.5}c/t} y P_{300°A_{1.1}c/t}, presentan resultados de dureza similares, desde la superficie hasta el metal base, en su condición posterior al tratamiento térmico y ésto se debe al efecto del precalentamiento.

Los valores de dureza de los recargues $P_{300}^{\circ}A_{0.5}c/t$ y $P_{300}^{\circ}A_{1.1}c/t$ presentan valores por encima de los 280 HV y eso se debe a una microestructura más fina por efecto del precalentamiento y el aporte térmico, ésto coincide con lo presentado por C. Silva[2] en su investigación del comportamiento de un acero 4140 sometido a un tratamiento térmico post-soldadura.

3.6. Ensayo de desgaste.

Para evaluar la cinética de desgaste se utilizaron los métodos de pérdida de peso y los mecanismos de desgaste mediante microscopía electrónica de barrido. Tomando en cuenta que el ensayo de desgaste se llevó a cabo bajo las mismas condiciones se esperan variaciones importantes en el ensayo de desgaste por lo que se compararon los pesos tomados de las muestras con los pesos obtenidos después del ensayo, como lo muestra la tabla III.3. La pérdida de peso es un indicativo de la dureza, si se tienen grandes pérdidas de material se obtienen durezas bajas, y caso contrario al tener poca pérdida de material.

Tabla III.3. Pérdida de peso después del ensayo de desgaste.

Muestra	Peso inicial de muestra (gr)	Peso final de muestra (gr)	Pérdida de peso (gr).	Desviación estándar (\pm)
$P_{25}^{\circ}A_{0.5}s/t$	117.29	114.17	3.12	0.38
$P_{25}^{\circ}A_{0.5}c/t$	109.67	105.56	4.10	0.56
$P_{25}^{\circ}A_{1.1}s/t$	117.85	115.41	2.44	0.65
$P_{25}^{\circ}A_{1.1}c/t$	128.17	124.24	3.92	0.36
$P_{200}^{\circ}A_{0.5}s/t$	106.12	101.58	4.53	0.25
$P_{200}^{\circ}A_{0.5}c/t$	99.79	94.49	5.30	0.1
$P_{200}^{\circ}A_{1.1}s/t$	113.72	110.79	2.93	0.74
$P_{200}^{\circ}A_{1.1}c/t$	114.02	108.28	5.74	0.69
$P_{300}^{\circ}A_{0.5}s/t$	116.39	113.50	2.88	0.64

P ₃₀₀ °A _{0.5} c/t	96.66	92.40	4.26	0.48
P ₃₀₀ °A _{1.1} c/t	113.62	110.15	3.47	0.26
P ₃₀₀ °A _{1.1} s/t	112.33	107.5157	4.82	0.8

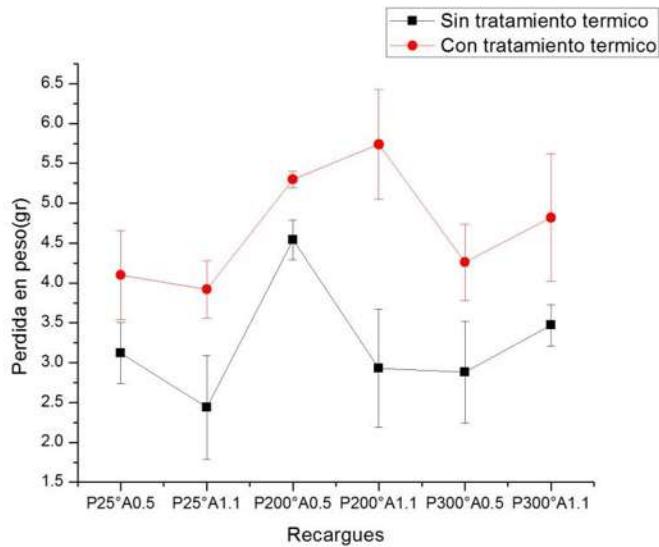


Figura.3.29. Perdida en peso de los recargues.

La gráfica(figura 3.29) muestra la pérdida del material perdido en gramos durante el ensayo de desgaste, se observa claramente el efecto del tratamiento térmico post-soldadura que los materiales con tratamiento térmico disminuye la dureza y aumenta su tenacidad, lo que perjudica su resistencia al desgaste y provoca una elevada perdida de material de la superficie. Por el contrario los recargues sin tratamiento térmico tienen poco material desprendido lo que es indicativo de una elevada dureza y elevada resistencia al desgaste. En éstos materiales se espera tener una buena relación resistencia vs ductilidad debido a que los aceros inoxidables martensíticos tienden a fragilizarse debido a su elevada dureza y esfuerzos residuales producidas durante la soldadura.

3.6.1. Relación microestructura con la tasa de desgaste.

En el trabajo realizado por Bérodier y colaboradores[32], referente al comportamiento al desgaste de aceros inoxidables, se presenta una investigación referente al comportamiento al desgaste de los aceros inoxidables, ensayo que realizó a cuatro aceros inoxidables (ferrítico, austenítico, martensítico y dúplex), como era de esperarse el acero inoxidable martensítico presentó mayor resistencia al desgaste en relación a los aceros austeníticos y ferríticos incluso que los dúplex como se muestra en la figura 3.30.

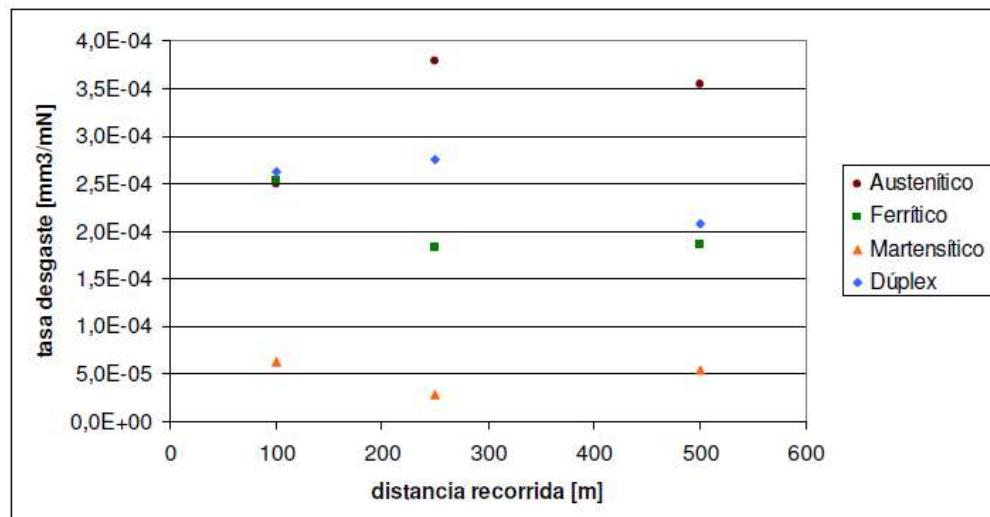


Figura.3.30. Desgaste entre aceros inoxidables[32].

La estructura martensítica es una estructura que se forma de la austenita en condiciones adifusionales, es decir que no hay tiempo suficiente para que los átomos se acomoden de forma normal a la estructura BCC que caracteriza a la ferrita, por el contrario se obtiene una estructura con un gran número de esfuerzos internos que fragilizan el material.

En general los aceros inoxidables martensíticos son utilizados en aplicaciones donde es indispensable elevada resistencia al desgaste, dureza y buena resistencia a la corrosión.

Los aceros inoxidables martensíticos como su nombre lo indica presentan una microestructura martensítica en su mayoría, con pequeñas cantidades de ferrita o austenita retenida según sea el tratamiento o proceso al cual sea sometido. En este caso las cantidades de material desgastado tienen una relación directa con la microestructura y los esfuerzos internos. Más adelante se presentan los resultados de microscopía óptica donde se comprueba la estructura martensítica.

3.6.2. Mecanismos de desgaste.

El desgaste se define como la perdida de material debido al contacto entre superficies, este desgaste se puede clasificar como desgaste por abrasión, adhesión o por fatiga según sea el tipo de interacción entre estos.

El ensayo realizado en esta investigación fue el desgaste abrasivo el cual tiene cuatro mecanismos característicos de desgaste como se puede ver en la figura 3.31.

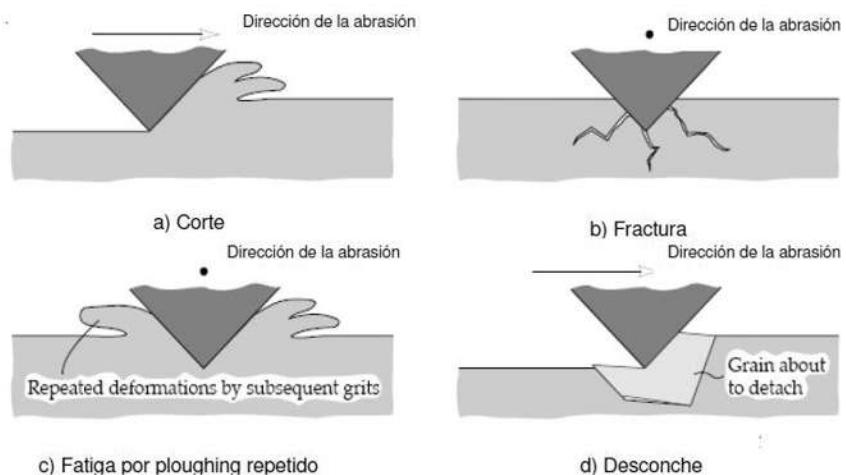


Figura 3.31. Mecanismos característicos de desgaste abrasivo.

A continuación se analiza el o los mecanismos predominantes en los recargues en base a lo mencionado anteriormente, las probetas de desgaste fueron cortados en cubos de 1cm^3 en

la parte central de cada probeta, fueron analizadas en el microscopio electrónico mediante imágenes a diferentes aumentos y análisis químicos.

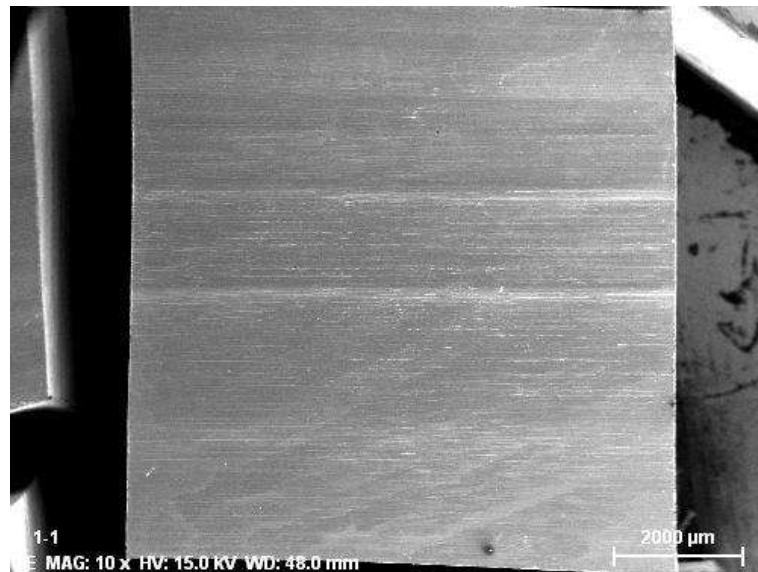


Figura.3.32. Probeta de desgaste del recargue P_{25°}A_{0.5}s/t.

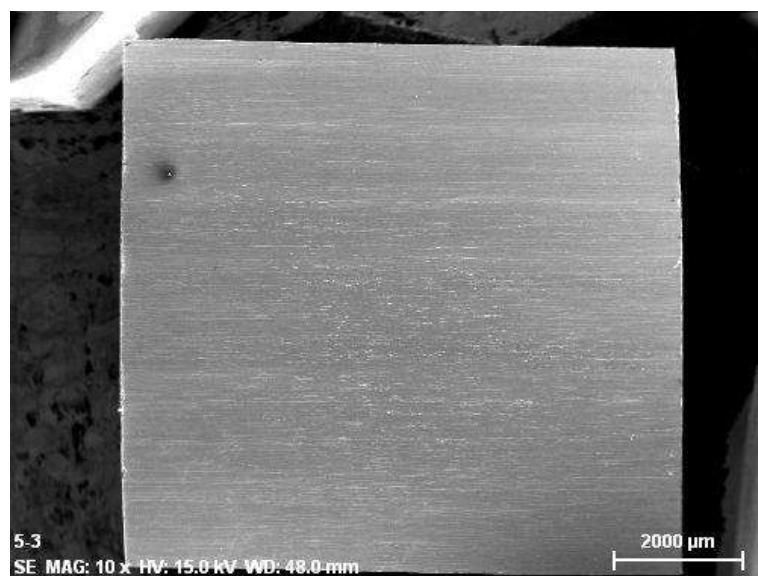


Figura.3.33. Probeta de desgaste del recargue P_{300°}A_{0.5}c/t.

En las imágenes 3.32 y 3.33 se puede apreciar la totalidad de la muestra, se observa que el desgaste es uniforme en todas de las muestras, a simple vista no se podría hacer un análisis de los mecanismos de desgaste presentes o de la severidad de los mismos por lo que se analizaron imágenes a mayores aumentos, aquí lo único destacable de estas imágenes aparte de la uniformidad de los surcos es la muy marcada huella en la muestra $P_{300}A_{0.5}C/t$ lo que se puede relacionar con una deformación plástica en la superficie debido a la presencia de una partícula en la rueda de mayor tamaño a la arena silicea, que golpeó repetidamente la misma área del recargue.

J. Renedo [33] hace una comparación del desgaste en aceros inoxidables y menciona en su investigación que en comparación con las otras clasificaciones de aceros, el acero inoxidable martensítico tiene una mayor tasa de desgaste debido a las propiedades que le proporciona su estructura martensítica.

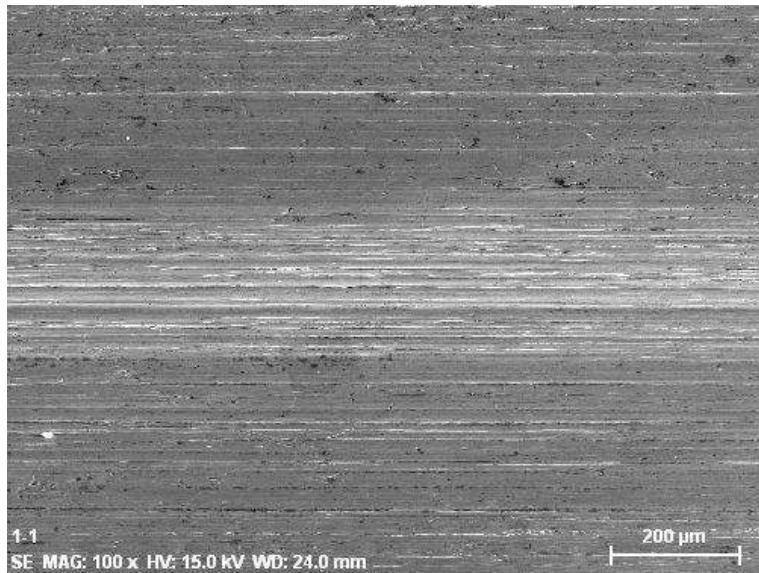


Figura.3.34. Recargue $P_{25}A_{0.5}S/t$.

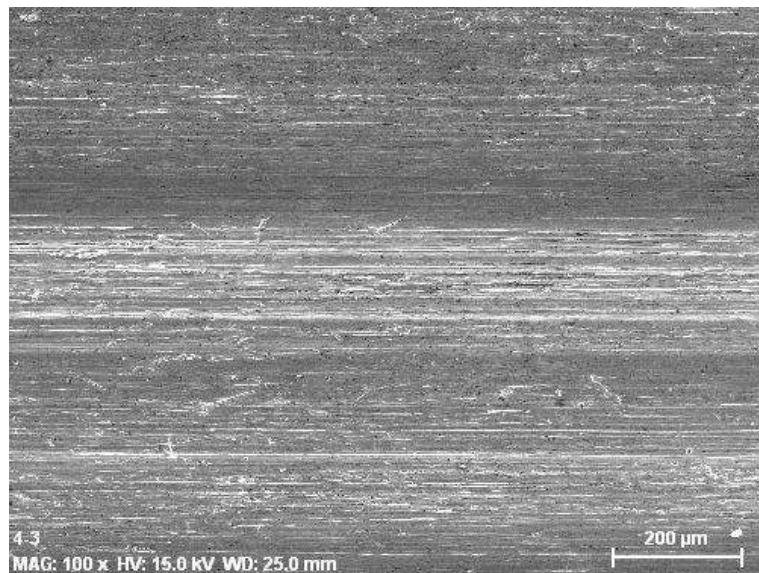


Figura.3.35. Recargue P_{200°}A_{1.1}c/t.

En las figuras 3.34 y 3.35 se comienza a ver el mecanismo que rige el desgaste en los recargues ademas de que se puede apreciar una diferencia en la severidad del desprendimiento en las muestras con tratamiento termico post-soldadura y una uniformidad en la huella de la probeta sin tratamiento termico.

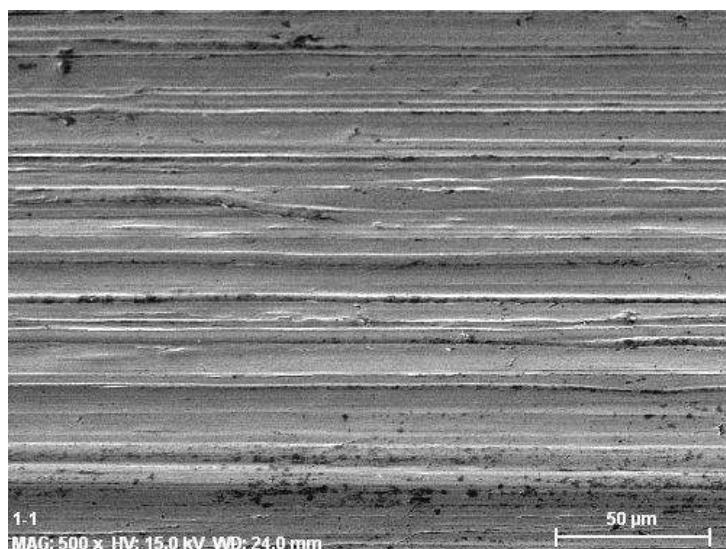


Figura.3.36. Recargue P_{25°}A_{0.5}c/t.

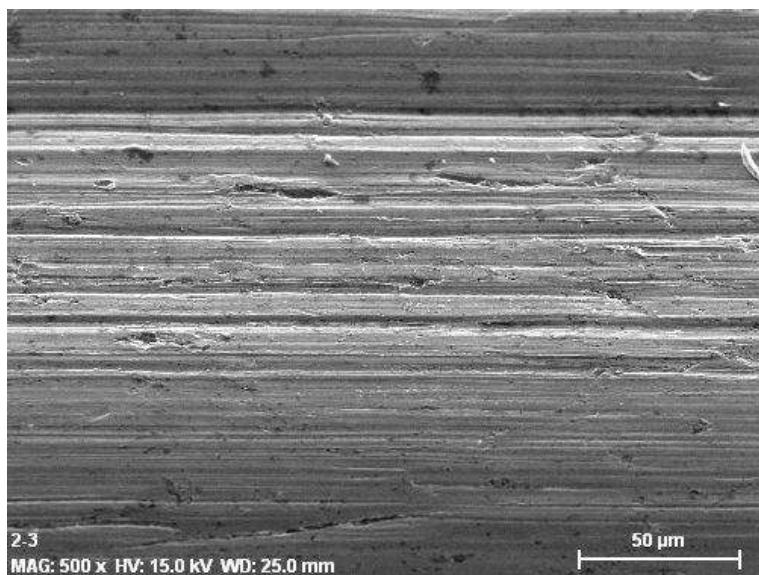


Figura.3.37. Recargue P_{25°}A_{1.1}c/t.

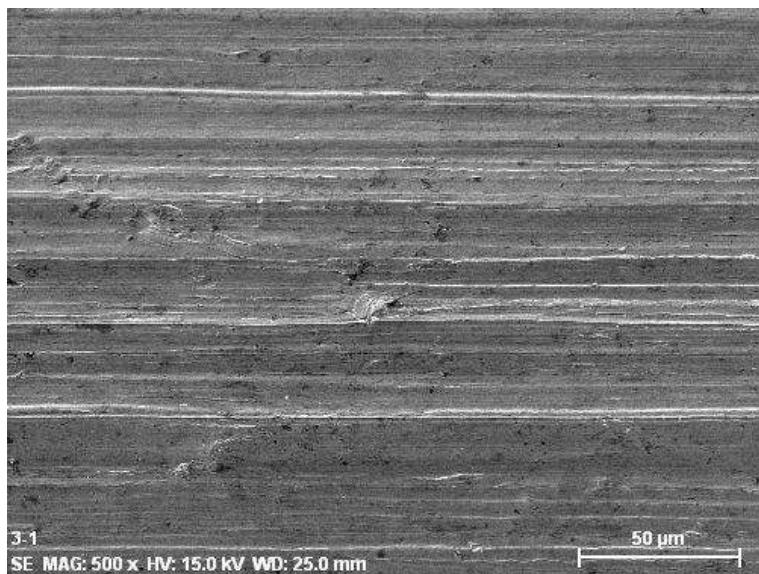


Figura.3.38. Recargue P_{200°}A_{0.5}s/t.

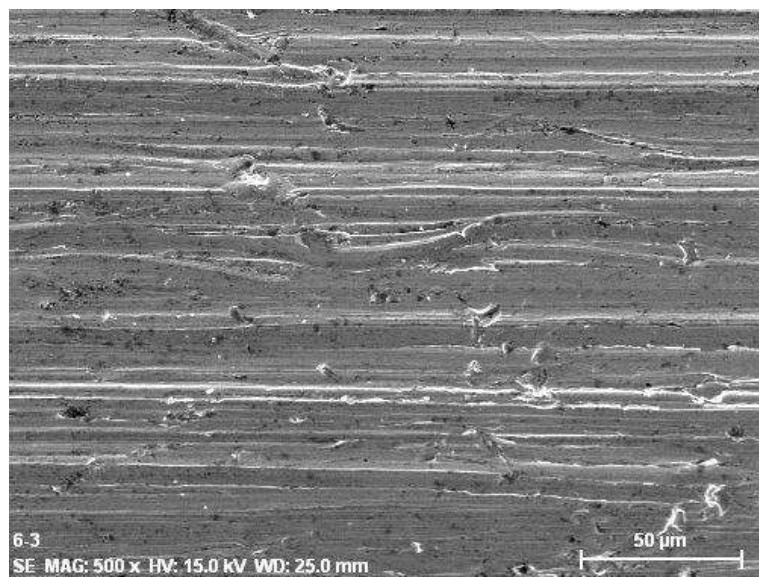


Figura.3.39. Recargue P₃₀₀°A_{1.1}s/t.

En las figuras 3.36-3.39 se aprecia claramente que el mecanismo de desgaste es por micro corte y desprendimiento, lo cual se genera a partir de la nucleación de grietas debido a la fricción lo cual induce su propagación y finalmente el desconche del material, al igual que en amplificaciones menores se ve claramente que las muestras con menor dureza tienen un desprendimiento más severo que los que no fueron tratados térmicamente.

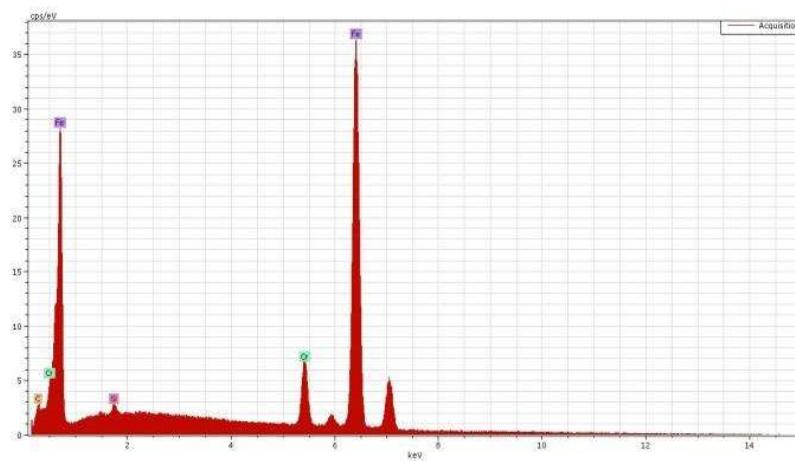


Figura.3.40. Análisis EDS del recargue P₂₀₀°A_{0.5}c/t.

Se realizaron análisis EDS en las muestras a 500x de cada variable y no se encontró diferencia alguna en la composición química las muestras, su comportamiento fue similar, se encontraron los elementos básicos del acero inoxidable, el cromo, el carbono y el hierro (ver figura 3.40).

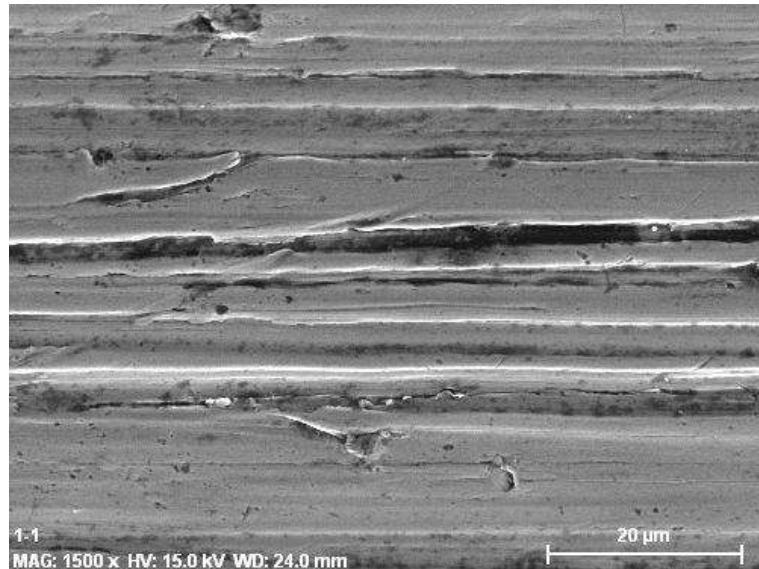


Figura.3.41. Recargue sin precalentamiento y sin tratamiento térmico P_{25°}A_{0.5}s/t.

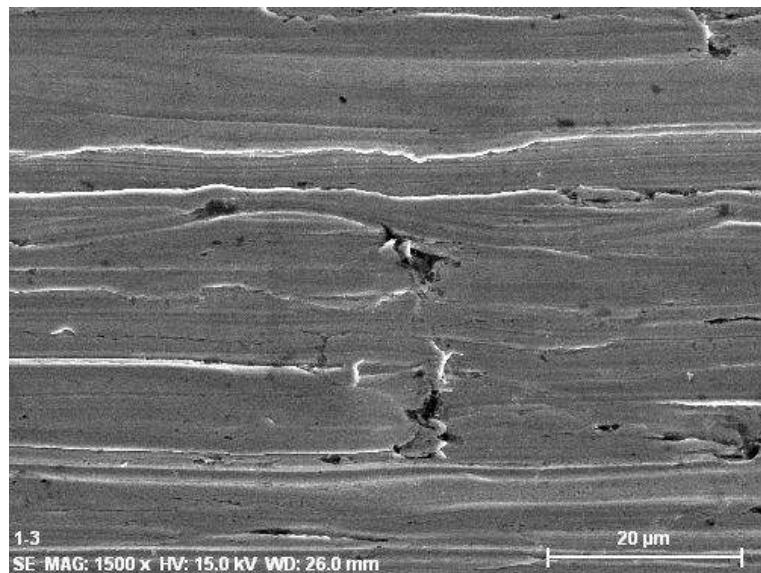


Figura.3.42. Recargue P_{25°}A_{1.1c/t}.

Las imágenes obtenidas a 1500 aumentos en las figuras 3.41 y 3.42 se observa como en los materiales con tratamiento térmico efectivamente tienen mayor desprendimiento superficial, en los recubrimientos sin tratamiento térmico, post-soldadura no se aprecian la gran cantidad de grietas que denota una gran resistencia al desgaste pero una gran fragilidad debido a su elevada dureza.

CONCLUSIONES.

- El ensayo radiográfico permitió la comprobación de que la mayoría de los recargues están libres de defectos que pudieran afectar su aplicación en campo esto en base a la norma ASME sección IX, con excepción del recarge $P_{200}^{\circ}A_{0.5}$ que presenta una grieta por lo que descarta esta condición operativa para su utilización.
- La interface entre el metal AISI 9840 y el electrodo E410 presentan un borde de grano tipo II debido a la diferencia de composición y microestructura entre los aceros.
- La microestructura presente en el metal de soldadura fue martensita de tipo listón en su totalidad y la aplicación del tratamiento térmico post-soldadura generó precipitación de compuestos característicos en estos aceros provocando un obscurecimiento de la martensita y una disminución en las propiedades de dureza y resistencia.
- La estructura del material base fue una martensita combinada con ferrita en forma de agujas. En aportes térmicos bajos y sin precalentamiento esta microestructura presentó un tamaño de grano burdo, la cual la hace propensa al agrietamiento inducido por hidrógeno.
- Los valores de dilución de los recargues $P_{200}^{\circ}A_{0.5c/t}$ y $P_{200}^{\circ}A_{1.1c/t}$ fueron los mejores pero debido a que presentaron defectos las opciones más razonables para aplicar los recargues son el $P_{300}^{\circ}A_{0.5c/t}$ y $P_{300}^{\circ}A_{1.1c/t}$.
- Los recargues $P_{25}^{\circ}A_{1.1s/t}$ y $P_{200}^{\circ}A_{1.1s/t}$ presentaron los valores de dureza más elevados debido a que no se aplicó el tratamiento post-soldadura y la temperatura de precalentamiento no fue la correcta. Se consideró que los valores de dureza adecuados fueron los obtenidos de los recargues $P_{300}^{\circ}A_{1.1c/t}$ y $P_{300}^{\circ}A_{0.5c/t}$, debido a que los valores de dureza no exceden los 300HV teniendo los valores de dureza más elevados de los recargues tratados térmicamente.

- Los mejores resultados del ensayo de resistencia al desgaste fueron obtenidos en las probetas que no fueron tratadas térmicamente, debido a que el tratamiento térmico post-soldadura disminuye la dureza y esta es directamente proporcional a la resistencia al desgaste.
- Los mecanismos de desgaste presentes en las probetas de desgaste fueron de desprendimiento de granos y micro agrietamiento para las probetas que no fueron tratadas térmicamente y de corte para los aceros tratados térmicamente.
- Finalmente se puede concluir que la mejor relación entre microestructura y propiedades mecánicas lo tiene el recargue $P_{300}^{\circ}A_{0.5}c/t$ debido a que presenta la mayor dureza tratado térmicamente lo que influye favorablemente en la resistencia al desgaste y por otro lado no presenta un valor tan elevado de dilución como el recargue $P_{300}^{\circ}A_{1.1}c/t$ lo que favorece al cordón de soldadura.

REFERENCIAS

1. V. DRILLING, VAM DRILLING CATALOG VALLOUER. GROPUP, EDITOR 2007. P. 84.
2. C.CLEITON, C. VICTORD.A, R. MOURA, W. AGUIAR, AND P.JESUALDO, EVALUATION OF AISI 4140 STEEL REPAIR WITHOUT POST-WELD HEAT TREATMENT. JOURNAL OF MATERIALS ENGINEERING AND PERFORMANCE, APRIL 2009. 18: P. 8.
3. V.VERA, CARACTERIZACION DE LA UNION SOLDADA DE UN ACERO INOXIDABLE MARTENSITICO AISI 410NIMO CON UN ELECTRODO NO CONVENCIONAL MEDIANTE EL PROCESO FCAW. 2006: P. 120.
4. C. LIPPOLD, J. KOTECKI WELDING METALLURGY AND WELDABILITY OF STAINLEES STEEL, ED. W. INTERSCIENCE2005. 357
5. A.SEDRICKS, CORROSION OF STAINLESS STEELS. WILEY-INTERSCIENCE, 1996.
6. M.FONTANA, AND D. GREEN, CORROSION ENGINEERING, ED. MACGRAW-HILL1978, NEW YORK.
7. A.RIOS, DECOMPOSITION OF AUSTENITE IN AUTENITIC STAINLESS STEELS, IN ISIJ INTYRNATIONAL2002. P. 325-337.
8. M. ANDRES, TRANSFORMACIONES MARTENSITICAS. STEELE, MARZO 2006: P. 9.
10. G.CAPRIO, LOS ACEROS INOXIDABLES1999.
11. A.S METAL, WELDING,RAZING AND SOLDERING. 9 ED. VOL. 6. 1983. 771-819.
12. GEOLÓGICA, U.N.M.D.S.M.F.D.I., MINERA, METALURGICA Y GEOGRAFICA2011, AV.VENEZUELA LIMA PERU.
13. W.SOCIETY, WELDING HANDBOOK PART 2. MATERIALS AND APLICATIONS. VOL. VOL. 4. 1998. 422.
14. TUNARE, GASES PARA SOLDADURA. TECNOLOGIA PARA SOLDADURA.
15. ASM, WELDING AND BRAZING. METALS PARK OHIO, 1983. VOLUMEN 6.
16. I.LAUFGANG, TRATAMIENTO TERMICO DE SOLDADURA. PRECALENTAMIENTO1998. 74.
17. M.TELLO, 2DO. CURSO DE SOLDADURA DE ARCO CON ELECTRODO DE TUNGSTENO PROTEGIDO POR GAS. JICA, MAYO 2005.
18. A.SARKAR, DESGASTE DE METALES, ED. A. EDICION1990: EDITORIAL NORIEGA LIMUSA.
19. J.ESPINOZA, FABRICACION DE PROTOTIPO DE MAQUINA PARA PRUEBAS DE DESGASTE ABRASIVO SEGUN LA NORMA ASTM, IN INGENIERIA EN MATERIALES2008, INSTITUTO TECNOLOGICO DE MORELIS: MORELIA, MICHOACAN.

20. F.MAREFAT, CAPABILITIES AND LIMITATIONS OF RADIOGRAPHY AND PHASED ARRAY ULTRASONIC TEST IN THE DETECTION OF SUBTLE WELDING DEFECTS. SINGAPORE INTERNATIONAL NDT CONFERENCE & EXHIBITION, 2011: P. #8.
21. G. LINERT., WELDING METALURGY. AMERICAN WELDING SOCIETY, ED. R. ED. VOL. 2. 1994, MIAMI. 460, 461.
22. M. BALMFORT, AND J.LILPPOLD, A NEW FERRITIC-MARTENSITC STAINLESS STEELS CONSTITUTION DIAGRAM. WELDING JOURNAL, 1998. 79.
23. N. BAILEY, T.GOOCH, P. HART, N. JENKINS, AND R. PARGETER WELDING STEELS WITHOUT HYDROGEN CRACKING. 1973.
24. T.NELSON, NATURE AND EVOLUTION OF THE FUSION BOUNDARY IN FERRITIC-AUSTENITIC DISSIMILAR WELD METALS, PART 1: NUCLEATION AND GROWTH. WELDING JOURNAL, 1999: P. 329-337.
25. T. NELSO, NATURE AND EVOLUTION OF THE FUSION BOUNDARY IN FERRITIC-AUSTENITIC DISSIMILAR WELD METALS, PART 2: ON COOLING TRANSFORMATION,. WELDING JOURNAL, 1999: P. 267-277.
26. J.SANTAA, J. GIRALDOB, A. TOROA, CAVITATION EROSION OF MARTENSITIC AND AUSTENITIC STAINLESS STEEL WELDED COATINGS. WEAR, 2011. 271: P. 9.
27. A.GUALCO, E.SURIAN, L.DE VEDIA, ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO AL DESGASTE OXIDATIVO DE DEPOSITOS DE SOLDADURA MARTENSITICOS A RECARGUE. SOLDAR CONARCO, 2008. 131: P. 8.
28. M.ZEPEDA, PRECALENTAMIENTO Y POSTCALENTAMIENTO. DIPLOMADO DE SOLDADURA, 2012.
29. M.ZEPEDA, DIPLOMADO DE SOLDADURA. PRECALENTAMIENTO Y POST-CALENTAMIENTO2009, MORELIA MICH.
30. G.TOTTEN, METALLURGY AND TECHONOLOGIES. STEEL HEAT TREATMENT.
31. B.GRAVILLE, COLD CRACKING IN WELDS IN HSLA STEELS, WELDING OF HSLA (MICROALLOYED) STRUCTURAL STEELS. AMERICAN SOCIETY FOR METALS., 1976.
32. E.BERODIER, EFECTO DEL MEDIO EN EL COMPORTAMIENTO AL DESGASTE DE ACEROS INOXIDABLES. UNIVERSIDAD DE CATALUÑA, 2004: P. 60.
33. J.RENEDO, COMPORTAMIENTO AL DESGASTE POR DESLIZAMIENTO EN ACEROS INOXIDABLES.