



**UNIVERSIDAD ESTATAL DE MILAGRO
FACULTAD DE CIENCIAS DE LA INGENIERIA**

**TRABAJO DE TITULACIÓN DE GRADO PREVIO A LA
OBTENCIÓN DEL TÍTULO DE INGENIERO INDUSTRIAL**

PROYECTO DE INVESTIGACIÓN

**TEMA: CARACTERIZACIÓN DE ACEROS INOXIDABLES EN LA
FABRICACIÓN DE ALABES DE TURBINA ELÉCTRICA**

Autores: RAMIREZ OCAÑA JIMMY CRISTOBAL

Tutor: CARRASQUERO RODRIGUEZ EDWUIN JESÚS

Milagro, Diciembre 2018

ECUADOR

DERECHOS DE AUTOR

Ingeniero.

Fabricio Guevara Viejó, PhD.

RECTOR

Universidad Estatal de Milagro

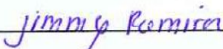
Presente.

Yo, RAMIREZ OCAÑA JIMMY CRISTOBAL en calidad de autor y titular de los derechos morales y patrimoniales de la alternativa de Titulación – Emprendimiento, modalidad presencial, mediante el presente documento, libre y voluntariamente procedo a hacer entrega de la Cesión de Derecho del Autor del Emprendimiento realizado como requisito previo para la obtención de mi Título de Grado, como aporte a la Línea de Investigación PRODUCCIÓN Y MATERIALES INDUSTRIALES de conformidad con el Art. 114 del Código Orgánico de la Economía Social de los Conocimientos, Creatividad e Innovación, concedo a favor de la Universidad Estatal de Milagro una licencia gratuita, intransferible y no exclusiva para el uso no comercial de la obra, con fines estrictamente académicos. Conservo a mi favor todos los derechos de autor sobre la obra, establecidos en la normativa citada.

Así mismo, autorizo a la Universidad Estatal de Milagro para que realice la digitalización y publicación de este Proyecto de Investigación en el repositorio virtual, de conformidad a lo dispuesto en el Art. 144 de la Ley Orgánica de Educación Superior.

El autor declara que la obra objeto de la presente autorización es original en su forma de expresión y no infringe el derecho de autor de terceros, asumiendo la responsabilidad por cualquier reclamación que pudiera presentarse por esta causa y liberando a la Universidad de toda responsabilidad.

Milagro, a los 10 días del mes de diciembre de 2018

 _____

RAMIREZ OCAÑA JIMMY CRISTOBAL

CI: 0926144726

APROBACIÓN DEL TUTOR DEL PROYECTO DE INVESTIGACIÓN

Yo, CARRASQUERO RODRIGUEZ EDWUIN JESÚS en mi calidad de tutor del Proyecto de Investigación, elaborado por el estudiante RAMIREZ OCAÑA JIMMY CRISTOBAL, cuyo tema de trabajo de Titulación es CARACTERIZACIÓN DE ACEROS INOXIDABLES EN LA FABRICACIÓN DE ALABES DE TURBINA ELÉCTRICA, que aporta a la Línea de Investigación PRODUCCIÓN Y MATERIALES INDUSTRIALES previo a la obtención del Grado INGENIERÍA INDUSTRIAL; trabajo de titulación que consiste en una propuesta innovadora que contiene, como mínimo, una investigación exploratoria y diagnóstica, base conceptual, conclusiones y fuentes de consulta, considero que el mismo reúne los requisitos y méritos necesarios para ser sometido a la evaluación por parte del tribunal calificador que se designe, por lo que lo APRUEBO, a fin de que el trabajo sea habilitado para continuar con el proceso de titulación de la alternativa de Emprendimiento de la Universidad Estatal de Milagro.

En la ciudad de Milagro, a los 10 días del mes de Diciembre del 2018.



CARRASQUERO RODRIGUEZ EDWUIN JESÚS

C.I.: 0961545613

APROBACIÓN DEL TRIBUNAL CALIFICADOR

El tribunal calificador constituido por:

PhD. Carrasquero Rodriguez Edwain Jesús

Ing. Sornoza Briones Kleber Joel, MSC

Ing. Mendoza Haro Edgar Italo

Luego de realizar la revisión del Proyecto de investigación, previo a la obtención del título (o grado académico) de Ingeniero Industrial presentado por el /la señor (a/ita) Ramírez Ocaña Jimmy Cristóbal.

Con el tema de trabajo de Titulación: CARACTERIZACIÓN DE ACEROS INOXIDABLES EN LA FABRICACIÓN DE ALABES DE TURBINA ELÉCTRICA Otorga al presente Proyecto de Investigación, las siguientes calificaciones:

Estructura [60]


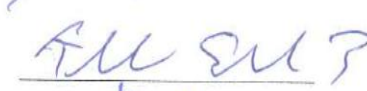

Defensa oral [40]

Total [100]

Emite el siguiente veredicto: (aprobado/reprobado) Aprobado

Fecha: 10 de Diciembre del 2018.

Para constancia de lo actuado firman:

	Nombres y Apellidos	Firma
Presidente	PhD. Carrasquero Rodriguez Edwain Jesús	
Secretario /a	Ing. Sornoza Briones Kleber Joel, MsC	
Integrante	Ing. Mendoza Haro Edgar Italo	

DEDICATORIA

En primer lugar le doy gracias a Dios por haberme llenado de bendiciones salud y permitir continuar mis estudios universitarios.

Dedico este trabajo a:

A Dios y a mi madre Haidee Ocaña Villagómez, a mi padre Inocente Ramírez Yagual, con mucho cariño y respeto dedico este trabajo que realice con amor, que con su apoyo, esfuerzo y comprensión durante la elaboración de este proyecto educativo y a mi esposa, Jenniffer Tamayo Mosquera y a mi hija Kristy Ramírez Tamayo quienes fueron una fuente constante de estímulo.

RAMIREZ OCAÑA JIMMY CRISTOBAL

AGRADECIMIENTO

A mis docentes por compartirme su conocimiento e impartirme sus enseñanzas y consejos.

A la facultad de Ciencias de la Ingeniería al cuerpo de maestros que impartieron sus conocimientos para cristalizar nuestras metas.

Y en especial a nuestro tutor PhD. Edwuin Carrasquero, que con el don de maestro que Dios le dio, impulso la culminación con éxito este proyecto Educativo.

Agradezco al todopoderoso, por haberme concedido sabiduría, a mi esposa y mis hijos y la oportunidad que me otorgó la Facultad de Ciencias de la Ingeniería de la Universidad Estatal de Milagro.

RAMIREZ OCAÑA JIMMY CRISTOBAL

ÍNDICE GENERAL

DERECHOS DE AUTOR.....	II
APROBACIÓN DEL TUTOR DEL PROYECTO DE INVESTIGACIÓN	III
APROBACIÓN DEL TRIBUNAL CALIFICADOR	IV
DEDICATORIA.....	V
AGRADECIMIENTO.....	VI
ÍNDICE GENERAL.....	VII
RESUMEN.....	1
ABSTRACT	2
INTRODUCCIÓN	3
CAPÍTULO I.....	5
FUNDAMENTO TEÓRICO.....	5
1.1. Turbinas hidráulicas	5
1.2. Tipos de turbinas	5
1.3. Operación y Plan de mantenimiento de turbinas	7
1.3.1. Vibraciones y pulsaciones:	8
1.3.2. Trabajos de lubricación	9
1.3.3. Controles funcionales	9
1.3.4. Trabajo de mantenimiento resultante del servicio	10
1.3.5. Controles periódicos en el rodete	10
1.3.6. Revisiones	10
1.4. Rendimiento de una turbina.....	11
1.5. Fenómenos de degradación mecánica de los componentes de las turbinas.....	12
1.5.1. Cavitación.....	12
1.5.2. Tipos de cavitación.....	13
1.5.3. Cavitación – Erosión	15
1.5.4. Otros tipos de cavitación.....	18
1.5.5. Factores críticos de los daños por cavitación	19
1.5.6. Identificación de los daños por cavitación	19

1.5.7. Disminución o eliminación de los problemas ocasionados por la cavitación ..	20
1.6. Materiales empleados en la fabricación de turbinas.....	20
1.6.1. Clasificación de los aceros Inoxidables.....	20
1.6.2. Efectos de los Elementos de Aleación en los Aceros Inoxidables Austeníticos	27
1.6.3. Fundiciones de Acero inoxidable	28
1.6.5. Microestructuras típicas de las fundiciones de acero inoxidable	30
1.7. Complejos hidroeléctricos en el país.....	32
1.7.1. Importancia de las hidroeléctricas en el país	32
CAPÍTULO 2	36
METODOLOGÍA	36
2.1.1. Caracterización de los materiales base y de aporte	38
2.1.1.1 Caracterización química de los materiales base y de aporte.....	38
2.1.1.2 Caracterización metalográfica de los materiales base	39
2.1.2 Medición del contenido de ferrita.....	40
2.1.2.1 Método químico.....	40
2.1.2.2 Método metalográfico.....	41
2.1.3 Caracterización mecánica de los materiales base (Ensayo de Dureza)	42
2.1.4. Preparación de los metales base utilizados en la fabricación de los cupones (corte de los metales base).....	42
2.1.5. Evaluación no destructiva del acero CA6NM (material base de los alabes de turbinas Francis)	43
2.1.5.1 Líquidos penetrantes	43
2.2.2 Preparación de la mesa de trabajo y del material base	46
2.3. Determinación de los parámetros de soldadura del proceso GMAW – P.	47
2.3.1 Condiciones de trabajo y deposición de cordones	47
2.3.2. Evaluación y selección del mejor conjunto de parámetros	49
2.3.2.1 Oscilogramas	49
2.3.2.2 Inspección visual	49
2.3.2.3 Evaluación macrográfica	50

2.3.2.4. Aporte de calor	50
2.4 Determinación de los parámetros de soldadura del proceso GMAW – P/PT.	50
2.4.1 Condiciones de trabajo y deposición de cordones.....	50
2.5 Fabricación de los revestimiento depositados empleando los procesos GMAW – pulsado convencional y GMAW – pulsado con pulsación térmica.....	51
2.6.1 Ensayos No Destructivos.....	52
2.6.1.1 Inspección Visual	52
2.6.1.2 Líquidos Penetrantes.....	53
2.6.2 Ensayos Destructivos.....	53
2.6.2.1 Corte y preparación de probetas	53
2.6.2.2 Análisis Químico	54
2.6.2.3 Evaluación metalográfica	54
2.6.2.3.1 Análisis Micrográfico	55
2.6.2.3.2 Análisis Macrográfico	56
2.6.2.4 Medición del contenido de ferrita en los revestimientos soldados.....	56
2.6.2.4.1 Método químico.....	56
2.6.2.4.2 Método metalográfico.....	56
2.6.2.5 Ensayo de dureza	56
2.6.2.6 Ensayo de Dobleza	57
2.7 Calificación de los procedimientos de soldadura	59
CAPÍTULO III	61
RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	61
3.1 Caracterización de los materiales base y aporte	61
3.1.1.2 Caracterización metalográfica de los materiales base	63
3.1.2 Medición del contenido de ferrita	65
3.1.2.1 Método químico	65
3.1.2.2 Método metalográfico.....	66
3.1.3 Evaluación de la dureza de los materiales base.....	68
3.1.4 Preparación de los metales base utilizados en la fabricación de los cupones ...	68
3.1.5 Evaluación no destructiva del acero ASTM A743 grado CA6NM.....	69

3.1.5.1 Líquidos penetrantes	69
3.2 Determinación de los parámetros de soldadura del proceso GMAW – P	70
3.2.1 Condiciones de trabajo y deposición de cordones.....	70
3.2.2 Evaluación y selección del conjunto de parámetros.....	72
3.2.2.1 Oscilogramas	72
3.2.2.2 Inspección visual	75
3.2.2.3. Evaluación macrográfica	77
3.2.2.4 Aporte de calor	78
3.4 Fabricación de los revestimientos empleando los conjuntos definitivos de parámetros mediante transferencia pulsada convencional	80
3.5 Evaluación de los revestimientos soldados	80
3.5.1 Ensayos No Destructivos	80
3.5.1.1 Inspección Visual.....	81
3.5.1.2 Líquidos Penetrantes.....	81
3.5.2.2 Evaluación metalográfica de los revestimientos soldados.....	83
3.5.2.2.1 Análisis Micrográfico	83
3.5.2.2.2 Análisis Macrográfico	88
3.5.2.3 Medición del contenido de ferrita en los revestimientos soldados	89
3.5.2.3.1 Método químico.....	89
3.5.2.3.2 Método metalográfico.....	91
3.5.2.4 Ensayo de dureza Vickers.....	94
3.5.2.5 Ensayo de Dobleza	95
3.7 Ensayo de cavitación ultrasónica.....	96
CAPÍTULO 4	101
CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	101
Bibliografía.....	102

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 RUEDA DE Turbina Paltón	6
Figura 2 Rodete de turbina Francis	6
Figura 3 Turbina kaplan.	7
Figura 4 Representación esquemática del fenómeno de nucleación, colapso de burbujas y la emisión de ondas de choque.	16
Figura 5 Comportamiento de materiales sometidos a ensayos de erosión por cavitación. Periodos característicos de la gráfica tasa de erosión-tiempo y parámetros para representación de la curva erosión acumulada-tiempo.	17
Figura 6 Antorcha observada en banco de pruebas.	18
Figura 7 Daños por cavitación en álabes de turbinas Francis	19
Figura 8 Organigrama general del procedimiento experimental propuesto	37
Figura 9 a) Equipo de espectroscopia de absorción atómica de llama marca Perkin Elmer. b) Equipo de fluorescencia marca X-MET 3000TX c) Equipo de gasometría marca Leco.	39
Figura 10 Gas de protección	39
Figura 11 a) Microscopio óptico OLYMPUS PMG3.	40
Figura 12 Contenido de ferrita en el acero AISI 304, obtenido mediante el analizador de imágenes Digital Micrograph.	41
Figura 13 Contenido de ferrita en el acero ASTM A743 grado CA6NM obtenidos mediante el analizador de imágenes Digital Micrograph.	41
Figura 14 Durómetro con Zoom en el Indentador	42
Figura 15 a) Sierra cinta modelo CPS – 440, marca DANOBAT. b) Sierra vaivén, modelo BS – 280 marca KASTO c) Muestra del acero ASTM A743 sin seccionar d) Cepillo.	43
Figura 16 a) y c) Secciones del acero ASTM A743. b) Muestra de álabe de turbina tipo francis (acero ASTM A743 grado CA6NM).	43
Figura 17 Kit MAGNAFLUX para inspección con líquidos penetrantes; a) SKC-S cleaner, b) SKL-SP penetrant, c) SKD-52 developer.	44
Figura 18 Fuente multiproceso, modelo MTE DIGITEC 450.	45
Figura 19 (izquierda) Ordenador marca Compaq utilizados en la recolección de la data (derecha) equipos Periféricos TC-1, MVA-1.	46
Figura 20 Mesa de trabajo preparada para las pruebas de soldadura.	47
Figura 21 Materiales base (izquierda) AISI 304, (derecha) ASTM A743 grado CA6NM.	47

Figura 22 Trayectoria de deposición del proceso GMAW - P.....	48
Figura 23 Zona paramétrica aporte metálico SAF 2283LSi [CARLOS PORTA] ^[66]	49
Figura 24 Medidas del cupón de soldadura para calificar revestimientos	52
Figura 25 Esquema del corte de los cupones de prueba.....	54
Figura 26 Muestras para Análisis Químico.....	54
Figura 27 Muestras para preparación metalográfica	55
Figura 28 Esquema de indentaciones superficiales sobre los revestimientos soldados	57
Figura 29 Esquema de indentaciones transversales sobre los revestimientos soldados.....	57
Figura 30 Probetas de los revestimientos soldados para doblez longitudinal	58
Figura 31 a) Máquina universal de ensayos marca BALDWIN. b) Extensómetro marca AMSLER.....	58
Figura 32 Extensómetro marca AMSLER.	58
Figura 33 Equipo de Cavitación Ultrasónica	60
Figura 34 Microestructura del acero ASTM A743, tomada en sentido transversal a la dirección de laminación.	64
Figura 35 Microestructura del acero AISI 304, tomada en sentido transversal a la dirección de laminación.	64
Figura 36 Contenido de ferrita en los metales base AISI 304, CA6NM y en el aporte ER 2283LSi obtenidos mediante el diagrama de Schaeffler.	66
Figura 37 Contenido de ferrita en el acero AISI 304, obtenido mediante el analizador de imágenes Digital Micrograph.....	67
Figura 38 Contenido de ferrita en el acero ASTM A743 grado CA6NM obtenidos mediante el analizador de imágenes Digital Micrograph.....	67
Figura 39 Secciones de los materiales base utilizados en la calificación de procedimientos	69
Figura 40 Evaluación no destructiva del acero ASTM A743 mediante líquidos penetrantes	70
Figura 41 Parámetros dentro de la zona paramétrica depositados a $V_s = 10$ cm/min.	73
Figura 42 Parámetros dentro de la zona paramétrica depositados a $V_s = 26$ cm/min	74
Figura 43 Parámetros dentro de la zona paramétrica depositados a $V_s = 15$ cm/min	74
Figura 44 Parámetro seleccionado dentro de la zona paramétrica depositados a $V_s = 15$ cm/min.....	75

Figura 45 Inspección visual de los cordones depositados dentro de la zona paramétrica a $V_s = 10 \text{ cm/min}$	76
Figura 46 Inspección visual de los cordones depositados dentro de la zona	76
Figura 47 Inspección visual de los cordones depositados dentro de la zona	76
Figura 48 Inspección visual del cordón seleccionado dentro de la zona	76
Figura 49 Imágenes macrográficas de los cordones depositados en el proceso GMAW P.	78
Figura 50 Imágenes macrográficas de los cordones depositados en el proceso GMAW P condición 2,5 – 2.	78
Figura 51 Inspección visual de los revestimientos depositados sobre ambos metales base, mediante transferencia GMAW P.	81
Figura 52 Evaluación por líquidos penetrantes del revestimiento empleando GMAW P, depositado sobre el acero AISI 304.....	82
Figura 53 Evaluación por líquidos penetrantes de los revestimientos empleando GMAW P depositado sobre el acero ASTM A743	83
Figura 54 Microestructura del revestimiento SAE 2283LSi; interface Revestimiento-Acero AISI 304, ataque electrolítico en solución de ácido oxálico al 10% durante 15 segundos. Pulsado Convencional.	84
Figura 55 Microestructura del revestimiento SAE 2283LSi; interface Revestimiento-Acero AISI 304, ataque electrolítico en solución de ácido oxálico al 10% durante 15 segundos.	84
Figura 56 Microestructura del revestimiento SAE 2283LSi; interface Revestimiento-Acero ASTM A743, ataque electrolítico en solución de ácido nítrico al 10% durante 15 segundos. Pulsado convencional.	85
Figura 57 Microestructura del revestimiento SAE 2283LSi; interface Revestimiento-Acero ASTM A743 grado CA6NM, ataque electrolítico en solución de ácido nítrico al 10% durante 15 segundos.	85
Figura 58 Sección vertical del diagrama de fases Fe – Cr – Ni a 60% Fe (balance en Fe 60%).	86
Figura 59 Macrografías de la Sección transversal de los revestimientos aplicados sobre el 304 empleando a) transferencia pulsada convencional	88
Figura 60 Macrografías de la sección transversal de los revestimientos aplicados sobre el acero ASTM A743 grado CA6NM empleando: a) transferencia pulsada convencional. ...	89

Figura 61. Contenido de ferrita en los revestimientos soldados obtenidos mediante el diagrama de Schaeffler.....	90
Figura 62 Contenido de ferrita en los revestimientos soldados obtenidos mediante el diagrama WRC.....	90
Figura 63 Imágenes de las micrografías de los revestimientos depositados mediante transferencia pulsada convencional (50X), b) las micrografías procesadas digitalmente y c) los histogramas de acuerdo a cada material base.	92
Figura 64 Imágenes de las micrografías de los revestimientos depositados mediante transferencia pulsada con pulsación térmica (50X), b) las micrografías procesadas digitalmente y c) los histogramas de acuerdo a cada material base.	93
Figura 65 Probetas sometidas al ensayo de doblez de lado longitudinal	96
Figura 66 Imágenes de las muestras obtenidas por M.E.B de los revestimientos de acero SAF 2283LSi, depositados mediante: a) transferencia GMAW – P sometidas al ensayo de cavitación ultrasónica. a), d) condición inicial (500X), b) y e) 18000s de ensayo (500X) c), f) 18000s de ensayo (2000X)	97
Figura 67 Histograma de la pérdida de masa de los revestimientos mediante cavitación ultrasónica.	98

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1 Controles periódicos de rodete	10
Tabla 2 Clasificación de los aceros inoxidable series AISI/SAE	22
Tabla 3 Efecto de los elementos aleantes en los aceros inoxidable.....	28
Tabla 4 Composición química nominal en porcentaje en peso acero ASTM A743 grado CA6NM.....	31
Tabla 5 Principales hidroeléctricas del Ecuador.	34
Tabla 6 Centrales hidroeléctricas del Ecuador	35
Tabla 7 Parámetros Fijados durante las pruebas de soldadura GMAW – P y GMAW – P/PT de cordones depositados sobre el acero inoxidable AISI/SAF 304.	48
Tabla 8 Parámetros Fijados durante las pruebas de soldadura GMAW–P y GMAW-P/PT de cordones depositados sobre el acero inoxidable AISI/SAF 304.	48
Tabla 9 Intervalos de Tp, Ib y Tb	48
Tabla 10 Velocidades de soldadura evaluadas	49
Tabla 11 Composición química del acero ASTM A743	61
Tabla 12 Composición química del acero AISI 304	62
Tabla 13 Composición química del material de aporte ER 2283LSi	62
Tabla 14 Valores de Creq, Nieq y contenido de ferrita en los metales base AISI 304, CA6NM y en el aporte ER 2283LSi obtenidos por medio del diagrama de Schaeffler.	65
Tabla 15 Contenido de ferrita en los materiales base AISI 304 y ASTM A743 grado CA6NM obtenidos por el método metalográfico	67
Tabla 16 Valores de Dureza Vickers obtenidos para el material base AISI 304	68
Tabla 17 Valores de Dureza Vickers obtenido para el material base CA6NM.....	68
Tabla 18 Parámetros fijados durante las pruebas de soldadura GMAW – P de cordones depositados sobre el acero inoxidable AISI 304.	70
Tabla 19 Parámetros dentro de la zona paramétrica depositados a Vs = 10 cm/min.	71
Tabla 20 Parámetros dentro de la zona paramétrica depositados a Vs = 15 cm/min	72
Tabla 21 Parámetros dentro de la zona paramétrica depositados a Vs = 26 cm/min.	72
Tabla 22 Valores de ENA y EBA, determinados a Vs = 10 cm/min	78
Tabla 23 Valores de Creq, Nieq y contenido de ferrita en los revestimientos soldados obtenidos por medio del diagrama de Schaeffler	89

Tabla 24 Valores de Creq, Nieq y contenido de ferrita en los revestimientos soldados obtenidos por medio del diagrama de WRC.	90
Tabla 25 Porcentajes de austenita y ferrita determinados metalográficamente en los revestimientos para cada modo de transferencia.....	93
Tabla 26 Dureza superficial de los revestimientos.....	95
Tabla 27 Valores de MDPR y Re calculados a los revestimientos depositados empleando las transferencias pulsada convencional y pulsada térmica.	98

Tema del Proyecto de Investigación

Caracterización de aceros inoxidable en la fabricación de alabes de turbina eléctrica.

RESUMEN

El Desarrollo de este trabajo se lo direcciono a Caracterización de aceros inoxidable en la fabricación de alabes de turbina eléctrica lo cual hizo necesario se efectúe el estudio en cuatro capítulos, dentro del fundamento teórico se estableció información referente a las variables de la investigación, donde se evidencio que los aceros inoxidable alto cromo son aleaciones ferrosas con contenidos de cromo entre 18 y 30% con 0.03 a 1% de carbono, contienen algunos elementos de aleación como molibdeno, manganeso, silicio y níquel. Los aceros inoxidable resistentes al calor tienen una amplia aplicación por sus propiedades en la industria alimenticia, química, farmacéutica, petroquímica y otros usos. Las características del acero inoxidable son impartidas por el cromo y algún otro elemento como el níquel. En algunos aceros inoxidable, esta propiedad es impartida por la adición del cromo. A través de los tratamientos térmicos del acero inoxidable resistente al calor, se pueden obtener estructuras duras mediante el efecto del calor y enfriamiento al agua, esperándose una precipitación masiva de carburos y una variación de dureza, ya que la temperatura establecida y los intervalos de tiempo a los cuales se somete el material son elevados, obteniéndose así estructuras duras, impartiendo a este acero una resistencia a la fluencia. Dentro de la discusión de los resultados se presentaron los procedimientos de revestimiento con acero inoxidable dúplex SAE 2283LSi de alabes de turbinas, aplicando el proceso de soldadura GMAW – Pulsado y el proceso GMAW – Pulsado con pulsación. Concluyendo que la mayor dureza se dio en los revestimientos depositados mediante transferencia pulsada con pulsación térmica, también se evaluó el área de la probeta sometida a mayor deformación de acuerdo con los criterios de aceptación establecidos en el párrafo QW – 163 en la Sección IX del Código ASME, Se observó en las muestras de acero SAF 2283LSi expuestas a 18000 s, depositadas empleando transferencia GMAW P, todo llevo a que la aleación más recomendable en condiciones de servicio que impliquen la ocurrencia de cavitación – erosión es el acero SAF 2283LSi.

PALABRAS CLAVE: acero inoxidable, alabes, turbina.

Research Project Theme

Characterization of stainless steels in the manufacture of electric turbine blades.

ABSTRACT

The Development of this work is directed to Characterization of stainless steels in the manufacture of electric turbine blades which made it necessary to study in four chapters, within the theoretical foundation was established information regarding the variables of the investigation, where evidenced that high chromium stainless steels are ferrous alloys with chromium content between 18 and 30% with 0.03 to 1% carbon, contain some alloying elements such as molybdenum, manganese, silicon and nickel. Stainless steels resistant to heat have a wide application for their properties in the food, chemical, pharmaceutical, petrochemical and other uses industries. The characteristics of stainless steel are imparted by chromium and some other element such as nickel. In some stainless steels, this property is imparted by the addition of chromium. Through thermal treatments of heat-resistant stainless steel, hard structures can be obtained by the effect of heat and cooling to water, expecting a massive precipitation of carbides and a variation of hardness, since the established temperature and time intervals to which the material is subjected are high, thus obtaining hard structures, imparting to this steel a resistance to creep. Within the discussion of the results, the processes of coating with stainless steel duplex SAE 2283LSi of turbine blades were presented, applying the GMAW - Pulsed welding process and the GMAW process - Pulsed with pulsation. Concluding that the highest hardness was found in the deposited coatings by pulsed transfer with thermal pulsation, the area of the specimen submitted to greater deformation was also evaluated in accordance with the acceptance criteria established in paragraph QW-163 in Section IX of the Code ASME, It was observed in SAF 2283LSi steel samples exposed to 18000 s, deposited using GMAW P transfer, all led to the most recommended alloy in service conditions involving the occurrence of cavitation - erosion is SAF 2283LSi steel.

KEY WORDS: stainless steel, blades, turbine.

INTRODUCCIÓN

Las turbinas hidroeléctricas representan una de las alternativas de mayor aplicación en la producción de energía. Sin embargo, uno de los principales problemas que afecta a las empresas hidroeléctricas son las grandes pérdidas de material debido a la repetida formación, nucleación y colapso de burbujas que contienen vapor, gas o ambos. Este fenómeno se conoce como cavitación – erosión. Existen varias propuestas accesibles para disminuir o eliminar los daños debidos a este mecanismo, entre las cuales se contempla el uso de revestimientos depositados por soldadura.

Uno de los procesos usados en la recuperación de piezas es el proceso de soldadura al arco con protección gaseosa y electrodo consumible en forma de alambre (GMAW), con transferencia metálica convencional. Una innovación con respecto a este modo lo constituye la transferencia pulsada cuya deposición tipo rociado, se produce en impulsos regularmente espaciados, en lugar de suceder al azar como ocurre en el arco por rociado convencional. Este tipo de transferencia se obtiene cuando se utiliza una corriente pulsada, que es la composición de una corriente de baja intensidad, que existe en todo momento y se denomina corriente de base, y un conjunto de pulsos de intensidad elevada denominada corriente de pico. La intensidad de base sirve para precalentar y acondicionar el alambre que va avanzando continuamente. La gota se desprenderá cuando se alcance la corriente de pico.

Es importante precisar que existe una nueva variante del proceso de soldadura GMAW conocida como GMAW térmico (GMAW doble pulsado, GMAW con pulsación térmica o GMAW doble pulsado con pulsación térmica). El término de pulsación térmica procede del hecho de que un depósito de metal fundido es sometido a una intensa influencia térmica causada por una variación de la potencia del arco con una frecuencia bastante baja que oscila entre 0,5 y 2 Hz.

Dentro del amplio conjunto de propuestas de consumibles para llevar a cabo este tipo de recuperación de piezas por soldadura se encuentran los aceros inoxidables, destacándose dentro de estos el grupo de los Dúplex, constituido por Fe-Cr-Ni-Mo-N que le confiere una microestructura compuesta básicamente, de ferrita y austenita en fracciones volumétricas de 50% aproximadamente.

Cuando los aceros inoxidable dúplex (DSS, Dúplex Stainless Steel) se comparan con los aceros austeníticos, se presentan varias ventajas; entre ellas, una más alta resistencia mecánica, una resistencia a la corrosión superior y bajo precio, debido a su bajo contenido de níquel. Adicionalmente, su empleo resulta ventajoso en ambientes donde los aceros austeníticos típicos resultan inapropiados por presentar corrosión bajo tensiones. El interés en los dúplex en años recientes, deriva de la alta resistencia de los nuevos DSS de alta aleación a la corrosión inducida por cloruro, la cual es un problema de gran preocupación en muchas aplicaciones petroquímicas y marinas. Otra ventaja importante es la gran mejoría en la soldabilidad, lograda por la reducción del contenido de carbono y el aumento del contenido de nitrógeno.

CAPÍTULO I

FUNDAMENTO TEÓRICO

La energía alternativa ha tenido mucho éxito debido a la tecnología de la turbina. Las turbinas se encuentran en la principal parte de la producción energética de tres diversas formas de la energía alternativa. La energía atómica, la potencia del viento, y la potencia hidroeléctrica son energías que se derivan del uso de una turbina y otras máquinas llamadas generadores.

1.1. Turbinas hidráulicas

Una turbina hidráulica es un elemento que aprovecha la energía cinética y potencial del agua para producir un movimiento de rotación que, transferido mediante un eje, mueve directamente una máquina o bien un generador que transforma la energía mecánica en eléctrica. (Arévalo, 2012)

En cuanto a su modo de funcionamiento, se pueden clasificar en dos grupos:

1. **Turbinas de acción:** aprovechan únicamente la velocidad del flujo de agua
2. **Turbinas de reacción:** aprovechan además la pérdida de presión que se produce en su interior

1.2. Tipos de turbinas

Los elementos esenciales de la turbina, estando provisto de álabes en los que tiene lugar el intercambio de energía entre el agua y la máquina. Atendiendo a que la presión varíe o no en el rodete, las turbinas se clasifican en:

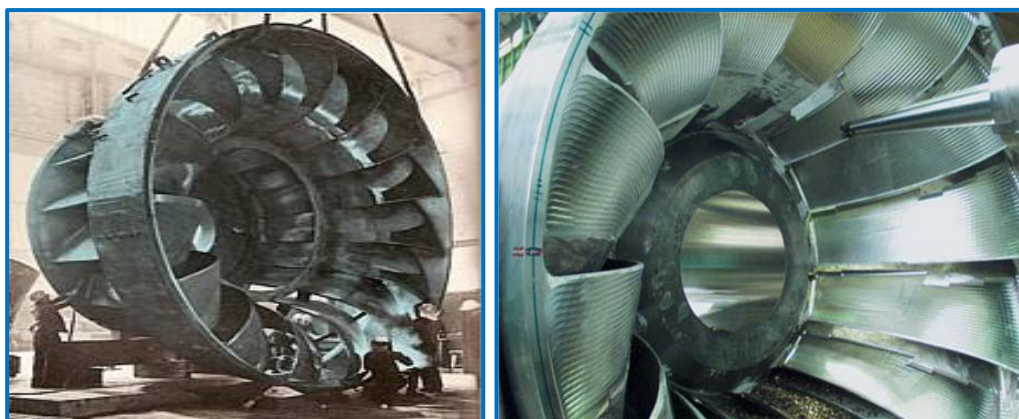
a.- Pelton: conviene para saltos grandes. Caída alta (entre 800 a 2000 pies). Son turbinas de flujo transversal y de admisión parcial. En lugar de contar con álabes o palas se dice que tiene cucharas. Están diseñadas para trabajar con saltos de agua muy grandes, pero con caudales pequeños. Un chorro de agua convenientemente dirigido y regulado, incide sobre las cucharas del rodete que se encuentran uniformemente distribuidas en la periferia de la rueda como se observa en la Figura 1. Debido a la forma de la cuchara, el agua se desvía

sin choque, cediendo toda su energía cinética, para caer finalmente en la parte inferior y salir de la máquina.



Figura 1 RUEDA DE Turbina Paltón

b) Francis: en la Figura 2 se puede observar el rodete de la turbina francis para saltos y caudales medianos e intermedios (entre 200 y 800 pies). Son turbinas de reacción lo cual significa que el fluido cambia de presión a medida que se desplaza a través de la turbina, perdiendo su energía. Se necesita una carcasa para contener el caudal de agua. Existen algunos diseños complejos que son capaces de variar el ángulo de sus álabes durante su funcionamiento. La admisión tiene forma de espiral, los álabes directores dirigen el agua tangencialmente hacia el rodete. Este flujo radial actúa sobre los álabes del rodete, causando que este gire. Los álabes directores, también conocidos como álabes giratorios, distribuidores pueden ser ajustables para permitir un funcionamiento eficiente en un intervalo amplio de condiciones del caudal de agua (Carrión, 2014).



c)

Figura 2 Rodete de turbina Francis

Kaplan: para saltos pequeños menores de 200 pies. Son turbinas axiales, como se observa en la Figura 3 tienen la particularidad de poder variar el ángulo de sus palas durante su funcionamiento. Están diseñadas para trabajar con saltos de agua pequeños y con grandes caudales.



Figura 3 Turbina kaplan.

1.3. Operación y Plan de mantenimiento de turbinas

Entre los equipos más complejos y costosos que se utilizan en la generación de energía se encuentran las turbomáquinas, particularmente las turbinas. Su operación debe vigilarse de manera continua tanto para detectar fallas potenciales o incipientes como para programar su mantenimiento, a fin de aumentar su confiabilidad, disponibilidad y vida útil. También resulta crucial que las tareas de mantenimiento de este tipo de equipos se efectúen con rapidez para reanudar lo antes posibles la generación de energía (Cevallos, Juan; Macas, Diego, 2012).

El sistema de eléctrico de un país cuanto con varias plantas de generación de generación de energía de diferentes tipos y capacidades. Cada una de ellas incluye una gran cantidad de equipos rotatorios, que enfrentan diversos problemas que hacen necesario mejorar las prácticas de operación y mantenimiento. Algunos problemas que se pueden mencionar son la reducción de los recursos necesarios para el mantenimiento de las plantas existentes y para la construcción de nuevas, la vida útil de diseño de los equipos principales, deterioro de las turbinas debido al fenómeno de cavitación y la demanda de energía.

Estudios realizados en Estados Unidos indican que el costo de mantenimiento representa entre un 15% y 40% de los costos totales de la producción de las centrales de generación típicas. Otras estadísticas revelan que de 10% a 300% de todo el tiempo perdido en las plantas de generación se debe a fallas en los equipos rotatorios. Son estas algunas razón por las que es de suma importancia conocer los mecanismos de deterioro que sufre un generador para tomar medidas correctivas que detengan el proceso, con el fin de evitar daños catastróficos que impliquen salidas no programadas para dar mantenimiento, que finalmente reducen la eficiencia y afecta la disponibilidad de energía. En este artículo se discuten algunos mecanismos de deterioro que se han encontrado en el estator (devanado y núcleo) y el rotor de generadores por el proceso natural de envejecimiento y por operación anormal (Chen, 2015).

El plan de mantenimiento está previsto para conocer el estado actual y la evolución futura de los equipos principales de la central, obteniendo la máxima información de cómo el funcionamiento afecta a la vida de la turbina, del generador y del transformador, con el objetivo de detectar cualquier anomalía antes de que origine un grave daño y una parada no programada. Este plan de mantenimiento, complementado con el ordinario, se ha convertido en una herramienta fiable para asegurar la disponibilidad de los grupos. Básicamente consiste en la aplicación de las técnicas siguientes:

1.3.1. Vibraciones y pulsaciones:

Durante el funcionamiento de una central eléctrica el grupo turbina - generador está sometido a la acción de diferentes fuerzas perturbadoras; el identificar y evaluar las vibraciones y pulsaciones presentes en la unidad, separando aquellas que son propias del funcionamiento de la misma, de aquellas otras que tienen su origen en el funcionamiento anómalo de alguno de sus elementos se realiza mediante el estudio y el análisis de dichas vibraciones y pulsaciones. El proceso de seguimiento y diagnóstico se realiza en las fases siguientes:

a.- Documentación. - Se incluye el espectro base como punto de partida para determinar la aparición de problemas en el grupo, así como los planos y una hoja con los datos más significativos de la unidad.

b.- Conocimiento de la máquina. - Las características constructivas y de funcionamiento determinan el tipo de posibles defectos y la vibración resultante de los mismos, lo cual hace necesario el conocimiento profundo de la máquina, de sus condiciones de funcionamiento y de los fenómenos asociados al mismo.

c.- Criterios de valoración. - Una vez que un defecto ha sido localizado e identificado, se determina su grado de importancia; para la valoración se considera tanto el nivel como las características del mismo. El criterio para la evaluación se basa en la existencia de un banco de datos representativo así como en las medidas históricas de la unidad.

d.- Análisis de aceites: El análisis del aceite lubricante o del aceite de regulación complementa el diagnóstico mecánico del estado de la unidad, los análisis que se realizan sobre la muestra del aceite incluyen las determinaciones de viscosidad cinemática, oxidación, acidez, contenido en agua, aditivos y contenido en metales de desgaste y de contaminación.

El análisis de los resultados obtenidos de los ensayos realizados sobre una muestra del aceite, tomada según un procedimiento adecuado, sobre la base de la experiencia y la existencia de un banco de datos amplio y representativo, conduce al diagnóstico del estado del mismo, detectando la existencia o no de un defecto, identificando el mismo y evaluando su importancia (Consejo Nacional de Electricidad, 2013).

1.3.2. Trabajos de lubricación

Las partes móviles de una turbina son muchas y por eso algunas necesitan lubricación para disminuir su desgaste, entre ellas están las toberas y la válvula de tobera de freno son lubricados por la operación y no requieren lubricación adicional, los cojinetes articulados del varillaje de regulación y el pistón de guía del servomotor del deflector deben engrasarse una vez por mes, y los órganos de cierre si es necesario deben engrasarse trimestralmente. Los deflectores están guiados en cojinetes de teflón reforzados con fibra de vidrio exentos de mantenimiento y no requieren lubricación (Godoy, 2014).

1.3.3. Controles funcionales

Mensualmente deben controlarse el funcionamiento de los sistemas de seguridad, como interruptores límites, presostatos, medición de velocidad, etc. Trimestralmente se debe

controlar el funcionamiento de los empaques por medio del caudal de aceite y de agua de fuga. Anualmente debe controlarse el funcionamiento y el hermetismo de todas las válvulas y grifos.

1.3.4. Trabajo de mantenimiento resultante del servicio

Con el fin de eliminar sedimentos de arena en la tubería anular se debe lavar la tubería abriendo la válvula de vaciado. La limpieza de cilindro de agua del servomotor del deflector de cuerpos extraños se realiza cerrando la alimentación de agua, retirar el tornillo de vaciado del cilindro de agua y lavar la tubería y el cilindro abriendo la válvula. La manutención de los filtros de los filtros de aceite y de agua debe hacerse de acuerdo a las instrucciones del fabricante, la frecuencia de estos trabajos de mantenimiento se rige de acuerdo al grado de ensuciamiento de cada componente (Lazo, 2015).

1.3.5. Controles periódicos en el rodete

Desde el momento de la puesta en servicio de un rodete debe controlarse a fisuras y desgastes en los periodos indicados a continuación:

Tabla 1 Controles periódicos de rodete

24 horas de servicio	Control visual
450 horas de servicio	Control visual
900 horas de servicio	Control a fisuras superficiales en los cangilones y en la raíz de los mismos.
1800 horas de servicio	Control visual
4000 horas de servicio	Control a fisuras superficiales en todo el rodete. Este control debe repetirse cada 4000 horas.

Fuente: Página web de las Centrales hidroeléctricas Ecuador.

Estos intervalos de tiempo se repiten para rodetes en los que fueron efectuados soldaduras de reparación.

1.3.6. Revisiones

Cada 8000 horas de servicio hay que someter la turbina a una revisión completa. Para ello es necesario realizar los siguientes trabajos:

a.- Control del rodete a fisuras y superficies desgastadas.- Especial atención hay que dedicar a los cangilones y el pasaje cangilón-cubo de rodete. Si se encuentran fisuras no se

debe continuar usando el rodete. Montar un rodete de reserva y reparar el rodete defectuoso según instrucciones para soldaduras de reparación.

b.- Controlar a desgaste las puntas de aguja, asientos y cuchillas de deflector de las toberas.- Si se encuentran fallas cambiar la pieza con una de repuesto.

c.- Controlar el llenado y el estado del aceite, de ser necesario cambiarlo o filtrarlo.- Antes de poner aceite nuevo es necesario filtrarlo. Fineza 5 μm .

d.- Controlar a asiento firme uniones de tornillos, pernos y seguros en toda la turbina.

e.- Controlar si el pintado tiene fallas y/o corrosión en la superficie en contacto con agua en especial la superficie de la tubería anular y del foso de la turbina.- Partes falladas hay que desoxidar y proteger con pintura de acuerdo a las instrucciones de conservación.

f.- Durante la revisión es necesario realizar todos los trabajos descritos anteriormente (Lazo, 2015).

1.4. Rendimiento de una turbina

El rendimiento o eficiencia de una turbina se define como el cociente entre la energía producida por la misma y la energía disponible. Básicamente consiste en la medida de los diferentes parámetros que definen el rendimiento de una turbina, esto es: caudal, potencia en el eje y salto neto. De estos el más importante puede decirse es el caudal, el cual puede determinarse utilizando diferentes métodos entre los que se pueden mencionar los absolutos del diagrama de tiempo – presión (método de Gibson) y de ultrasonido, y el relativo de Winter – Kennedy. La elección del método de medida dependerá de las características de la instalación, de los pasajes hidráulicos de la turbina, del salto, etc. (Lozano, 2016).

Múltiples son las razones que hacen necesario la realización de ensayos de rendimiento, la importancia relativa de la misma dependerá de las condiciones específicas de la máquina, de las peculiaridades de la instalación, del tipo de explotación, etc. No obstante, se pueden resumir a grandes rasgos:

- Verificar que se cumplen las garantías contractuales ofrecidas por el fabricante, comprobando que la potencia garantizada se consigue sin penalizar el rendimiento, esto es, mediante un caudal turbinado no mayor que el especificado.
- Valorar la posibilidad de un incremento de la energía producible acometiendo el cambio de rodete de la turbina.
- Controlar la pérdida de rendimiento de la instalación a lo largo de los años.
- Determinar las pérdidas de salto que se producen en los diferentes elementos de la instalación (conducción forzada, válvulas, desagüe, etc.).

Es aconsejable que los ensayos de rendimiento los realice una compañía independiente, la cual garantice los resultados obtenidos, acabando así con la práctica de que sea el propio fabricante de la turbina el que lo realice. El personal que realice tanto los ensayos como el informe final debe tener la preparación y experiencia suficiente.

1.5. Fenómenos de degradación mecánica de los componentes de las turbinas

1.5.1. Cavitación

Se define como cavitación la repetida formación, nucleación y colapso, dentro de un líquido, de burbujas o cavidades que contienen vapor, gas o ambos. La Cavitación se define como la nucleación repetida, crecimiento y colapso violento de burbujas de vapor en un líquido. Cuando un líquido es expuesto a tensiones de esfuerzo altas, se forman burbujas de vapor en vacío, o burbujas, dentro del líquido. Si un líquido que contiene burbujas es sometido a esfuerzos de compresión, aumentando la presión del fluido, estas burbujas tienen a colapsar, generando los efectos de erosión sobre la superficie del sólido donde ocurre la explosión de las burbujas (Minaya, 2012).

Según Fernando Andrés Figueroa, es el fenómeno que ocurre en una corriente de un fluido al disminuir la presión en un punto de la misma por debajo de la presión de vaporización P_v , produciéndose burbujas de vapor (cavidades), las cuales al llegar a una zona aguas abajo, donde la presión sea superior a la P_v , implotan ocasionando la erosión de las paredes del ducto en contacto con esta zona. Cuando la cavitación ataca una superficie sólida, ondas de choque son emitidas en el fluido y en las estructuras cercanas, como en el rodete, generándose sobre presiones de 0,5 hasta 2,5 Gpa, en el orden de micros

segundos. Por lo que cada implosión genera grandes impulsos de fuerzas en muy poco tiempo, este impulso, se propaga en el álabe en forma de pequeños tipos de onda en una amplia banda de frecuencias, acorde con las características dinámicas de la vibración y patrones de propagación en cada máquina. Estas se extienden fácilmente en varios cientos de Kilohertz (kHz) hasta la zona de impacto. La repetición de estas amplias pulsaciones son las causantes de la erosión en las zonas afectadas, que es donde las burbujas de vapor colapsan.

Según Espitia S. Luis A, en general la cavitación se origina por la disminución de la presión hidrostática en el líquido, producida por el movimiento del líquido (Cavitación por flujo) o por límites con un sólido (Cavitación por vibración) (Narváez, 2012).

1.5.2. Tipos de cavitación

Son numerosas las posibilidades de clasificación de este fenómeno: según la forma en que se produce (por reducción de tensiones en el líquido, por introducción de energía), según su grado de desarrollo (incipiente, desarrollada, supercavitación y cavitación desinente). (Ntahanson, 2017)

Otra ordenación más descriptiva y operativa, pues hace referencia directa a la forma en que empíricamente se ha observado que esta sucede, nos habla de cavitación de burbujas separadas (*bubble cavitation*), cavitación de lámina (*sheet cavitation*) o cavitación de vórtice (*vortex cavitation*). Las posibles variaciones del punto de funcionamiento de las turbinas –tanto de salto como de caudal hacen posible que se puedan producir diferentes tipos de cavitación en las mismas.

a.- Cavitación por flujo: Si en una región específica de un líquido en movimiento la presión local cae por debajo de la presión de vapor del líquido, las burbujas nucleas y crecen hasta un tamaño estable y son transportadas por el flujo. Cuando se alcanza una región donde la presión es mayor estas burbujas se vuelven inestables e implotan violentamente. Este tipo de cavitación ocurre comúnmente en: turbinas, tuberías, bombas hidráulicas, válvulas, venturis entre otros.

b.- Cavitación por vibración: Cuando un líquido estacionario es sometido a presiones vibratorias fluctuantes, estas fluctuaciones son suficientes para crear, crecer y colapsar

burbujas. Este tipo de cavitación es típica por ejemplo, en motores diesel en línea y en sistemas de bombeo con altas cabezas de presión.

c.- Cavitación ultrasónica (CU): Cuando un líquido estacionario es sometido a fluctuaciones de presión por efecto de vibraciones en el sistema, estas vibraciones pueden aportar suficiente energía como para que se produzca la nucleación y posterior crecimiento, estabilización y colapso de las burbujas produciendo erosión en los sólidos que se encuentren en la cercanía de las burbujas de vapor del líquido del sistema (Pardavila, Francisco; Jemio, Luis, 2015). La caracterización de materiales induciendo cavitación – erosión por medio de un oscilador ultrasónico está fundamentado en este principio de generación de cavitación en un fluido hidrostático. Este método produce daño por cavitación en la superficie de una muestra sumergida en un líquido por medio de vibraciones de alta frecuencia.

A pesar de que el mecanismo por el cual se induce la cavitación en este método de CU es diferente al que se genera en sistemas de flujo hidráulicos, el daño ocasionado en la muestra en estudio es muy similar al presenciado en estos sistemas. De forma tal que el método proporciona a pequeña escala y de forma relativamente sencilla, una técnica para caracterizar la resistencia a la cavitación – erosión de una muestra, estudiando detalladamente las fases del daño producido en la superficie del sólido.

Este método utiliza un transductor oscilador de 20-kHz de frecuencia. Cuando el cabezal del oscilador se sumerge en el líquido de operación, es creada una zona de baja presión inmediatamente por debajo de la superficie del cabezal favoreciendo la nucleación y crecimiento de una nube de burbujas (conglomerados de burbujas en el fluido) que, durante los efectos vibratorios, genera el colapso de dichas burbujas sobre la muestra en estudio. En la Figura 5 se muestra el esquema de funcionamiento del equipo requerido para realizar los procedimientos experimentales por medio de CU.

d.- Cavitación de entrada extradós o cara de succión (*Extradós inlet cavitation o leading edge cavitation*). Puede producir erosiones profundas en un corto período de exposición, ya que es la forma más dañina de cavitación en máquinas hidráulicas. Acostumbra a producirse cuando la turbina trabaja con saltos mayores que los de diseño.

e.- Cavitación de entrada intradós o cara de presión (*Intrados inlet cavitation*). Ídem que el anterior, pero resultado de trabajar con saltos bajos.

f.- Cavitación producida por vórtices a carga parcial (*Part-load vortices*). Debida a las características del flujo que circula por los canales del rodete cuando se trabaja a cargas muy bajas. Se caracteriza por la aparición de torbellinos cavitantes paralelos que inducen un derrame fuertemente tridimensional en los canales del rodete. El peligro de erosión es bajo, produciendo ruido (aunque de menor intensidad respecto a la cavitación de entrada intradós, p. e.) (Pardavila, Francisco; Jemio, Luis, 2015).

1.5.3. Cavitación – Erosión

La Cavitación – Erosión es un fenómeno físico que consiste en la degradación mecánica de los materiales a causa de la cavitación en líquidos. Las cargas mecánicas en la superficie de un sólido que está expuesto a la cavitación son producidas por la distribución asimétrica de los colapsos de las burbujas del líquido que están cercanas a dicha superficie. Estos ciclos de cargas tienden a ser muy localizados y, debido a que pueden ser muy severos dependiendo del diferencial de presión a la que se encuentren sometidas las burbujas del líquido, puede originarse una deformación sustancial de la superficie del material expuesto a la cavitación (Lazo, 2015). En todas las situaciones que involucran cavitación un gran número de burbujas son generadas al mismo tiempo creando una agrupación de las mismas. El efecto erosivo de estas burbujas es dependiente de factores como la presión hidrostática, tamaño del grupo de burbujas, distancia a las superficies sólidas, tamaño medio, la temperatura y densidad del líquido.

La erosión es atribuida primero al violento colapso de las burbujas que se encuentran lejos de la superficie, es decir en el cuerpo del líquido. Este colapso se da en tiempos muy cortos (nanosegundos) y genera una onda de choque en el líquido. Este pulso de presión resultante impacta la superficie produciendo huecos o indentaciones micrométricas. Por otro lado, las burbujas que se encuentran en contacto o muy cercanas a la superficie sólida colapsan formando un “microchorro” de líquido de alta velocidad que es dirigido a la superficie del material. La acción repetida de estos procesos produce pérdida de masa en una superficie específica del material sólido. Según Bombin R, el total de la energía inherente transferida por los aglomerados de las burbujas al material sólido es absorbido o dado el caso, dispersado por el sólido como ondas de choque hacia el fluido.

El sólido absorbe la energía de impacto sea por deformación elástica, plástica o por la generación de grietas de fractura, efectos que inducen la generación de la erosión superficial del material sometido a la cavitación.

La erosión está generalmente relacionada con la pérdida de peso del material sólido que se encuentra expuesto a la cavitación y, en la mayoría de los materiales, está precedida por el periodo de incubación durante el cual el sólido tiende a deformarse plásticamente sin pérdidas significativas de masa. Después de esta fase, la tasa de erosión tiene un comportamiento no lineal que varía en función de las propiedades mecánicas del material expuesto a la cavitación. La Figura 4 muestra esquemáticamente el fenómeno de nucleación y colapso de burbujas y la emisión de ondas de choque (Chen, 2015).

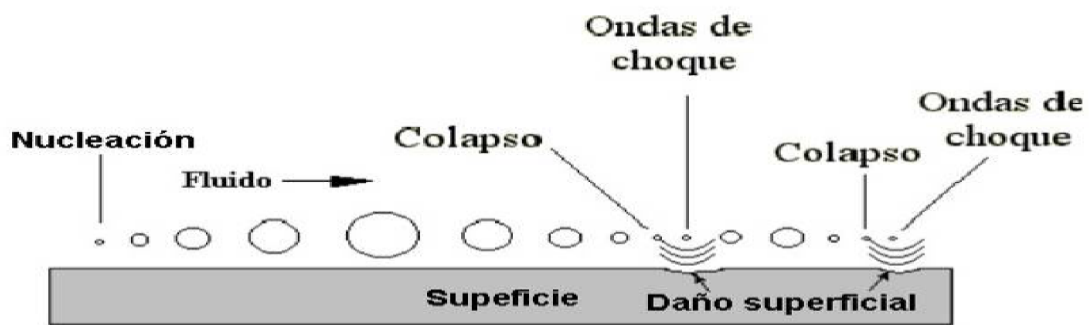


Figura 4 Representación esquemática del fenómeno de nucleación, colapso de burbujas y la emisión de ondas de choque.

Una de las prácticas más comunes para interpretar y evaluar erosión por cavitación es la utilización de curvas de erosión acumulada en función del tiempo y tasa de erosión en función del tiempo. La Figura 6 muestra este tipo de curvas las cuales representan el comportamiento típico de un material sometido a un ensayo vibratorio de cavitación.

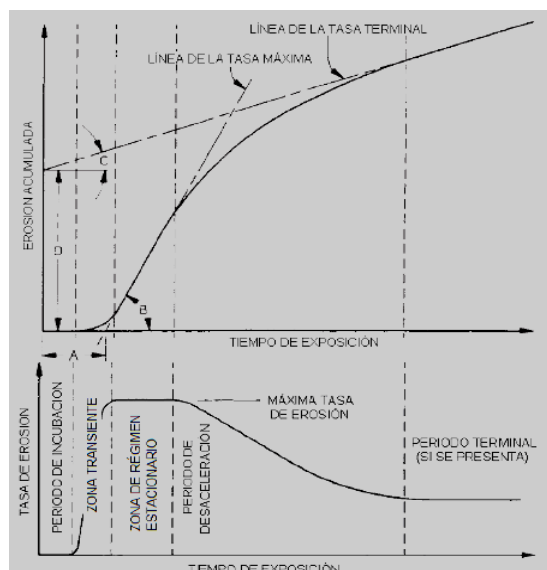


Figura 5 *Comportamiento de materiales sometidos a ensayos de erosión por cavitación. Periodos característicos de la gráfica tasa de erosión-tiempo y parámetros para representación de la curva erosión acumulada-tiempo.*

La tasa de desgaste obtenida en un ensayo vibratorio de erosión por cavitación no es constante en el tiempo, sino que pasa a través de varios periodos.

Período de incubación: Etapa inicial durante la cual la tasa de erosión es cero o despreciable comparada con la que se observa en los periodos siguientes.

Fase de aceleración: etapa en la cual se registra un incremento progresivo de la tasa de pérdida de masa durante el ensayo. Esta fase está asociada a la deformación plástica del material antes de registrar la velocidad máxima de erosión.

Fase de máxima tasa de erosión: fase en la cual es registrada la máxima velocidad de erosión producto de la deformación inducida por la cavitación durante la fase de aceleración.

Fase de desaceleración: periodo en el cual la muestra en estudio desarrolla una tasa constante de pérdida de masa. En este punto, las mediciones presentadas en la curva v-e tienden a estabilizarse, siendo un buen momento para terminar el ensayo. En la curva pm, la pendiente desarrollada por las mediciones de pérdida de masa está íntimamente relacionada con las propiedades mecánicas de la muestra en estudio, siendo única para cada material puesto que depende de la estructura cristalina, defectos morfológicos y en general, propiedades particulares de cada material.

El proceso de desgaste que sufre un material por cavitación - erosión se puede describir de la siguiente manera: La primera etapa (periodo de incubación) está asociada al comportamiento de deformación plástica del material, debido a esta extensa deformación plástica se forman pequeños cráteres en la superficie del material, con el paso del tiempo la densidad de cráteres se incrementa formándose severas ondulaciones en la superficie y se acumula material alrededor de los cráteres, hay nucleación de grietas en la superficie y dentro de los cráteres y a medida que aumenta la exposición a la cavitación, éstas grietas empiezan a propagarse hasta que se encuentran con otras adyacentes, de manera que el

material rodeado por grietas se desprende llevando a la formación de orificios (pits) en la superficie (Arévalo, 2012).

1.5.4. Otros tipos de cavitación

a.- Cavitación de antorcha. - Aparición de un vórtice cavitante - llamado antorcha- en el tubo de aspiración cuando se trabaja a cargas parciales o con sobrecargas. Esta antorcha provoca oscilaciones de presión que pueden traducirse en fluctuaciones no deseadas de par en el eje de la turbina, acompañado de un notable nivel de vibraciones.



Figura 6 Antorcha observada en banco de pruebas.

b.- Cavitación por desprendimiento de vórtices de Von Karman (*vortex shedding cavitation*). Localizada a partir del borde de salida del álabe y debida a la cavitación de los vórtices desprendidos.

c.- Cavitación en las juntas (*Gap cavitation*). Aparece en un flujo a alta velocidad resultado del contacto entre dos zonas a diferente presión.

d.- Cavitación en las directrices. Puede ocurrir cuando el perfil de los álabes del distribuidor no está adaptado a las condiciones hidrodinámicas del punto de trabajo.

Nuestro estudio prestará especial atención a cuatro de todas las posibilidades de cavitación enumeradas. Concretamente:

- Cavitación de burbuja
- Cavitación de Von Karman
- Cavitación a la entrada del álabe

- Cavitación a la salida del álabe

1.5.5. Factores críticos de los daños por cavitación

La condición esencial que regula la cavitación es el flujo inestable de los fluidos. Un flujo de fluidos inestable se afecta, a su vez, por las propiedades del fluido en sí, las características físicas de las superficies que contienen al líquido, tales como; superficies rugosas, discontinuidades agudas, cambios rápidos de dirección y cambios abruptos en la sección transversal. Las prácticas operativas de los equipos, como vibraciones, caudales excesivamente altos, suministro insuficiente de fluido al lado de la succión de las bombas y la operación de las válvulas en posiciones parcialmente abierta o cerrada (Consejo Nacional de Electricidad, 2013).

1.5.6. Identificación de los daños por cavitación

La cavitación típica produce una pérdida de metal penetrante, rasgada y con apariencia esponjosa, aun en materiales dúctiles. La región afectada está libre de depósitos y productos de corrosión acumulados si la cavitación ha sido reciente, en la Figura 7 se ilustra los daños por cavitación-erosión en turbinas tipo francis (Lazo, 2015).

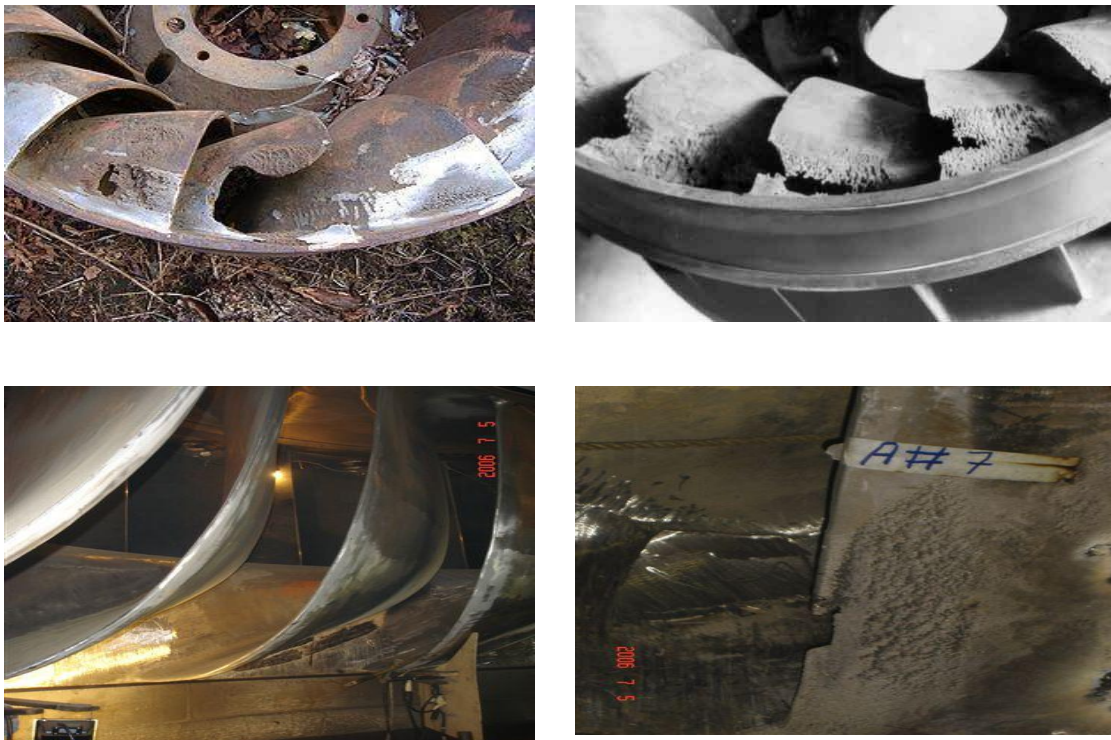


Figura 7 Daños por cavitación en álabes de turbinas Francis

1.5.7. Disminución o eliminación de los problemas ocasionados por la cavitación

Hay varias propuestas accesibles para disminuir o eliminar los problemas de daños por cavitación, ya que el daño ocasionado en los materiales está influenciado en forma significativa por factores tales como la naturaleza corrosiva del fluido cavitante y la intensidad de la cavitación. Sin embargo, se observa que la resistencia se relaciona de manera general con la dureza y la ductilidad del metal. Si la intensidad de la cavitación es baja y la corrosión es un factor acelerador significativo, alteraciones en el ambiente mediante el uso de inhibidores apropiados pueden ser útiles. (Cevallos, Juan; Macas, Diego, 2012)

La alteración de procedimientos operativos, implica minimizar la frecuencia y la magnitud de los cambios de presión localizados. En la práctica, esto comprende acciones tales como eliminar o reducir la magnitud y la frecuencia de la vibración, mantener una alimentación adecuada al lado de la succión del impulsor o impelente de una bomba, reducir la velocidad del flujo a través de un intercambiador de calor.

En algunos casos el rediseño de los equipos ha resultado ser útil, empleando modificaciones como aumento de los radios de las curvaturas, armonizando de esta manera los contornos de la superficie con el fin de reducir los sitios de formación de núcleos para burbujas, incrementar la presión en el sistema, eliminación de discontinuidades superficiales y el uso de recubrimiento. Son algunas propuestas que contribuyen a contrarrestar o disminuir el daño por cavitación.

1.6. Materiales empleados en la fabricación de turbinas

Los aceros inoxidable, según la American Welding Society (AWS) ⁽⁸⁾, son aceros aleados con un contenido de cromo nominal por encima al 12% en peso. Este constituyente garantiza que se forme en la superficie una capa pasiva extremadamente fina y estable de óxido de cromo (Cr_2O_3), confiriéndole resistencia al ataque de sustancias químicas y a la oxidación. (Vélez, 2013)

1.6.1. Clasificación de los aceros Inoxidables

Según su estructura

De acuerdo a la ASM, todas las aleaciones comprendidas dentro del grupo de aceros inoxidable, tienen en común un mínimo de 10,5% de cromo, no más de 1,5% de carbono y hierro como elemento mayoritario, junto a otros elementos simples de aleación tales como: níquel, manganeso o molibdeno. Son estos elementos de aleación, principalmente de cromo y níquel, los que tienen un efecto marcado sobre la microestructura del acero, permitiendo dividirlos en cinco grupos:

Igualmente, el Instituto Americano del hierro y del acero (AISI) clasifica los aceros inoxidable de acuerdo a su composición química, asignándoles una numeración a las distintas aleaciones. La tabla 1 muestra así la clasificación de la serie AISI para los tres tipos más comunes de aceros inoxidable, con sus respectivos elementos aleantes. (Pardavila, Francisco; Jemio, Luis, 2015)

a) Aceros inoxidable Martensíticos; son esencialmente aleaciones de cromo y carbón que poseen una estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (bcc), son generalmente resistentes a la corrosión sólo en ambientes relativamente suaves. El contenido de cromo se encuentra entre 10,5 al 18 % y el contenido de carbono puede exceder de 1,2 %. Los elementos como niobio, silicio, tungsteno, y vanadio son añadidos para modificar la respuesta a la atenuación después del endurecimiento. Las pequeñas cantidades de níquel pueden ser añadidas para mejorar la resistencia a la corrosión en algunos medios y mejorar la dureza. El azufre o el selenio son añadidos para mejorar la maquinabilidad.

b) Aceros inoxidable Ferríticos; poseen una estructura cristalina bcc. El contenido de cromo se encuentra entre 10,5 al 30 %. En algunos casos pueden contener molibdeno, silicio, aluminio, titanio, y niobio ya que confiere características particulares. El azufre o el selenio pueden ser añadidos, como en el caso de los aceros austeníticos, para mejorar la maquinabilidad. Los aceros ferríticos son ferromagnéticos, pueden tener buena ductilidad pero a elevadas temperaturas son menos resistentes que los aceros austeníticos. La dureza puede ser algo limitada a bajas temperaturas.

c) Aceros inoxidable Austeníticos; tienen una estructura cristalina cúbica centrada en las caras (fcc). estructura que se alcanza mediante el empleo de elementos austenizantes como el níquel, manganeso y nitrógeno. Estos aceros son esencialmente no magnéticos en condición templada y pueden ser endurecidos mediante trabajos en frío, por lo general

poseen propiedades criogénicas excelentes y buena resistencia a altas temperaturas. El contenido de cromo generalmente varía del 16 a 26 %; níquel, hasta aproximadamente el 35 % y manganeso, hasta el 15 %.

d) Aceros inoxidables endurecibles por precipitación: son aleaciones de cromo níquel que contienen elementos que endurecen por precipitación, tales como cobre, aluminio, titanio. Estos aceros pueden ser austeníticos o martensíticos en condición templada. Aquellos que son austeníticos en la condición templada son con frecuencia transformables a martensita por acondicionamiento de tratamientos de calor. En la mayoría de los casos, estos aceros inoxidables alcanzan altos valores de dureza debido a la martensita.

e) Aceros inoxidables Dúplex; poseen una estructura cristalina variada de ferrita bcc y austenita fcc. Los principales elementos aleantes son cromo y níquel, pero el nitrógeno, el molibdeno, el cobre, el silicio, y el tungsteno pueden ser añadidos para controlar el equilibrio estructural e impartir ciertas características de resistencia a la corrosión. Los aceros inoxidables dúplex poseen una mayor resistencia a la corrosión y al agrietamiento en caliente que sus homólogos austeníticos. La dureza de aceros inoxidables dúplex se encuentra entre los valores reportados por los austeníticos y los ferríticos. (Godoy, 2014)

Tabla 2 Clasificación de los aceros inoxidables series AISI/SAE

Clasificación de las series AISI	Aleación Tipo
2XX	Cromo – Níquel – Manganeso
3XX	Cromo – Níquel
4XX	Cromo

f.- Aceros inoxidables ferríticos-austeníticos (Dúplex)

Dentro del amplio conjunto de los aceros inoxidables, se destaca el grupo de los Dúplex, constituido por Fe-Cr-Ni-Mo-N que le confiere una microestructura compuesta básicamente, de ferrita y austenita en fracciones volumétricas de 50% aproximadamente.

R. Fedele, R. Duarte y S. Giampietri, expresan que la formación de esta microestructura ocurre a partir de la solidificación de ferrita en el metal líquido, en un intervalo de temperatura comprendido entre 1490 °C y 1440 °C, seguida de la precipitación por nucleación y crecimiento a 1200 °C de austenita, en estado sólido. Cuando hay un enfriamiento rápido, entre 1200 °C y los 800 °C, la precipitación de austenita es suprimida y precipitan nitruros de cromo en la matriz ferrítica. Si un acero es trabajado en caliente bajo los 1000 °C, su microestructura no es estable y puede ocurrir precipitación de la fase sigma o nitruros de cromo con pequeñas alteraciones en su microestructura. La aparición de estas fases puede perjudicar el desempeño de los aceros inoxidable dúplex en cuanto a propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión y soldabilidad.

Cuando los aceros inoxidable dúplex (DSS) se comparan con los aceros austeníticos, se presentan varias ventajas, entre ellas, mayor resistencia mecánica, resistencia a la corrosión superior y bajo precio debido a su bajo contenido de níquel. Algunas ventajas pudieron ser obtenidas del uso de DSS en ambientes donde los aceros austeníticos típicos que eran inapropiados por presentar corrosión bajo tensiones. El interés en los dúplex en años recientes, deriva de la alta resistencia de los nuevos DSS de alta aleación a la corrosión inducida por cloruro, el cual es un problema de considerable importancia en muchas aplicaciones petroquímicas y marinas. Otra ventaja importante es la gran mejora en la soldabilidad, lograda por la reducción del contenido de carbono y aumento del contenido de nitrógeno. (Carrión, 2014)

Debido a su estructura de grano fino, son obtenidos los valores de resistencia a la fluencia dos veces mayor que los de los grados austeníticos, en el material en estado de recocido sin pérdida sustancial en la tenacidad. Es importante señalar, que los dúplex son menos convenientes que los aceros austeníticos sobre los 250 °C y por debajo de -50 °C, debido al comportamiento frágil de la ferrita a estas temperaturas.

Un factor de importancia económica es el bajo contenido de níquel (bastante costoso), usualmente de 7% comparado con 10% o más que los grados austeníticos, como resultado de lo cual el ciclo de vida de costo de los DSS es el más bajo en muchas aplicaciones. En la pasada década hubo un uso creciente de nitrógeno como elemento aleante, estabilizador de la austenita, por lo que sustituye al níquel en este aspecto. Como resultado de esto, la reformación de la austenita durante la soldadura se ha vuelto más rápida, además de las

mejoradas propiedades anticorrosivas, en particular la resistencia a la corrosión por picadura y a la corrosión bajo tensiones en ambientes de alta concentración de cloruros. En función de los intervalos composicionales, podemos establecer tres grupos principales en los aceros inoxidables dúplex:

a) Dúplex 2304: (23Cr4Ni) (EN 1.4362). Constituye la aleación dúplex más básica. No incluyen al Mo en su composición, por lo que sus ventajas económicas son mayores. Presenta una resistencia a la corrosión similar a la del 1,4404, pero con propiedades mecánicas típicas de los dúplex.

b) Dúplex 2205: (22Cr5Ni3Mo) (EN 1,4462). Se trata del acero inoxidable dúplex más comúnmente empleado.

c) Dúplex 2507: (25Cr7Ni3.5Mo) (EN 1,4410). Está caracterizado por un PREN muy elevado. Son aceros conocidos como superdúplex, presentan unas propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión más elevadas que los anteriormente citados.

a) Microestructura: los aceros inoxidables dúplex, como su propio nombre indica, están constituidos por una microestructura dual austenita-ferrita, encontrándose ambas fases en una relación que generalmente es 50/50, pero que puede llegar a ser 40/60 o incluso 30/70 y viceversa. Este carácter bifásico es el que concede a los dúplex su notable combinación de propiedades. La optimización de la composición química junto con los tratamientos térmicos adecuados permitirá obtener el comportamiento más interesante de estos materiales. (Godoy, 2014)

La solidificación de los dúplex ocurre en el campo ferrítico, y es durante el proceso de enfriamiento cuando una parte de la ferrita se transforma en austenita. La microestructura dúplex lleva implícita la presencia de dos fases con composiciones químicas diferentes: la ferrita se encuentra lógicamente enriquecida en elementos con carácter alfégeno (tales como cromo, molibdeno o silicio), mientras que la austenita lo estará en elementos gammágenos (nitrógeno, níquel, carbono, etc.).

Los dúplex presentan una alta tendencia a la precipitación de compuestos intermetálicos (como fases σ , χ , nitruros, etc.) por tratamientos térmicos a temperaturas comprendidas entre 300 y 1000°C. Este hecho es debido al elevado contenido de los dúplex en elementos que favorecen la citada precipitación, como son el cromo y el molibdeno. Además, y dado

que dichos elementos se concentran principalmente en la ferrita, esta fase será especialmente susceptible a tal transformación. Estos precipitados tienen efectos perjudiciales tanto en las propiedades mecánicas como en las de resistencia a la corrosión. Es por ello que estos materiales son aplicables únicamente a temperaturas de hasta 250-300°C.

b) Propiedades físicas: estos materiales presentan un bajo coeficiente de expansión térmica, lo que permite que sean susceptibles de aplicarse en condiciones en las que existan ciclos térmicos. La conductividad térmica de los dúplex es mayor que la de los austeníticos, lo que asociado a su bajo coeficiente de expansión térmica y la posible reducción en el espesor (debido a su mayor resistencia mecánica), hace que estas aleaciones puedan ser utilizadas en intercambiadores de calor. El fuerte comportamiento magnético, dado por la presencia de un 50% de ferrita, permite el empleo de sujeciones magnéticas durante el mecanizado.

c) Propiedades mecánicas: como ya se ha indicado, el comportamiento a tracción de los dúplex es notablemente superior al de los austeníticos, especialmente en lo que al límite elástico se refiere. En lo que respecta a la resistencia al impacto, el comportamiento de los dúplex es intermedio entre el de los inoxidable austeníticos y el de los ferríticos. La tenacidad es satisfactoria hasta temperaturas de -60°C. Sin embargo, la presencia de precipitados es muy perjudicial para la tenacidad, por lo que se hace necesario vigilar que tanto la composición química como los tratamientos térmicos sean los adecuados.

d) Soldabilidad: En los primeros dúplex, los altos niveles de carbono implicaban de forma inevitable la precipitación masiva de carburos, tanto en la zona fundida como en la zona afectada por la temperatura (ZAT), con la consiguiente pérdida de tenacidad y resistencia a la corrosión. Además, los altos niveles de ferrita por los que se caracterizaban hacían que las zonas fundidas fueran, a menudo, totalmente ferríticas. Sin embargo, los dúplex modernos, presentan niveles muy bajos de carbono, pero más altos en nitrógeno. El problema de los carburos ha desaparecido. No obstante, la introducción del nitrógeno implica una serie de efectos. Por un lado, dada la alta difusividad de este elemento, la austenita se forma con mayor facilidad, más rápidamente, por lo que el riesgo de contenidos excesivos de ferrita en la zona fundida se reduce. Por el contrario, un contenido

excesivo de nitrógeno en la ferrita puede provocar la precipitación de nitruros de cromo durante el enfriamiento, tanto en la zona fundida como en la ZAT (Lozano, 2016).

La ZAT es sometida a ciclos térmicos con temperaturas que oscilan entre temperatura ambiente y la temperatura de fusión, en las proximidades de la soldadura, lo que implicará importantes cambios microestructurales. Estos ciclos térmicos pueden variar significativamente con el aporte térmico, las dimensiones de las piezas a unir, la posición relativa de la soldadura, etc. La situación se complica aún más en las soldaduras de pasadas múltiples, en las que la temperatura entre pasadas es otro factor a considerar. Como ocurre en otros aceros, la soldadura es susceptible a la segregación de impurezas, dada la estructura de colada. Además, las tensiones residuales ejercerán una clara influencia en la corrosión bajo tensiones.

En lo que a los problemas metalúrgicos se refiere, se pueden resumir de la siguiente manera:

- Es necesario obtener niveles adecuados de ferrita en la zona fundida, para evitar que disminuya la tenacidad y la resistencia a la corrosión.
- Hay que evitar la aparición de precipitados, tanto en la zona fundida como en la ZAT, que implicarían también una pérdida de tenacidad y de resistencia a la corrosión.

Un enfriamiento muy rápido puede tener como consecuencia la formación de nitruros de cromo, con una cierta reducción en la resistencia a las picaduras, pero que prácticamente no afectan a la tenacidad. Las mismas consecuencias pueden producirse en la ZAT de soldaduras con bajos aportes térmicos. Hay que mencionar que, en los dúplex con alto nitrógeno, la susceptibilidad a la formación de nitruros durante un enfriamiento rápido se reduce, dado que el nitrógeno acelera la formación de la austenita, en la cual se aloja la mayor parte de este elemento.

Quizás el precipitado más perjudicial sea la fase σ que puede aparecer tanto en la zona fundida como en la ZAT cuando se combinan aportes térmicos elevados y bajas velocidades de enfriamiento. La precipitación de fase σ produce reducción importante en la resistencia a la corrosión y en la tenacidad.

En soldaduras con pasadas múltiples, debido a los repetidos calentamientos en las grandes zonas ferríticas formadas tras la primera pasada, puede producirse la precipitación de austenita secundaria, la cual se ha comprobado que es perjudicial de cara a la corrosión por picaduras, probablemente por su menor contenido en cromo y molibdeno. Del mismo modo que se ha comentado para los nitruros de cromo, la formación de austenita secundaria se reduce cuando el contenido de nitrógeno es alto, dado que este elemento acelera la formación de austenita primaria (Lazo, 2015).

La evolución de estos aceros ha traído como consecuencia:

- Mayor ductilidad y tenacidad en las uniones soldadas, particularmente a bajas temperaturas, mediante el control del contenido de ferrita en la soldadura.
- Mejora en el comportamiento a la corrosión tanto en la zona afectada térmicamente como en el baño de fusión, evitando la aparición de precipitados.
- Desarrollo de parámetros de soldeo para diversos procedimientos de unión, permitiendo la utilización de métodos de alta productividad, tales como SAW, GMAW o GTAW+PAW, con el correspondiente incremento en la competitividad de los dúplex.

1.6.2. Efectos de los Elementos de Aleación en los Aceros Inoxidables Austeníticos

Los elementos de aleación cromo y níquel son los elementos básicos de los aceros inoxidables. Sin embargo, difieren considerablemente en sus respectivos efectos sobre la microestructura del acero. Otros elementos son intrínsecos de cualquier acero tales como el hierro y carbono. Mientras que los aceros inoxidables austeníticos son por lo general los de mayor variedad en aleantes añadidos. Entre los elementos de aleación más comunes se encuentran:

a.- Carbono: Promueve extrañamente la formación de la austenita que influye en las propiedades del material, puede endurecer la matriz a través de la formación de partículas tales como carburos de hierro (Fe_3C). El gran tamaño de los carburos que se fijan en capas dentro de la matriz dificulta la influencia del material. Altos niveles de carbono en los aceros inoxidables austeníticos, pueden formar carburos de cromo (Cr_{23}C_6) aumentando la susceptibilidad a la corrosión intergranular.

b.- Cromo: La adición de cromo a los aceros inoxidable incrementa la resistencia a la corrosión, resistencia mecánica, resistencia al desgaste, resistencia al calor y la dureza. El cromo promueve la formación de ferrita y puede formar partículas de carburo que afectan la resistencia del material. Este constituyente garantiza que bajo condiciones oxidantes, se forme en la superficie del acero una capa extremadamente fina pero estable de óxido y de esta forma el acero se transforma de un estado activo a un estado pasivo. Si los niveles de cromo decrecen en áreas localizadas por debajo del 10%, producto de carburos de cromo en los límites de grano, la resistencia a la corrosión también disminuirá.

c.- Níquel: Este elemento no formara ningún carburo en la matriz del acero, sin embargo, mejora la dureza, la ductilidad, la tenacidad y la resistencia a altas temperaturas. Es el promotor principal en la formación de austenita, por lo tanto es añadido a los aceros inoxidable austeníticos (serie 300) en concentraciones de 7 a 35% (Ntahanson, 2017).

Tabla 3 Efecto de los elementos aleantes en los aceros inoxidable.

Elemento	Tipo	Efecto
Carbono	Todos	Promotor de austenita. Forma carburos de cromo que puede causar corrosión intergranular.
Cromo	Todos	Promueve la formación de ferrita e incrementa la resistencia a la corrosión y a la oxidación.
Níquel	Todos	Promueve la formación de austenita y aumenta la resistencia a altas temperaturas, a la corrosión y la ductilidad
Nitrógeno	316N	Formador de austenita. Incrementa la resistencia
Columbio	347	Combinado con carbono reduce la susceptibilidad la corrosión intergranular, actúa como refinador de grano, promueve la formación de ferrita y la resistencia al creep.
Manganeso	202 205	Estabiliza la austenita pero forma ferrita a altas temperaturas, inhibe la figuración en caliente por formación de MnS.
Molibdeno	316 317	Mejora la resistencia a altas temperaturas, la resistencia a la corrosión y promueve la formación de austenita.
Fósforo, Azufre Selenio	303 303Se	Incrementan la maquinabilidad pero promueve la fractura en caliente en soldadura y reduce la resistencia a la corrosión.
Silicio	302B	Incrementa la resistencia a descamación y promueve la formación de ferrita. Se utiliza para desoxidación.
Titanio	321	Combinado con carbono reduce la susceptibilidad a la corrosión intergranular, actúa como refinador del grano y promueve la formación de ferrita.
Cobre	CN-7M	Incrementa la resistencia a la corrosión, reduce la susceptibilidad a grietas por corrosión bajo tensiones y promueve efectos endurecedores por envejecimiento.

1.6.3. Fundiciones de Acero inoxidable

Normalmente son aceros especificados para servicios en medios líquidos a temperaturas inferiores a 650 °C o para servicios a elevadas temperaturas, superiores a los 650 °C. En el caso de los aceros fundidos, la clasificación se acostumbra a efectuar en función del tipo de aleación y su característica primordial, o sea, si es resistente a la corrosión fundamentalmente o bien si es además resistente o no a elevadas temperaturas. Los resistentes a la corrosión tienen un Código C, mientras que los resistentes además a altas temperaturas, tienen un Código H. Así tenemos los siguientes grupos de aceros inoxidable fundidos, para el caso de los que son resistentes a la corrosión (C), para temperaturas inferiores a los 650 °C (Minaya, 2012).

a) Aceros Fundidos al Cromo: Son aceros fundidos con contenidos de cromo entre 11,5 y 30%. Dentro de sus composiciones tienen equivalentes con aceros ferríticos y martensíticos forjados, como por ejemplo 410, 420, 431, 442 y 446. Pueden presentar estructura martensítica o de ferrita y carburos, dependiendo de la composición. Son representantes de este grupo los aceros CA-15, CA-15M, CB-30, CC-50, etc.

b) Aceros Fundidos al Cromo – Níquel: Son aceros con contenidos de cromo entre 18 y 30%, además de contenidos de níquel entre 8 y 16%. Sus composiciones son equivalentes a las de los aceros forjados austeníticos, como por ejemplo 302, 304, 316, etc. Sin embargo, a diferencia de los aceros austeníticos, cuya tendencia es a presentar una microestructura de austenita predominantemente, los aceros fundidos de este grupo presentan estructura dúplex de austenita y ferrita o bien solo austenita.

c) Aceros Fundidos al Níquel – Cromo: Contienen níquel en niveles de entre 23 y 34% y de cromo entre 18 y 22%. No tienen equivalentes entre los aceros forjados y su microestructura es totalmente austenita. Son representantes de este grupo los aceros CN – 3M, CN – 7M, CN – 7MS y CN – 15C (Minaya, 2012).

1.6.4. Designación de las fundiciones de acero inoxidable

En estos aceros la especificación se fundamenta esencialmente en la composición química de esta forma:

- La primera letra de la especificación representa el uso principal en servicio, así:
- C se traduce en uso para medios corrosivos.

- H se traduce en usos a altas temperaturas.
- La segunda letra representa el contenido nominal de cromo – níquel específico de la aleación, así a medida que aumenta el contenido de níquel, la segunda letra va desde la A hasta la Z.

El primer número que sigue a las letras representa el contenido máximo en porcentaje de carbono del acero y por último, si una o más letras se agregan, representarían elementos importantes adicionales. Por ejemplo:

El Acero CF – 8M, se traduce en

C: acero resistente a la corrosión

F: acero con una composición 19Cr – 9Ni

8: acero con un contenido de carbono igual a 0,08%

M: acero que contiene molibdeno

Los aceros inoxidable fundidos pueden ser además de resistentes a la corrosión, resistentes a elevadas temperaturas. La resistencia a la corrosión está asociada al contenido de cromo, mientras que la resistencia a elevadas temperaturas es asociada además al contenido de carbono (Godoy, 2014).

1.6.5. Microestructuras típicas de las fundiciones de acero inoxidable

Los aceros inoxidable fundidos presentan microestructuras similares a los de los aceros forjados, solo que hay composiciones equivalentes entre ambos, con microestructuras diferentes.

Sin embargo, en general, las microestructuras de los fundidos son:

- Austenítica
- Ferrítica
- Martensítica

- Ferrítica – Austenítica

El acero CA6NM, es ampliamente utilizado en la construcción de dispositivos hidráulicos, para la generación de energía eléctrica como turbinas, inyectores, tuberías, entre otros. El acero inoxidable martensítico ASTM A743 Grado CA6NM ofrece buena combinación de propiedades mecánicas y soldabilidad, una aceptable resistencia a la corrosión y bajo costo en relación con otros aceros inoxidables, por lo que ha tenido gran aceptación para aplicaciones como rotores de bombas, impulsores, difusores, carcasas, entre otras, en intervalos de operación que oscilan entre -110 °C y 315 °C (Narváez, 2012).

Sin embargo, estas propiedades dependen fuertemente de la microestructura, que está sujeta al tratamiento térmico utilizado.

Tabla 4 Composición química nominal en porcentaje en peso acero ASTM A743 grado CA6NM.

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al
Composición %	≤ 0,06	≤ 0,8	0,04 – 1,0	≤ 0,035	≤ 0,025	11,5 - 14	3,00 – 4,5	0,30 – 0,7	0,02 – 0,06

Los materiales típicos de turbinas hidroeléctricas son aceros de fundición tipo Inoxidable Martensíticos de la serie 410, altos en Cr (~13%) y poco Níquel (~4%) (Panthee, Thapa y Neopane 2015; Kumar y Saini 2010). Este material presenta una dureza 43 HRC y es considerado un acero de media dureza y alta resistencia a la cavitación por su alta resistencia a la fractura.

El Ecuador posee un importante número de centrales hidroeléctricas: 12 megacentrales (>50 MW), 11 microcentrales (entre 10-50 MW), y 39 minicentrales (<10 MW), a lo largo del territorio; lo que le permitiría al país, que toda la energía producida (4308 MW) sea renovable y de generación limpia (Consejo Nacional de Electricidad 2013). Esto solo se acercaría a la realidad de países como Islandia donde la generación es geotérmica. La suma total de centrales y turbinas (133) es un indicador fehaciente de la necesidad de desarrollar el ámbito del conocimiento en “re-manufactura”, para procurar la optimización de superficies resistentes al desgaste en las condiciones locales de las turbinas hidráulicas (Godoy, 2014).

El tratamiento térmico específico recomendado por la ASTM para obtener las mejores propiedades mecánicas en este acero es el siguiente:

1. Tratamiento de homogeneización, calentamiento mínimo a 1010°C, enfriamiento al aire hasta 95°C o menos antes de cualquier revenido intermedio opcional y antes del revenido final.

2. El revenido final debe estar entre 565°C y 620°C.

El tratamiento de homogeneización se realiza para tener uniformidad en la microestructura y composición química, mientras que con el tratamiento de revenido se aumenta tenacidad y ductilidad a expensas de la dureza y resistencia del material. Durante este tratamiento se presentan cuatro etapas: alivio de tensiones, reducción de la cantidad de dislocaciones, recristalización y precipitación de carburos.

- Mantener dimensiones mediante el control de la distorsión.
- Productividad y reducción de costos.
- Reducir esfuerzos residuales.
- Controlar las propiedades mecánicas, químicas y de resistencia a la corrosión de la soldadura y zona afectada por el calor.
- Minimizar cambios metalúrgicos desfavorables.
- Cumplir con los requerimientos de ciertas especificaciones a Códigos.

Los procedimientos de soldadura deben ser calificados de acuerdo a las exigencias de cada trabajo y, deberán ser comunicados a todos aquellos que requieran conocerlos.

1.7. Complejos hidroeléctricos en el país.

1.7.1. Importancia de las hidroeléctricas en el país

La matriz energética es una representación cuantitativa de la energía primaria y secundaria ofertada en un territorio y en un tiempo determinado. Esta contempla la oferta, demanda y procesos de transformación de la energía. En la oferta, las fuentes de energía pueden ser primarias o secundarias. La primera, alude a las fuentes de energía tal y como se encuentran en la naturaleza, se tiene como ejemplo la hidráulica, solar, eólica, crudo.

Las fuentes secundarias son las que se obtienen luego de un proceso de transformación tal como el Gas Licuado de Petróleo (GLP), gasolinas, diésel, electricidad (Lazo, 2015).

La demanda se refiere al consumo de la energía y los usos finales para los cuales es destinada. Por ejemplo, en el sector residencial, se utiliza GLP para la cocción o electricidad para la iluminación, electrodomésticos y calefacción. En la transformación se incluyen todos los procesos que permiten cambiar un tipo de energía en otro; como ejemplo las centrales hidráulicas que producen electricidad a partir de la energía potencial del agua. Las fuentes de energía primaria que se encuentran dentro de la matriz energética de Ecuador son: petróleo (88%); gas natural (5%); hidráulica (4%); productos de caña (2%); leña (1%) y otras primarias (0,03%).

Se entiende por otras primarias a la solar y eólica. La estructura del consumo de la matriz energética de Ecuador contempla principalmente: diésel (31%); gasolinas (28%); fuel oil (8%); GLP (8%) y electricidad (14%). En este contexto, la electricidad es una forma de energía secundaria, la cual se demanda en Ecuador en un porcentaje significativo y de hecho, se espera que vaya tomando importancia en el escenario mundial debido a las ventajas que presenta. Una de las principales ventajas es que la electricidad puede ser generada con fuentes renovables, aportando así a la seguridad energética debido a la continua disminución de las reservas de petróleo (Cevallos, Juan; Macas, Diego, 2012).

La estructura de la generación eléctrica en Ecuador en 2014 fue: térmica (49,13%); hidráulica (45,57%); biomasa (1,59%); eólica (0,32%) y solar (0,07%). Se aprecia que la generación térmica, la cual proviene de combustibles fósiles, tiene el mayor porcentaje de participación dentro de la matriz eléctrica. Estas centrales utilizan gas natural, gasolinas, diésel oil, fuel oil y crudo reducido, que en su mayoría son importados generando además contaminación ambiental y salida de divisas.

Es por este motivo que actualmente la matriz eléctrica en Ecuador tiende a que la participación de energía renovable se incremente con la construcción de centrales hidroeléctricas, aprovechando así la capacidad hidráulica del país y reduciendo la contaminación ambiental para el mejoramiento de la calidad de vida de las personas. Por otro lado, también se impulsa otro tipo de centrales eléctricas conocidas como renovables no convencionales como solar fotovoltaica y eólica. Una vez que se ha expuesto la

importancia de la electricidad en la oferta y transformación de la matriz energética, es evidente apreciar la importancia de la electricidad en el lado de la demanda, misma que se utiliza en la vida cotidiana de los seres humanos y en casi todos los procesos productivos de la sociedad.

Es así que en 2014, la electricidad se utilizó en el sector industrial (39,6%); residencial (29,6%); comercial y alumbrado público (22,3%) y construcción (8,4%). La tendencia del consumo de electricidad en estos sectores tiende al crecimiento continuo, es por este motivo que se desarrollan políticas de eficiencia energética para optimizar el uso de la energía. En este sentido, Ecuador impulsa las siguientes políticas: cocción eficiente con cocinas de inducción; autos híbridos y eléctricos; calentamiento de agua con electricidad, entre otras. Finalmente, se puede resumir que la electricidad es un tipo de energía que podrá ser sostenible en el futuro siempre y cuando provenga de fuentes renovables y su consumo sea eficiente, permitiendo abastecer las necesidades energéticas de los seres humanos y generando menores gases de efecto invernadero (GEI). (O) (Cevallos, Juan; Macas, Diego, 2012)

En las provincias del Azuay, Cañar y Morona Santiago, HidroPaute desarrolló el Complejo Hidroeléctrico Paute Integral, conformado por Mazar, Molino, Sopladora y Cardenillo, cuatro centrales en cascada que aprovechan el agua de la cuenca del río Paute para generar energía limpia y así contribuir al cambio de la matriz energética del Ecuador.

A la fecha las centrales Mazar y Molino se encuentran en operación, Sopladora está en proceso de construcción y Cardenillo cuenta con estudios definitivos para la licitación de la construcción; la Unidad de Negocio HIDROPAUTE, parte de la Corporación Eléctrica del Ecuador CELEC EP es la encargada de la operación y mantenimiento, construcción y administración del Complejo Hidroeléctrico más importante del Ecuador.

El grupo de empresas de generación se resumen en la siguiente tabla:

Tabla 5 Principales hidroeléctricas del Ecuador.

EMPRESA	Central Hidroeléctrica	Unidades	Tipo Turbina	Potencia Efectiva (MW)
1 CELEC EP HIDROPAUTE	PAUTE (MOLINO)	10	PELTON	1100
2 CELEC EP HIDROPAUTE	SOPLADORA	3	FRANCIS	487
3 CELEC EP HIDROPAUTE	MAZAR	2	FRANCIS	163

Tabla 6 Centrales hidroeléctricas del Ecuador

CENTRAL HIDROELECTRICA	NUMERO DE TURBINAS	TIPO DE TURBINAS	POTENCIA
Central Cumbayá	4	Francis / Horizontal	10 Mw
Central Guangopolo	5	Francis	2 Mw
Central Pasochoa	2	Pelton/horizontal	2250 Kw
Central los Chillos	2	Pelton/horizontal	0.89 Mw
Central Nayón	2	Francis/vertical	14.85 Mw
Central Paute Mazar	2	Francis/vertical	91.83 Mw
Central Paute Molino	5	Pelton	116 Mw
Central Calope	2	Francis	8,2 Mw
Central Hidroabanico	5	Pelton	7,5 Mw
Central San Francisco	2	Francis/vertical	115 Mw
Central Pucará (Pisayambo)	2	Pelton	36,5 Mw
Central Agoyán	2	Francis/vertical	82400 MW
Central Marcel Laniado (Daule-Peripa)	3	Francis/vertical	71 MW
Central Perlabi	2	Pelton/horizontal	1235 Kw
Central El Carmen	1	Pelton	9,5 Mw
Central Recuperadora	1	Pelton	14,7 Mw
Central Sibimbe	2	Francis	7686 Kw

Total # Turbinas: 44

Total: Francis: 9

Total # Mw: 94068.97

Pelton: 8

CAPÍTULO 2

METODOLOGÍA

2.1. Procedimiento experimental

Para la calificación de los procedimientos de soldadura del revestimiento SAF 2283LSi por el proceso GMAW con corriente pulsada y el proceso GMAW pulsado con pulsación térmica, sobre el acero inoxidable AISI 304 y la fundición de acero inoxidable martensítico ASTM A743 grado CA6NM, se empleó el procedimiento experimental resumido en la Figura 8 (Arévalo, 2012).

Este procedimiento consta de cinco fases o etapas comenzando con la caracterización de los materiales bases y de aporte, en una segunda etapa se determinaron los parámetros de soldadura para depositar el revestimiento empleando el proceso GMAW con corriente pulsada. Una vez alcanzada esta fase se procedió a determinar los parámetros de soldadura para depositar nuevamente el revestimiento mediante el proceso GMAW con corriente pulsada y con pulsación térmica.

Posteriormente se realizó la evaluación de los revestimientos obtenidos por los dos procesos mediante las técnicas de ensayos no destructivos y destructivos, cuyos resultados se utilizaron como soporte de los requisitos exigidos para calificar los procedimientos de soldadura mediante la elaboración del registro de pruebas de calificación (RCP).

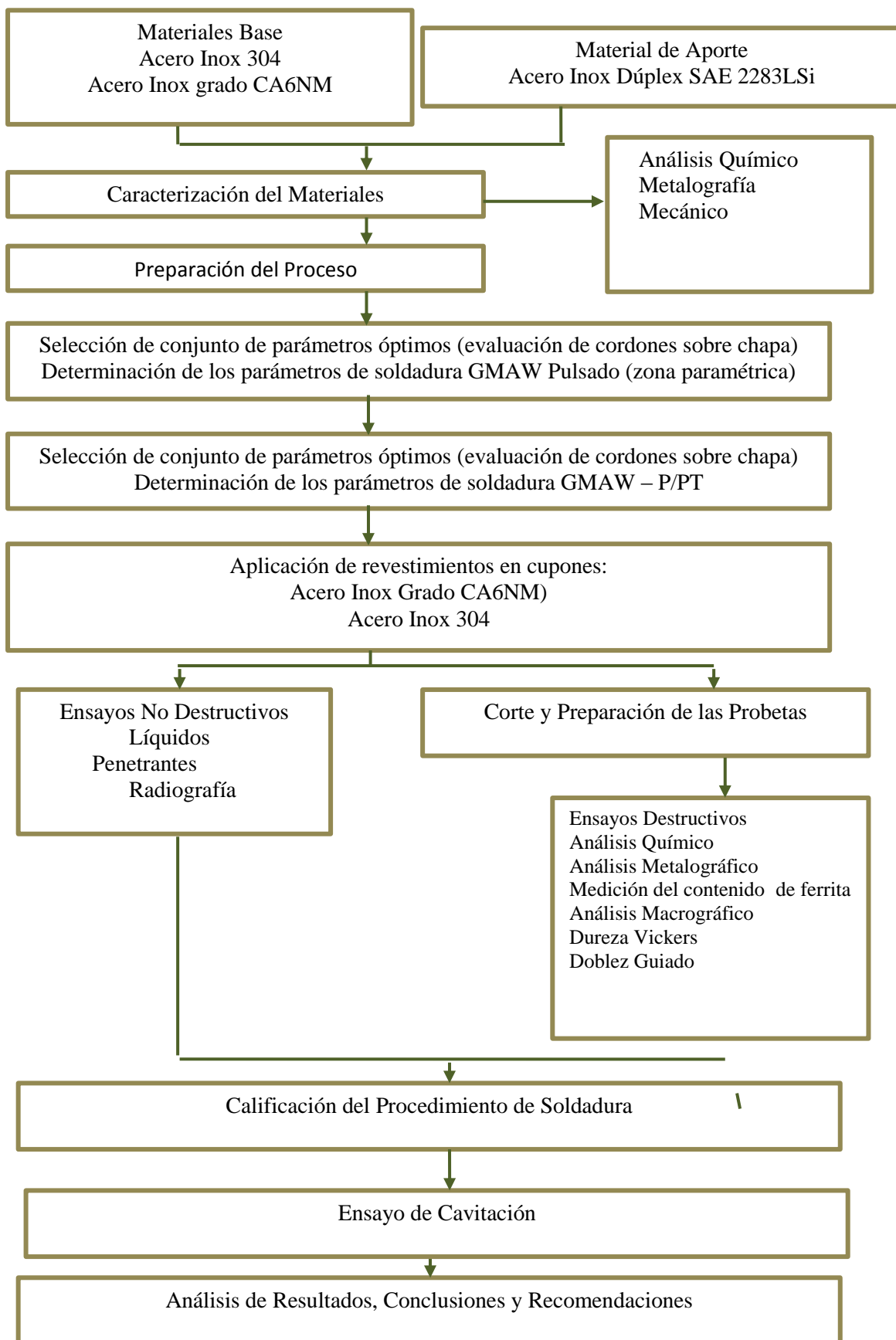


Figura 8 Organigrama general del procedimiento experimental propuesto

2.1.1. Caracterización de los materiales base y de aporte

Para el logro de los objetivos planteados en la investigación se emplearon como material base dos aleaciones diferentes:

- Una lámina de acero inoxidable austenítico AISI 304.
- Un bloque de la fundición de acero inoxidable martensítico ASTM A743 grado CA6NM de 210x160x30 mm, obtenida de un álabe de turbina hidroeléctrica tipo Francis.

Ambos materiales fueron revestidos utilizando el alambre sólido de acero inoxidable dúplex SAF 2283LSi como aporte, de 1,2 mm de diámetro.

Inicialmente se caracterizaron los materiales base desde el punto de vista químico para verificar los valores reportados por el fabricante, seguido de una caracterización metalográfica a nivel microestructural, así como también se determinó el contenido de ferrita del metal de aporte y en la última etapa se caracterizaron las propiedades mecánicas en cada muestra de metal base mediante el ensayo de dureza. (Carrión, 2014)

2.1.1.1 Caracterización química de los materiales base y de aporte

Para la determinación de la composición química del acero inoxidable AISI 304, la fundición de acero inoxidable grado CA6NM ambos empleados como materiales base se extrajeron 7 g de virutas de cada muestra mediante un taladro de banco, a fin de realizar por triplicado el método analítico de Espectroscopia de Absorción Atómica el cual mediante el espectrofotómetro de absorción atómica marca Perkins Elmer determinó el porcentaje en peso del Silicio. La técnica de Gasometría se empleó para determinar los porcentajes en peso de los elementos C, S, mientras que el resto de los elementos aleantes de los materiales base fueron determinados mediante la técnica de Fluorescencia (equipo X-MET 3000TX). Estos ensayos se realizaron en colaboración con CIRT de Hydroagoyan, Baños. (Cevallos, Juan; Macas, Diego, 2012)

Para el aporte se empleó la caracterización química reportada por el fabricante, en la Figura 9 se muestran las imágenes correspondientes a cada equipo empleado en la caracterización química.

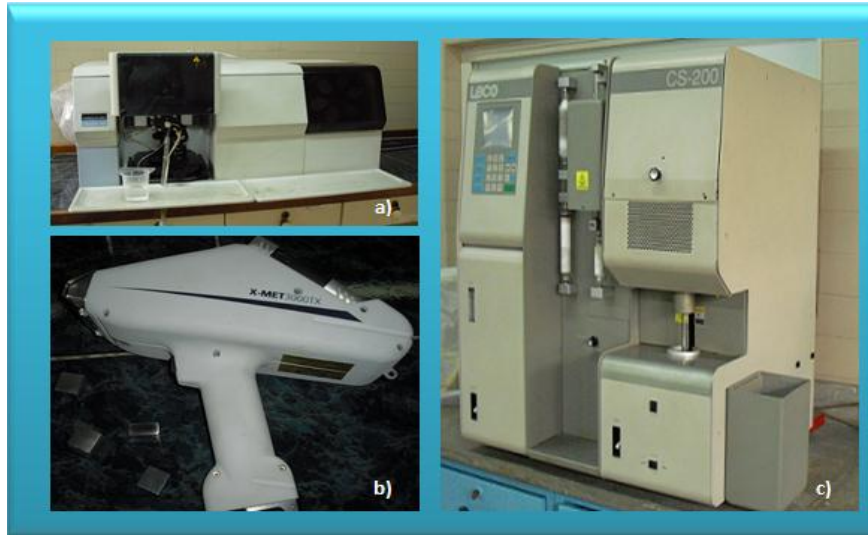


Figura 9 a) Equipo de espectroscopia de absorción atómica de llama marca Perkin Elmer. b) Equipo de fluorescencia marca X-MET 3000TX c) Equipo de gasometría marca Leco.

El gas de protección empleado en esta investigación, fue una mezcla gaseosa especial que contiene 2% de Oxígeno en balance de Ar, la cual fue elaborada por la empresa AGA GAS de Venezuela, C.A., como se describe en la Figura 10. (Chen, 2015)



Figura 10 Gas de protección

2.1.1.2 Caracterización metalográfica de los materiales base

Las microestructuras de los materiales base fueron examinadas microscópicamente una vez realizada la preparación metalográfica, para la cual se realizaron cortes en el área transversal de las muestras, se desbastaron empleando papel de carburo de silicio de las series: 80, 120, 240, 320, 400, 500, 1000 y 1200. Una vez obtenida una superficie especular, las probetas fueron pulidas empleando una solución de alúmina de 1,00 μm en el paño de lona, 0,3 μm en el paño verde y 0,5 en el paño rojo. (Godoy, 2014)

Finalizada la preparación metalográfica, las probetas fueron atacadas según la norma ASTM E – 407. Para ambas muestras se empleó un ataque electrolítico con una fuente de poder operando en condiciones de 10 V, durante 15 seg y una solución de ácido Oxálico (10 g de ácido oxálico + 100 ml de agua). Una vez revelada la microestructura, las mismas fueron observadas y fotomicroografiadas a distintos aumentos, mediante un microscopio óptico, marca Olympus PMG3, como se observa en la Figura 20.



Figura 11 a) Microscopio óptico OLYMPUS PMG3.

2.1.2 Medición del contenido de ferrita

2.1.2.1 Método químico

El contenido de ferrita en los materiales base y aporte fueron estimados químicamente usando los diagramas de Schaeffler y WRC. Con la finalidad de estimar este valor, se calcularon el níquel equivalente y el cromo equivalente sustituyendo los resultados experimentales obtenidos mediante el análisis químico de los dos materiales mencionados anteriormente, en las ecuaciones 2, 3, 4 Y 5 respectivamente, ambas reportadas por *American Society for Metals* para tal estimación.

Contenidos de Cr_{eq} y Ni_{eq} según diagrama de Schaeffler

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 * (\%C) + 0,5 * (\% Mn) \quad (Ec. 2)$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 * (\%Si) + 0,5 * (\%Nb) \quad (Ec. 3)$$

Contenidos de Cr_{eq} y Ni_{eq} según diagrama de WRC

$$[Cr]_{eq} = Cr + Mo + 0.7Nb \quad (Ec. 4)$$

$$[Ni]_{eq} = Ni + 35C + 20N \quad (Ec. 5)$$

2.1.2.2 Método metalográfico

El contenido de ferrita en los materiales base se midieron metalográficamente a través del software analizador de imágenes Digital Micrograph. Por medio de este programa se procesó la micrografía tomada al acero inoxidable AISI 304 así como también el acero ASTM A743 grado CA6NM respectivamente. En el análisis de las micrografías, el programa analizador calculó de forma automática el número de píxeles en fracción volumétrica que ocupa cada fase existente en ellas, luego presentó los resultados obtenidos en un histograma. Posteriormente, la composición porcentual de las fases que componen la microestructura de estos aceros, austenita, ferrita y martensita, para ambos aceros se obtuvo al dividir el número de píxeles de cada fase entre el número de píxeles totales que componen la imagen.

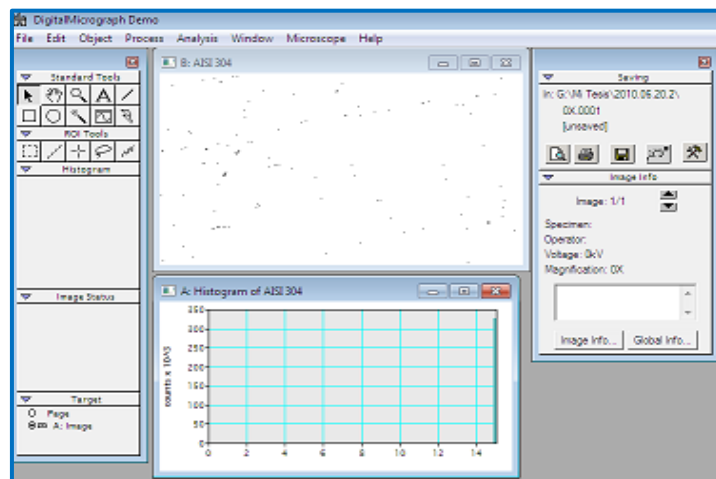


Figura 12 Contenido de ferrita en el acero AISI 304, obtenido mediante el analizador de imágenes Digital Micrograph.

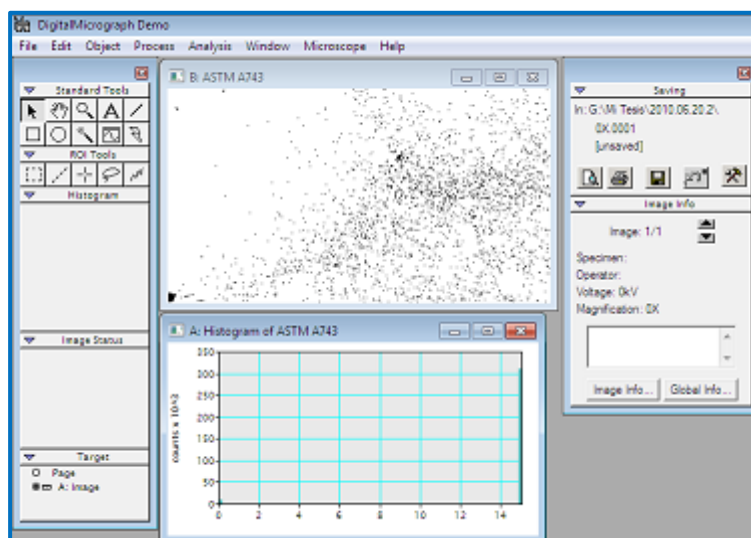


Figura 13 Contenido de ferrita en el acero ASTM A743 grado CA6NM obtenidos mediante el analizador de imágenes Digital Micrograph

2.1.3 Caracterización mecánica de los materiales base (Ensayo de Dureza)

Se determinó la propiedad mecánica de dureza en ambos materiales base mediante el ensayo de dureza Vickers (HV_{10}). La metodología utilizada en este ensayo fue la especificada en la norma ASTM E92. Las mediciones se realizaron mediante el promedio de barridos de indentaciones (40) obtenidas en las áreas paralelas y transversales a la dirección de laminación del acero AISI 304 y en dos superficies perpendiculares entre sí de la fundición CA6NM. Se utilizó un durómetro universal marca otto wolpert – werke, tipo teslestor 2rc w- testor y un indentador de forma piramidal de base cuadrada y ángulo entre las caras de 136° . Tal como se muestra en la Figura 14. (Lazo, 2015)



Figura 14 Durómetro con Zoom en el Indentador

2.1.4. Preparación de los metales base utilizados en la fabricación de los cupones (corte de los metales base)

La lamina de acero inoxidable AISI 304, de dimensiones originales 1000x2000x12,7mm fue seccionada empleando una sierra cinta modelo CPS – 440, marca DANOBAT, con la finalidad de obtener los cupones de prueba de las dimensiones especificadas en el Código ASME Sección IX y necesarias para la realización de los diferentes ensayos de calificación de un revestimiento.

El bloque de acero inoxidable ASTM A743 grado CA6NM, se cortó para obtener dos secciones de aproximadamente el mismo espesor empleando una sierra vaivén, modelo EBS – 280 marca KASTO. Posteriormente, ambas secciones se nivelaron sometiéndolas a un proceso de arranque de virutas, empleando cepillo, en la Figura 15 se observan los

equipos empleados en el corte y preparación de los cupones. Obteniéndose un espesor uniforme final en ambas secciones de 12 mm, como se muestra en la Figura 16. Posteriormente se sometieron a desbaste fino empleando papel de carburo de silicio de las series 300, 400, y 500 a fin de eliminar las marcas del mecanizado y reducir al mínimo la rugosidad en la superficie de ambos cupones. Las dimensiones de cada Sección se establecieron según lo indicado en el Código ASME Sección IX para la calificación de un revestimiento. (Lozano, 2016)



Figura 15 a) Sierra cinta modelo CPS – 440, marca DANOBAT. b) Sierra vaivén, modelo BS – 280 marca KASTO c) Muestra del acero ASTM A743 sin seccionar d) Cepillo.

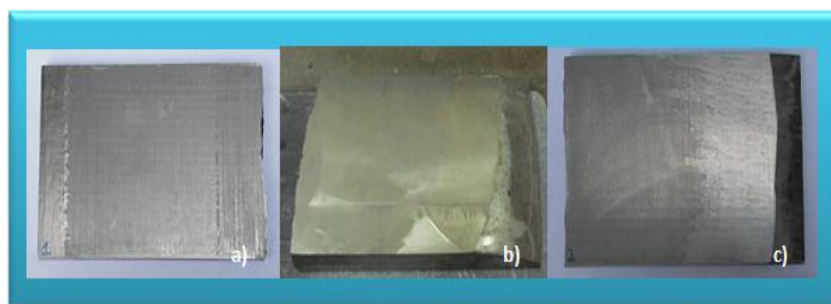


Figura 16 a) y c) Secciones del acero ASTM A743. b) Muestra de álabe de turbina tipo francis (acero ASTM A743 grado CA6NM)

2.1.5. Evaluación no destructiva del acero CA6NM (material base de los alabes de turbinas Francis)

2.1.5.1 Líquidos penetrantes

Esta técnica, basada en el fenómeno de la capilaridad, se empleó para descartar la posible presencia de discontinuidades superficiales o abiertas tales como fisuras,

porosidad, pliegues, etc. en el material que pudiesen afectar la integridad y el desempeño del mismo.

Este ensayo se realizó según los requerimientos de la Sección V, Artículo 6 del Código ASME y de la norma ASTM E- 165. Los criterios de aceptación utilizados corresponden al párrafo QW- 195 de la Sección IX del mismo Código. Inicialmente, se preparó y limpió la superficie del material base, la cual debe estar limpia y seca, libre de óxido, aceite, grasa, escoria, suciedad y/o otros elementos extraños que interfieran con el ensayo. Para esto se utilizó el limpiador SKC-S cleaner, marca MAGNAFLUX.

Posteriormente se aplicó el penetrante (SKL-SP penetrant) a temperatura ambiente rociándolo sobre toda la superficie a una distancia de 30 cm de la boquilla y dando un tiempo de penetración de 7 minutos. Una vez culminado este tiempo, el exceso de penetrante fue removido usando un paño de tela limpio e impregnado del limpiador. El revelador (SKD-52 developer) se agitó un tiempo de 30 seg y se roció a una distancia de 30 cm y se dejó el tiempo necesario para que formara una película blanca traslúcida y fuese posible la observación de las discontinuidades. Finalmente, se realizó la inspección visual de la superficie utilizando luz natural. Las etapas del procedimiento antes descrito se muestran en la Figura 17.

Una vez inspeccionada la superficie se procedió a su limpieza para eliminar cualquier residuo de los líquidos. (Minaya, 2012)



Figura 17 Kit MAGNAFLUX para inspección con líquidos penetrantes; a) SKC-S cleaner, b) SKL-SP penetrant, c) SKD-52 developer.

2.2 Preparación del proceso de soldadura

2.2.1 Descripción del equipo de soldadura

Para el desarrollo de este trabajo se empleó una fuente multiproceso de soldar Marca LABSOLDA, Modelo MTE DIGITEC 450, mostrada en la Figura 18 y cuyas datos técnicos se resumen en la tabla 9. Fabricada por el instituto de mecatrónica del departamento de ingeniería mecánica de la Universidad Federal de Santa Catarina, Brasil (Consejo Nacional de Electricidad, 2013).

Este equipo fue diseñado para operar con los procesos GMAW convencional y con corriente pulsada, GTAW convencional y con corriente pulsada y soldadura con electrodo revestido SMAW. La manipulación de las variables correspondientes a cada proceso se efectúa mediante un panel de control equipado con un teclado y una pantalla de cristal líquido, la cual permite hacer los ajustes necesarios en forma práctica y sencilla. La alimentación del alambre se efectúa mediante un sistema automático que permite traccionar el alambre proveniente de una bobina hasta la pistola de soldar.



Figura 18 Fuente multiproceso, modelo MTE DIGITEC 450.

Tabla 7. Datos técnicos del equipo de soldadura LABSOLDA MTE DIGITEC 450.

Modelo	MTE DIGITEC 450
Corriente	Continua (Constante o Pulsada)
Corriente Nominal	300 A
Corriente Máxima	450 A
Dimensiones	500 x 600x 900 mm
Peso	130 Kg
Circuito de Enfriamiento	3.5 litros de agua destilada
Potencia Máxima Consumida	12kW
Voltaje	220, 380 o 440 V trifásica

El monitoreo, la adquisición y registro de los parámetros de soldadura del proceso durante la deposición de los cordones se efectuó mediante un conjunto de dispositivos externos a un computador, así como también mediante la instalación y ejecución de un programa simulador de señales digitales. Se registraron de forma simultánea, durante todo el proceso, los valores de corriente y voltaje mediante el dispositivo TC-1, mientras que con el dispositivo MVA-1 se registraron los valores de la velocidad de alimentación del alambre. Estos valores fueron transmitidos al computador mediante una tarjeta de adquisición de datos instalada en la tarjeta madre del computador. Una vez captadas las señales y transmitidas al computador estas fueron procesadas y almacenadas mediante el simulador OSCILOS versión 4.0, software cuya finalidad es simular un osciloscopio de memoria digital que presenta los valores de las señales recogidas en oscilogramas de corriente, voltaje y velocidad de alimentación en función del tiempo. Estas señales se recogen mediante los equipos periféricos observados en la Figura 19. (Chen, 2015)



Figura 19 (izquierda) Ordenador marca Compaq utilizados en la recolección de la data (derecha) equipos Periféricos TC-1, MVA-1.

La deposición del material de aporte se efectuó de forma automática y constante empleando un carro guía (Morrocoy), cuya función era movilizar la pistola de la fuente de soldadura bajo las condiciones de velocidad preestablecidas.

2.2.2 Preparación de la mesa de trabajo y del material base

Para la deposición correcta del revestimiento se preparó una mesa de trabajo que permitiera la sujeción constante y uniforme de los cupones de prueba durante todo el proceso, para tal fin se empleó un banco soporte sobre el cual se fijó mediante sargentos, la Sección de material base, como se ilustra en la Figura 20.



Antes de iniciar el proceso de soldadura las secciones de material base fueron sometidas a un proceso cuidadoso de preparación y limpieza con cepillo metálico, papel de carburo de silicio y finalmente se empleó un solvente que permitiera eliminar los posibles residuos de grasa, aceite o cualquier otro tipo de contaminante proveniente del mecanizado, que pudiese estar presente en la superficie de los materiales afectando la calidad del depósito soldado. En la Figura 21 se muestran fotografías de los materiales base utilizada en la investigación.



Figura 21 Materiales base (izquierda) AISI 304, (derecha) ASTM A743 grado CA6NM

2.3. Determinación de los parámetros de soldadura del proceso GMAW – P

2.3.1 Condiciones de trabajo y deposición de cordones

Los parámetros de soldadura por transferencia metálica pulsada (I_p , I_b , t_p y t_b), para el aporte (alambre sólido SAF 2283LSi de 1,2 mm de diámetro) empleados en este trabajo fueron obtenidos a partir de los datos de la zona paramétrica desarrollada según los criterios del método de AMIN y los aportes realizados por RAJASEKARAN. Estos parámetros en conjunto con el resto de las variables del proceso GMAW (longitud libre del alambre, tensión, velocidad de alimentación del alambre (W_f)), determinan las características del cordón de soldadura. En la Figura 22 se ilustra la trayectoria de deposición del proceso GMAW empleando transferencia pulsada, y en la tabla 10 se resumen los parámetros fijados durante toda la investigación para ambas transferencias. (Ramos, 2017)

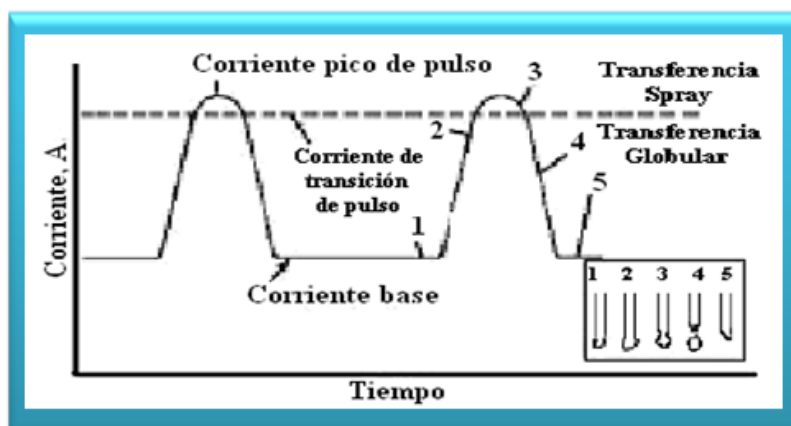


Tabla 7 Parámetros**Figura 22** Trayectoria de deposición del proceso GMAW - P depositados sobre el acero inoxidable AISI/SAF 304.

de cordones

Modo de transferencia	Pulsado
Material de aporte	ER 2283LSi, diámetro 1.2 mm
Gas de protección	Argón - 2% O ₂
Velocidad de alimentación (Wf)	5 m/s
Polaridad	Corriente Directa (CD); Electrodo (+)
Distancia Boquilla - Pieza	15 mm
Posición de soldadura	Plana (1G); orientación del electrodo 90°
Flujo de gas protector	12 l/min

Primero se seleccionó y evaluó el conjunto de parámetros pertenecientes a esta zona cuyo aporte de calor fue el menor entre los conjuntos evaluados por PORTA, y se resumen en la tabla 8.

Tabla 8 Parámetros Fijados durante las pruebas de soldadura GMAW-P y GMAW-P/PT de cordones depositados sobre el acero inoxidable AISI/SAF 304.

Tp (ms)	Ip (A)	Tb (ms)	Ib (A)
2	60	3	2

Posteriormente se seleccionaron y evaluaron 18 conjuntos de condiciones derivadas de la condición de trabajo anterior, como se muestra en la tabla 12 manteniendo constante únicamente la corriente de pico y variando los demás parámetros, esto es, Tp, Ib, Tb y depositados todos a tres velocidades de soldadura (Vs) diferentes con la finalidad de obtener el mejor conjunto de parámetros depositado mediante una Vs específica. Los valores de velocidad estudiados en esta investigación se muestran en la tabla 9.

Tabla 9 Intervalos

de Tp, Ib y Tb

Tp (ms)	Ib (A)	Tb(ms)
2	60	3
3	80	4
4		6

Tabla 10 Velocidades de soldadura evaluadas

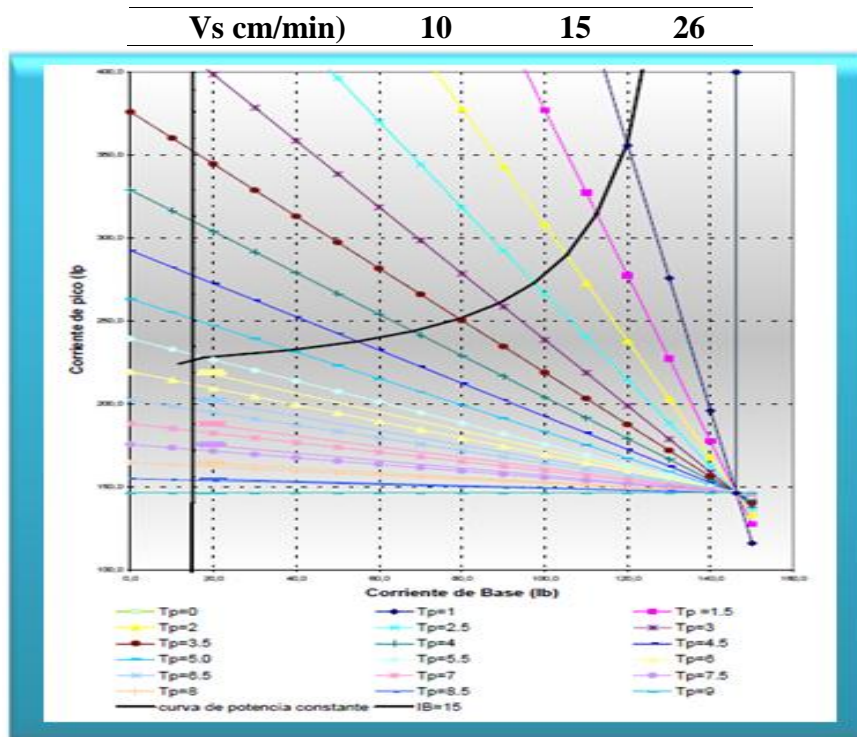


Figura 23 Zona paramétrica aporte metálico SAF 2283LSi [CARLOS PORTA] ^[66]

2.3.2. Evaluación y selección del mejor conjunto de parámetros

La selección del conjunto óptimo de parámetros se basó en cuatro criterios:

- Una gota por pulso y estabilidad del arco (Estudio de los oscilogramas)
- Ausencia de discontinuidades (Inspección visual del cordón)
- La menor dilución posible (Macrografía)
- El menor aporte de calor (ENA y EBA)

2.3.2.1 Oscilogramas

Cada conjunto de parámetros fue representado mediante las señales extraídas del equipo, simuladas en forma de oscilogramas a través del software Oscilos versión 4.0, graficando los valores de corriente y voltaje en función del tiempo. Una vez depositados 18 conjunto de puntos a velocidades de 10, 15 y 26 cm/min, sobre el acero inoxidable AISI 304, se graficaron extrayendo aquellos que presentaran una deposición metálica de una gota por pulso.

2.3.2.2 Inspección visual

Posteriormente cada cordón fue evaluado mediante inspección visual con la finalidad de observar sus características superficiales: presencia de salpicaduras, rugosidad, y regularidad.

Los cordones depositados mediante este proceso fueron evaluados a nivel superficial mediante la técnica de inspección visual, con la finalidad de descartar aquellos que presentaran irregularidades superficiales tales como forma y dimensiones irregulares, grietas, rugosidad, salpicadura y socavadura (Narváez, 2012).

2.3.2.3 Evaluación macrográfica

Cada cordón fue evaluado mediante macrografía con la finalidad de calcular el porcentaje de dilución en cada caso. Mientras que los depósitos fueron sometidos a preparación metalográfica de desbaste empleando papel de carburo de silicio de las series N° 80, 120, 240, 320, 400 y 600, posteriormente se atacaron electrolíticamente con una solución de ácido oxálico en condiciones de 10V durante 15 segundos. Las macrográficas fueron tomadas inmediatamente después del ataque y finalmente a través del analizador de imágenes “DIGITAL MICROGRAPH” se calculó el porcentaje de dilución.

2.3.2.4. Aporte de calor

Se calculó la energía bruta aportada (EBA) y la energía neta absorbida (ENA) del proceso empleando los valores de los parámetros eléctricos.

Los valores del aporte calórico fueron calculados mediante las siguientes ecuaciones.

$$EBA [KJ/cm] = (I[A] \times T[V] \times 60)/(v[cm/min] \times 1000) \quad (\text{Ec. 7})$$

$$ENA[KJ/cm] = \rho_{-1} \times EBA \quad (\text{Ec. 8})$$

I: corriente

V: voltaje

v: velocidad de soldadura

2.4 Determinación de los parámetros de soldadura del proceso GMAW – P/PT.

2.4.1 Condiciones de trabajo y deposición de cordones

Una vez finalizado el proceso de deposición con transferencia metálica pulsada, la fase siguiente consistió en desarrollar el proceso de deposición con transferencia pulsada con pulsación térmica partiendo del conjunto de variables de soldadura (I_p , I_b , t_p , t_b)

seleccionado en la etapa anterior, constituyendo estos valores la fase inicial de este modo de transferencia.

Para definir los parámetros de la fase de pulsación térmica primero se deben establecer las variables de la etapa de pulso térmico y las de la base térmica. En ambos casos solo se varió la corriente de base del pulso térmico ($I_{b_{pt}}$) y de la base térmica ($I_{b_{bt}}$), manteniendo constantes los valores de la corriente de base, el tiempo de base del pulso térmico ($t_{b_{pt}}$), la corriente de base y el tiempo de base de la base térmica ($t_{b_{bt}}$), adicionalmente se fijó como constante el tiempo de pico (t_p) y la corriente de pico (I_p) de la fase inicial.

Para definir el conjunto de parámetros de pulso necesario en este proceso se varió en forma arbitraria las condiciones de soldadura, con la finalidad de disminuir el aporte calórico reduciendo la corriente media aplicada y controlar la deposición metálica mediante una mayor estabilidad del arco. (Ramos, 2017)

2.5 Fabricación de los revestimiento depositados empleando los procesos GMAW – pulsado convencional y GMAW – pulsado con pulsación térmica

Se procedió a efectuar la deposición del recubrimiento a calificar sobre el acero inoxidable AISI 304 y posteriormente sobre la fundición de acero inoxidable ASTM A743 grado CA6NM. Se depositaron dos capas de material, una sobre otra con la finalidad de alcanzar una altura mínima de 7.5 mm de acuerdo a lo encontrado en la pieza original perteneciente a los alabes de turbina tipo Francis empleadas en la industria.

Cada capa se constituyó de (8) cordones dispuestos horizontalmente, todos depositados en la misma dirección y con una distancia de superposición de 30% fijándose esta en forma manual desplazando la antorcha 5mm aproximadamente. Con la finalidad de abarcar un área de 25 cm² según lo establecido en el Código ASME Sección IX, para la calificación de revestimientos.

Una vez elaborado el revestimiento empleando el proceso con corriente pulsada convencional, se procedió a depositar el segundo revestimiento igualmente sobre los dos materiales bases empleados en el primer proceso. Utilizando esta vez el conjunto de parámetros óptimos seleccionados en el proceso GMAW – P/PT. en la Figura 24 se

muestran las dimensiones establecidas por el Código ASME Sección IX para calificar revestimientos.

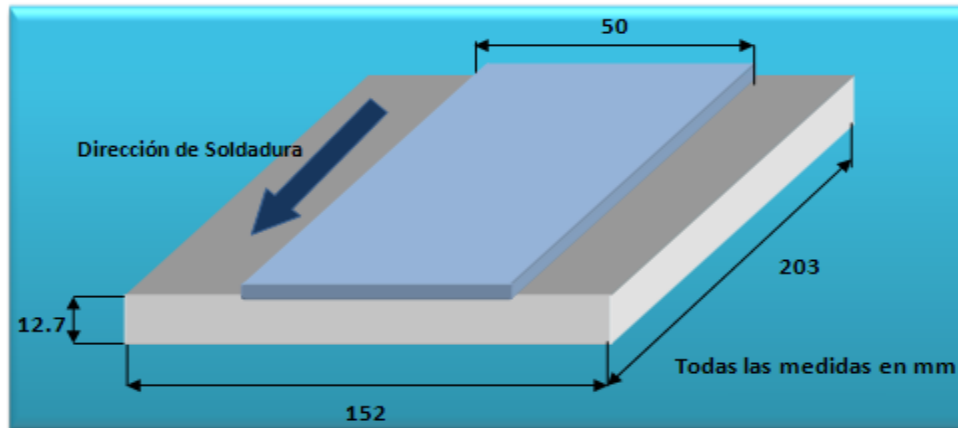


Figura 24 Medidas del cupón de soldadura para calificar revestimientos

2.6 Evaluación de los revestimientos

La caracterización de los revestimientos, se hizo mediante la Sección IX del Código ASME, el cual estipula como necesarios los siguientes ensayos.

- Ensayos No Destructivos:
- Inspección visual, y Líquidos Penetrantes.
- Ensayos Destructivos:
- Análisis Químico y Doblez.

2.6.1 Ensayos No Destructivos

Los ensayos no destructivos empleados en la calificación de los revestimientos con el proceso GMAW pulsado y con el proceso GMAW - P/PT sobre el acero inoxidable AISI 304, con aporte de alambre sólido SAF 2283LSi, y sobre la fundición de acero ASTM A743 grado CA6NM fueron inspección visual y líquidos penetrantes. Se realizaron con el fin de determinar irregularidades y discontinuidades en el revestimiento a nivel superficial (Lozano, 2016).

2.6.1.1 Inspección Visual

Una vez depositadas las dos capas del revestimiento, este fue sometido a limpieza manual de cepillado empleando un cepillo de alambre, a fin obtener un depósito libre de cualquier partícula externa ajena al proceso, que pudiese interferir con la inspección. Se procedió a evaluar minuciosamente el acabado superficial del revestimiento, así como también la presencia, distribución y número de discontinuidades superficiales tales como; grietas, poros, salpicadura y socavaduras.

2.6.1.2 Líquidos Penetrantes

Su finalidad es detectar y evaluar discontinuidades superficiales, que pudiesen afectar la integridad y el desempeño del revestimiento.

2.6.2 Ensayos Destructivos

Con la finalidad de evaluar las propiedades de los revestimientos y poder establecer si los mismos cumplían los criterios de aceptación para la calificación de los procedimientos de soldadura desarrollados según el Código ASME Sección IX los cupones se sometieron a un conjunto de ensayos destructivos tales como; análisis químico, macrografía, dureza y doblez. Adicionalmente, posterior a la calificación de ambos revestimientos, se procedió a realizar el ensayo de cavitación ultrasónica.

2.6.2.1 Corte y preparación de probetas

Una vez aplicados los revestimientos sobre los dos tipos de material base, dichos cupones se seccionaron y prepararon para obtener las probetas requeridas para cada una de las evaluaciones destructivas según lo establecido en la Sección IX del Código ASME.

El tipo y número de probetas a ser removidas de los cupones soldados se estableció según el apartado QW- 453, del Código aplicado ^[58], mientras que en los párrafos QW- 462,5(a), QW- 462,5 (d) y QW- 462,5 (e), se indica la ubicación en la cual se deben extraer las probetas de dichos cupones para llevar a cabo los ensayos requeridos. En la Figura 25 se ilustra el esquema de extracción de las probetas. (Arévalo, 2012)

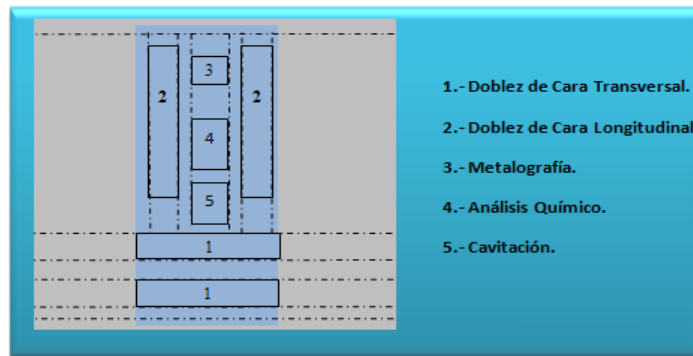


Figura 25 Esquema del corte de los cupones de prueba.

2.6.2.2 Análisis Químico

Los revestimientos soldados realizados mediante ambos procesos de soldadura se sometieron a análisis químico con la finalidad de identificar los elementos presentes, cuantificar su concentración y evaluar la variación de éstos en relación al calor aportado por cada proceso. La selección de las muestras se realizó conforme al procedimiento descrito en QW- 462,5 (a), el cual estipula que se debe realizar análisis químico directamente sobre la superficie soldada o a partir de virutas extraídas de la muestra maquinada superficialmente, considerando el espesor luego de maquinado el cupón a calificar (7.5 mm), tal y como se observa en la Figura 26. (Cevallos, Juan; Macas, Diego, 2012)

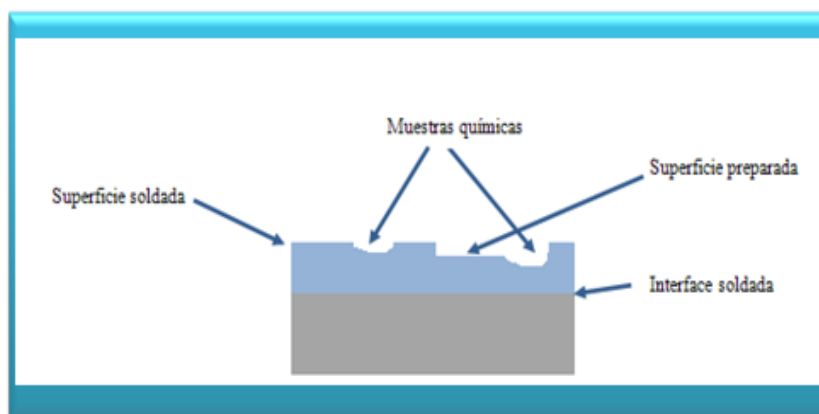


Figura 26 Muestras para Análisis Químico

2.6.2.3 Evaluación metalográfica

Los revestimientos soldados fueron evaluados a través de Micrografías y Macrografías, realizadas por microscopía óptica. La macrografía tuvo como finalidad mostrar las dimensiones de cada una de las zona presentes en el revestimiento (metal base, zona de

fusión y zona afectada térmicamente. Por otra parte, la evaluación micrográfica se realizó para caracterizar la estructura del revestimiento en cuanto a tamaño de grano, tipo, cuantificación y forma de las fases existentes y que pudieran tener efecto sobre el desempeño del revestimiento en condiciones de servicio.

Para llevar a cabo esta evaluación se extrajo una probeta de cada uno de los cupones fabricados preparándose el área correspondiente a la superficie del revestimiento y a la superficie transversal al sentido de aplicación de los cordones, según el procedimiento descrito en la Sección QW – (462,5 (e) ^[58], como se ilustra en la Figura 27.

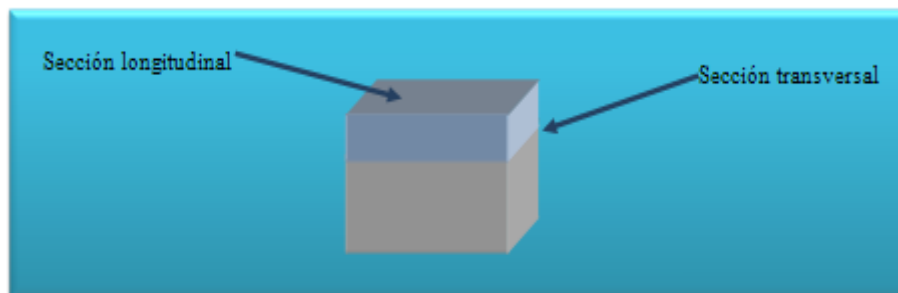


Figura 27 Muestras para preparación metalográfica

2.6.2.3.1 Análisis Micrográfico

Con el fin de revelar, examinar y caracterizar las fases presentes en los revestimientos soldados, para posteriormente estudiar su origen, los posibles efectos sobre las propiedades del revestimiento y establecer las diferencias microestructurales entre el metal base, la zona de fusión y la zona afectada térmicamente, las probetas extraídas fueron sometidas a un análisis micrográfico en la superficie del revestimiento y en la sección transversal al sentido de aplicación de los cordones. Para llevar a cabo este análisis, las muestras se sometieron a un ataque electrolítico con una fuente de poder operando en condiciones de 10 V, durante 3 min en una solución de NaOH al 5%.

Adicionalmente, fue necesario atacar nuevamente las probetas de los revestimientos soldados depositados sobre el acero ASTM A743 grado CA6NM con ácido oxálico, con la finalidad de revelar la zona de fusión y según lo especificado en la norma ASTM E 407. Las fotomicrografías fueron tomadas inmediatamente después del ataque, con aumentos de 20X y 50X, utilizando un microscopio óptico marca Olympus PMG3.

2.6.2.3.2 Análisis Macrográfico

Este análisis se realizó con la finalidad de determinar visualmente por diferencia de tonos grises las características macroestructurales de la sección transversal, enfatizando la ubicación y distribución de las distintas zonas de los revestimientos: metal base, zona de fusión y zona afectada térmicamente. Las probetas extraídas de cada proceso fueron sometidas a preparación metalográfica y posteriormente atacadas electrolíticamente con una fuente de poder operando en condiciones de 10 V, durante 3 min en una solución de NaOH al 5%. (Chen, 2015)

2.6.2.4 Medición del contenido de ferrita en los revestimientos soldados

Debido al papel importante que juega la ferrita en la soldadura, el contenido de esta fase se determinó mediante dos métodos diferentes.

2.6.2.4.1 Método químico

Este método consiste en la determinación del contenido de ferrita usando los diagramas de Schaffler, y WRC, graficando los valores de níquel equivalente y cromo equivalente utilizando los resultados del análisis químico.

2.6.2.4.2 Método metalográfico

Este método consiste en determinar el contenido de ferrita, mediante las fotomicrografías procesadas con el analizador de imágenes Digital Micrograph.

2.6.2.5 Ensayo de dureza

Los revestimientos soldados fueron sometidos a un ensayo de dureza con la finalidad de determinar la dureza promedio de los revestimientos en la sección superficial y transversal de cada probeta. Esta prueba fue realizada siguiendo el procedimiento descrito en la norma ASTM E92^[64], empleando un indentador Vickers, con una carga de 10 gf aplicada durante 15 s. Conforme a la norma mencionada anteriormente, la cual establece que se debe llevar a cabo sobre un espécimen plano. El ensayo se realizó sobre las probetas utilizadas en la evaluación metalográfica que fueron expuestas nuevamente a un macroataque para revelar con suficiente contraste las diferentes zonas del revestimiento sobre las cuales se realizaron las mediciones. En ambas superficies de las probetas se realizaron barridos de (20)

indentaciones con separación aproximada de 2 mm entre ellas, tal y como se observa en la Figura 28 y 29. (Chen, 2015)



Figura 28 Esquema de indentaciones superficiales sobre los revestimientos soldados

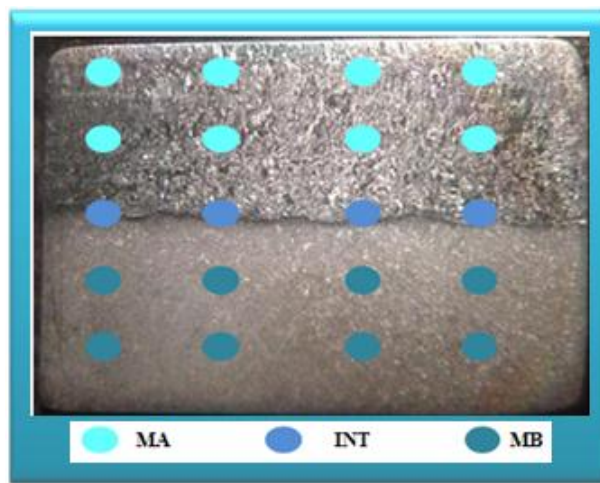


Figura 29 Esquema de indentaciones transversales sobre los revestimientos soldados

2.6.2.6 Ensayo de Doble

El ensayo de doble se realizó con la finalidad de evaluar cualitativamente el grado de ductilidad de los revestimientos soldados y determinar si los mismos eran aceptables según los requerimientos del apartado QW- 163.

El número, tipo y preparación de las probetas se realizó en concordancia con lo establecido en QW- 453 y en los párrafos QW- 161, QW – 462,5 (d), QW – 462.2 de la Sección IX del Código ASME ^[58]. De acuerdo a esto se ensayaron cuatro especímenes de prueba: Dos probetas de doble de lado longitudinal, paralelas a la dirección de la soldadura para cada transferencia utilizada, como se muestra en la Figura 30.

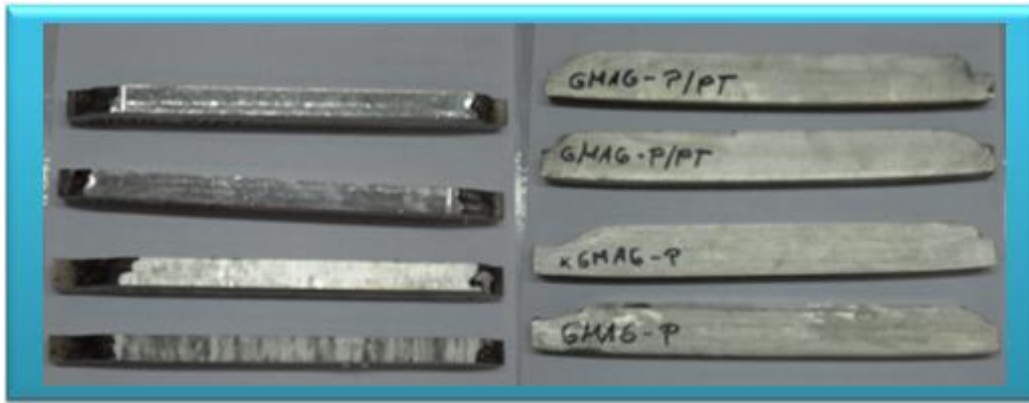


Figura 30 Probetas de los revestimientos soldados para doblez longitudinal

El arreglo para llevar a cabo este ensayo se hizo conforme a QW – 466.2 y QW – 466.1 mientras que las condiciones se realizaron siguiendo el procedimiento descrito en el párrafo QW-162 del ya mencionado Código, para las pruebas de doblez guiado en las instalaciones del IMME, por medio de una máquina universal de ensayos marca BALDWIN, ilustrada en la Figura 32 junto con el dispositivo de doblez utilizado marca TINIUS OLSEN. Cuya configuración y características geométricas de dicho accesorio de doblez se ilustran en la Figura 31. (Pardavila, Francisco; Jemio, Luis, 2015)



Figura 31 a) Máquina universal de ensayos marca BALDWIN. b) Extensómetro marca AMSLER.



Figura 32 Extensómetro marca AMSLER.

2.7 Calificación de los procedimientos de soldadura

Luego de realizada la caracterización de la soldadura, se procedió a realizar el registro de las pruebas de calificación (RPC), la cual soporta los resultados obtenidos en esta caracterización junto con la especificación del procedimiento de soldadura (EPS) desarrollada en esta investigación.

2.8 Ensayo de cavitación ultrasónica

Este método de prueba produce un daño en la cara de la probeta ensayada, mediante una vibración de alta frecuencia mientras se encuentra está sumergida en un líquido. La vibración induce la formación de cavidades en el líquido produciendo un derrumbamiento, cuyo producto genera la pérdida de material del espécimen ensayado.

Se empleó para llevar a cabo este ensayo de cavitación erosión un oscilador ultrasónico marca Hielscher Ultrasonics, modelo UIT 500. El cual se muestra en la Figura 44, compuesto fundamentalmente de un generador de aproximadamente 500 W de potencia, un elemento piezoeléctrico y un bloque amplificador de titanio con una punta de diámetro 22 mm. La configuración del equipo se adaptó a los principales lineamientos de la norma ASTM G32 – 03^[2]. Se empleó el método de ensayo indirecto o de muestra estacionaria, el cual contempla la ubicación de la muestra problema a 0,5 mm de la punta del oscilador. Se empleó como líquido cavitante agua destilada.

La temperatura de ensayo se mantuvo controlada en 25°C empleando un sistema de refrigeración y un sistema de recirculación del flujo refrigerante sobre el recipiente que aloja el líquido cavitante. Se evaluó un total de 4 muestras del acero ASTM A743 revestidas con el aporte SAF 2283LSi, 2 probetas depositadas mediante el proceso GMAW pulsado convencional y 2 probetas depositadas mediante el proceso GMAW pulsado con pulsación térmica. Los especímenes evaluados mediante este ensayo poseían un área de 22 x 22 mm y 6 mm de espesor, con una superficie especular. (Godoy, 2014)

La resistencia a la cavitación erosión fue evaluada en base a la pérdida de masa registrada en una balanza analítica luego de la interrupción de los ensayos. Empleando las siguientes ecuaciones:

Velocidad de penetración media;

$$MDPR (\mu m h^{(-1)}) = \Delta W / (10\rho A \Delta t) \quad (\text{Ec. 9})$$

Resistencia a la cavitación;

$$R_{(e)} (\mu m h^{(-1)}) = 1/MDPR \quad (\text{Ec. 10})$$

◀ W = Pérdida de masa.

A = Área de la superficie de la probeta.

◀ t = Tiempo.

P = Densidad

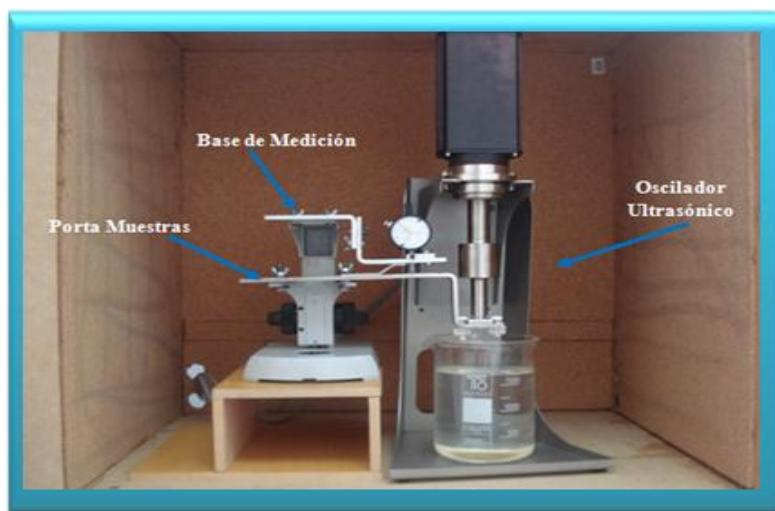


Figura 33 Equipo de Cavitación Ultrasoníc

CAPÍTULO III

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Caracterización de los materiales base y aporte

En este capítulo se presentan los resultados y discusión de los resultados experimentales obtenidos para la calificación de procedimientos de revestimiento (Cladding) con acero inoxidable dúplex SAE 2283LSi de alabes de turbinas, aplicando el proceso de soldadura GMAW – Pulsado y el proceso GMAW – Pulsado con pulsación.

3.1.1.1 Caracterización química de los materiales base, de aporte y gas de protección

Los resultados obtenidos en el análisis químico son mostrados en las tablas 12, 13 para los materiales base ASTM A743 y AISI 304, mientras que en la tabla 16 se muestra la composición nominal para el material de aporte ER 2283LSi reportado por el fabricante. En la segunda columna de dichas tablas se reporta el porcentaje en peso de cada elemento; éste fue obtenido del promedio calculado a partir de dos mediciones realizadas en el laboratorio. En tanto que en la tercera columna se presentan los porcentajes en peso establecidos por las normas correspondientes a cada material.

Tabla 11 Composición química del acero ASTM A743

Elemento	Valor obtenido (% en peso)	Norma ASTM A743 (% en peso)
C	0,058	0,060 máx,
S	0,029	0,030
Cr	12,510	11,500 – 14,000
Ni	3,545	3,500 – 4,500
Mn	0,920	1,000 máx
Mo	0,435	0,400 – 1,000
Si	0,063	1,000 máx

Tabla 12 Composición química del acero AISI 304

Elemento	Valor obtenido (% en peso)	Norma ASTM A240 (% en peso)
C	0,027	0,070 máx
S	0,014	0,030 máx
Cr	18,040	17,500 – 19,500
Ni	9,055	8,000 – 10,500
Mn	1,973	2,000 máx
Mo	0,395	...
Si	0,220	0,750 máx

Tabla 13 Composición química del material de aporte ER 2283LSi

Elemento	Valor reportado por el fabricante (% en peso)	Norma AWS A5,9 (% en peso)
C	0,011	0,030
S	0,001	0,030
Cr	23,000	21,500 – 23,500
Ni	8,860	7,500 – 9,500
Mn	1,480	0,500 – 2,000
Mo	3,100	2,500 – 3,500
Si	0,750	0,900
N	0,156	0,080 – 0,200

La tabla 13 muestra la composición química del metal base ASTM A743 grado CA6NM, observándose que el alto contenido de cromo (12,510 %) junto con el contenido de níquel (3,545%) favorecen la resistencia a la corrosión intergranular, mientras el bajo contenido de carbono (inferior a 0,06 %) disminuye la tendencia a la precipitación de carburos en los límites de grano (Arévalo, 2012). El bajo contenido de carbono en el acero estabiliza la presencia de la ferrita delta hasta la temperatura ambiente, la cual lleva a una disminución en la tenacidad del material. En este sentido, la adición de níquel compensa la reducción del contenido de carbono y la pérdida de tenacidad, por ser un elemento gammágeno (favorece la formación de austenita).

Adicionalmente, en el uso específico de rodetes hidráulicos, un contenido de níquel entre 3,5 y 5,0% en peso mejora la resistencia a la cavitación y erosión por arena y la tenacidad al impacto.

La tabla 14 muestra la composición química del metal base AISI 304, observándose los elevados contenidos de Cr (18,040 %) y Ni (9,055), siendo éste último el responsable del aumento de la estabilidad de la austenita mientras que el Cr promueve la estabilidad de la ferrita, confiriéndole ambos a la aleación una elevada resistencia a la corrosión. Esta resistencia se atribuye a la formación de una película delgada y estable que pudiera ser de óxido de cromo u óxido de níquel, que existe solo cuando el contenido de cromo excede el 10%. (Cevallos, Juan; Macas, Diego, 2012)

El carbono aumenta la estabilidad de la austenita y mejora las características mecánicas de la aleación a altas y bajas temperaturas, sin embargo, afecta negativamente su resistencia a la corrosión, debido a que su exposición en el intervalo de temperaturas entre 400 - 800 °C, este elemento se precipita como carburo de cromo en los límites de grano, lo que facilita el ataque intercrystalino. Por otra parte, el C influye sensiblemente en la dureza y también aumenta progresivamente, al ir elevando los contenidos de C, los valores del límite elástico y de la carga de rotura (Lazo, 2015).

La tabla 15 muestra la composición química del material de aporte ER 2283LSi proporcionada por el fabricante y la establecida en la norma correspondiente. Esta composición es responsable de la elevada resistencia a la corrosión, en especial en lo que se refiere a la corrosión intergranular y a bajo tensiones. La aleación es del tipo cromo-níquel-molibdeno que se caracteriza por una microestructura de austenita y ferrita en proporciones similares.

Finalmente, se puede observar en las tablas 14, 15 y 16, que la composición porcentual de los elementos constituyentes de los materiales base ASTM A743 grado CA6NM, AISI 304 y en el metal de aporte ER 2283LSi, están dentro de los límites establecidos para cada uno de ellos dentro de las normas ASTM A743, ASTM A240 y AWS A5.9 respectivamente.

3.1.1.2 Caracterización metalográfica de los materiales base

La caracterización metalográfica de los materiales base se realizó en secciones extraídas y preparadas metalográficamente. La metalografía correspondiente a la aleación AISI 304 se realizó en sentido transversal a la dirección de laminación y la correspondiente a la aleación ASTM A743 se realizó en la superficie que originalmente debió estar expuesta a

las condiciones de cavitación. Estos resultados fotomicrografiados se muestran en la Figura 34 y 35, con un aumento de 20X. En las mismas se identifican las fases presentes típicas de estos aceros, determinadas mediante la ayuda del HANDBOOK V 9.

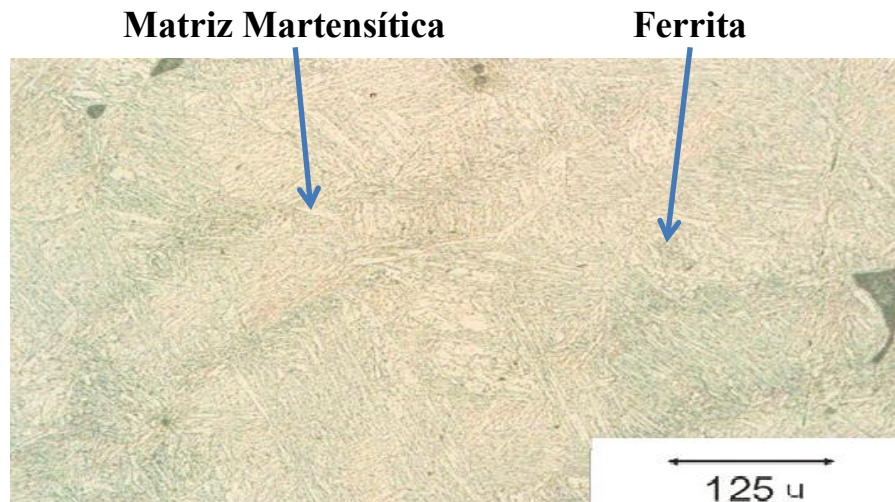


Figura 34 Microestructura del acero ASTM A743, tomada en sentido transversal a la dirección de laminación.

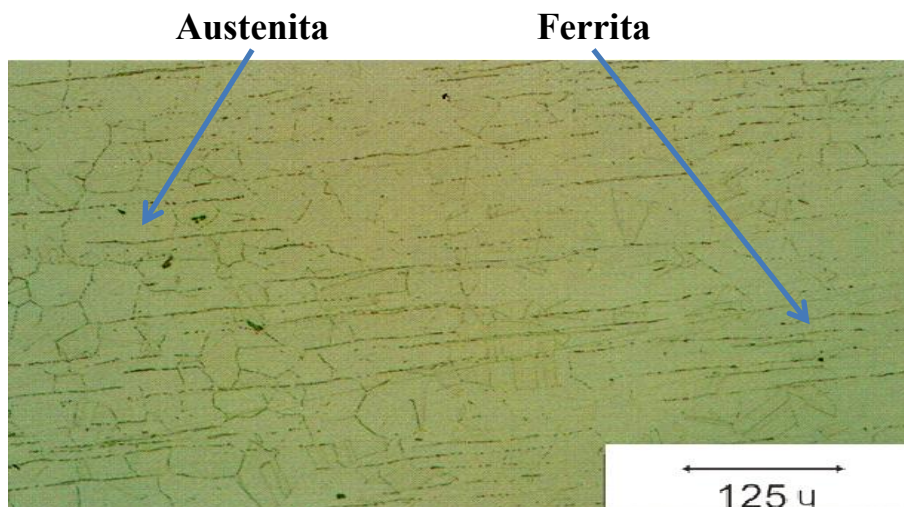


Figura 35 Microestructura del acero AISI 304, tomada en sentido transversal a la dirección de laminación.

La Figura 35 muestra la microestructura del acero ASTM A743, la cual está constituida por áreas claras representando la matriz de martensita y líneas oscuras correspondientes a la fase ferrítica. La estructura martensítica del acero CA6NM depende de un equilibrio entre su bajo contenido de carbono (máximo del 0,06 %) y el contenido de níquel (3,5 – 4,5). Esta estructura es característica de las aleaciones fundidas (Carrión, 2014).

Por otra parte, en la Figura 35 se distingue la presencia de ferrita (líneas oscuras) en una matriz austenítica constituida por granos equiaxiales (áreas claras) que componen la microestructura del acero inoxidable AISI 304.

Esta microestructura se presenta cuando la relación C_{req}/N_{ieq} se encuentra entre 1,48 y 1,95. La solidificación se inicia a partir de la formación de ferrita como fase primaria. En el enfriamiento, con la evolución de la solidificación, el líquido remanente es enriquecido con elementos estabilizadores de austenita.

Tal fenómeno lleva a ese líquido a transformarse en austenita. Así, en la microestructura final, la fase primaria permanece en el núcleo de los ramos dendríticos, con forma vermicular, envuelta por la austenita. Además de eso, se observa que la ferrita remanente de la transformación se torna más rica en cromo y más pobre en níquel en comparación con los porcentajes antes de la transformación (Chen, 2015).

3.1.2 Medición del contenido de ferrita

3.1.2.1 Método químico

Partiendo de las mediciones realizadas en el análisis químico empleando las técnicas de gasometría, fluorescencia y espectroscopia de absorción atómica para determinar la composición química de los materiales base, se calculó el cromo y níquel equivalente de los materiales base AISI 304 y ASTM A743 grado CA6NM. Los valores correspondientes al aporte ER 2283LSi se calcularon a partir de la composición química reportada por el fabricante. Dichos valores y su representación se muestran en la tabla 14 y en el diagrama de Schaeffler (Figura49), respectivamente.

Tabla 14 Valores de C_{req} , N_{ieq} y contenido de ferrita en los metales base AISI 304, CA6NM y en el aporte ER 2283LSi obtenidos por medio del diagrama de Schaeffler.

Material:	N_{ieq} (%)	C_{req} (%)	Contenido de Ferrita (%)
AISI/SAE 304	10,84	18,77	5-10
CA6NM	4,65	13,04	-
ER2283LSi	9,93	27,23	40-80

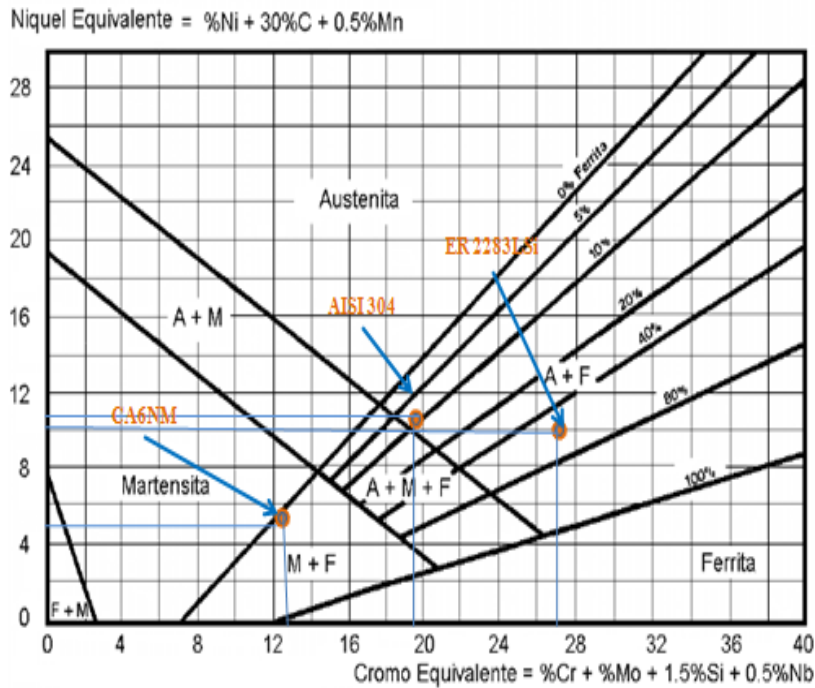


Figura 36 Contenido de ferrita en los metales base AISI 304, CA6NM y en el aporte ER 2283LSi obtenidos mediante el diagrama de Schaeffler.

El porcentaje de ferrita para el acero AISI 304 se encontró entre un 5 – 10%, para el acero ASTM A743 se ubicó sobre la prolongación de la línea de 0% contenido de ferrita en el diagrama. Mientras que para el material de aporte el contenido de ferrita se ubicó entre 40 - 80% de ferrita, lo cual concuerda con lo reportado por el fabricante (Lozano, 2016).

Los porcentajes de ferrita encontrados para todos los consumibles se encuentran dentro de los parámetros encontrados en la bibliografía, ya que para un acero inoxidable austenítico el contenido de ferrita debe ser igual o menos al 10%, mientras que en aceros inoxidables martensíticos para aplicaciones de cavitación es indeseable Carrouge reporta que un porcentaje de ferrita delta de un 10% en un acero inoxidable martensítico reduce su tenacidad hasta en un 50% debido, entre otras cosas, a la marcada incoherencia de las intercara ferrita δ /martensita.

3.1.2.2 Método metalográfico

Los resultados obtenidos del análisis de las micrografías tomadas a los materiales base mostradas en las Figuras 37 y 38 se presenta en la tabla 16. En ésta se reporta el contenido de ferrita, austenita y martensita determinados para cada acero.

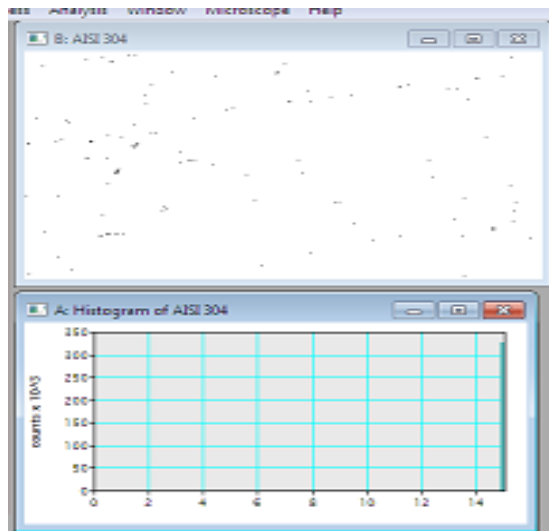


Figura 37 Contenido de ferrita en el acero AISI 304, obtenido mediante el analizador de imágenes Digital Micrograph.

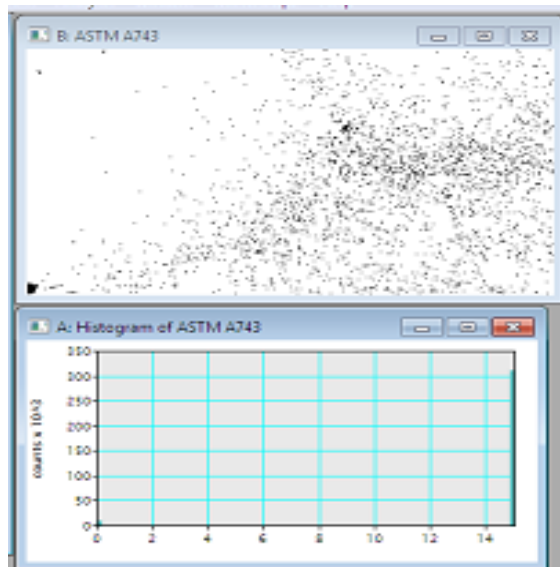


Figura 38 Contenido de ferrita en el acero ASTM A743 grado CA6NM obtenidos mediante el analizador de imágenes Digital Micrograph.

Tabla 15 Contenido de ferrita en los materiales base AISI 304 y ASTM A743 grado CA6NM obtenidos por el método metalográfico

Medición (CA6NM)	Contenido de Austenita (%)	Contenido de Ferrita (%)	Contenido de Martensita (%)
AISI304	98	2	-
CA6NM	-	3	97

La fracción volumétrica de ferrita delta no fue mayor de un 3% para el acero martensítico, mientras que para el acero inoxidable austenítico no fue significativa ya que la ferrita se observaba en la microestructura como líneas finas negras, que al ser procesadas con el analizador de imágenes no se apreciaron notablemente.

Según (Minaya, 2012) se comprobó que si pequeñas cantidades de Ferrita (2-3%) de solución sólida de carbono en Hierro bcc, acompañaba a la predominante Austenita se aumentaba la posibilidad de producir soldaduras sanas, sin fisuración en caliente.

3.1.3 Evaluación de la dureza de los materiales base

Los valores obtenidos en los ensayos de dureza realizados a los aceros AISI 304 y ASTM A743 grado CA6NM se presentan en las tablas 19 y 20, respectivamente. En cada tabla se muestra el promedio de quince indentaciones realizadas con una separación aproximada entre ellas de 2 mm en cada una de las muestras, aplicando una carga de 10 kg durante 15 segundos.

Tabla 16 Valores de Dureza Vickers obtenidos para el material base AISI 304

Medición	Valor de dureza vickers (HVN10)
Dureza promedio	185,5686

Tabla 17 Valores de Dureza Vickers obtenido para el material base CA6NM

Medición	Valor de dureza vickers (HVN10)
Dureza promedio	207,3717

Finalmente, al comparar los resultados obtenidos para los metales base AISI 304 y ASTM A743 grado CA6NM con los valores especificados en la normativa técnica, se observa que, en efecto la dureza promedio cumple con lo establecido en las normas ASTM A240 y ASTM A743, respectivamente

3.1.4 Preparación de los metales base utilizados en la fabricación de los cupones

Una vez realizados los cortes pertinentes de cada material base, se obtuvieron secciones de 203*152*12,7 mm para ambos materiales. Estas dimensiones corresponden a las especificadas en la Sección IX del Código ASME para calificación de procedimientos.

En la Figura 39 se ilustra los cupones correspondientes al acero AISI 304, la condición de entrega de la muestra correspondiente al acero ASTM A743 grado CA6NM perteneciente a los álabes de turbinas tipo francis, y el cupón finalmente extraído a partir de esta muestra (Pardavila, Francisco; Jemio, Luis, 2015).

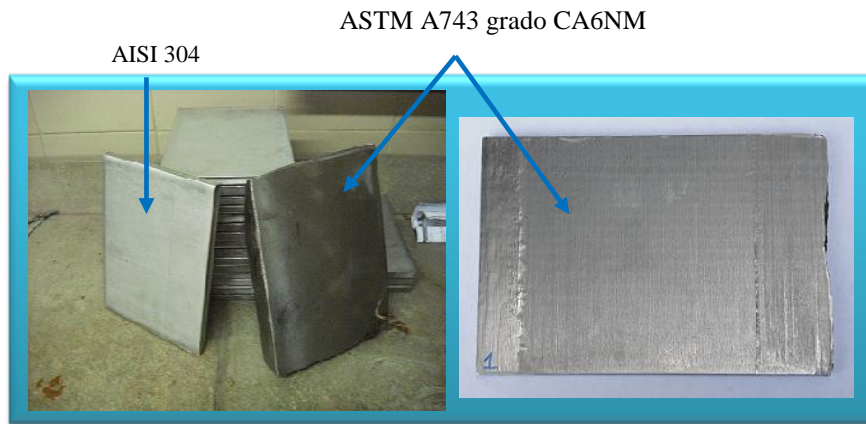


Figura 39 Secciones de los materiales base utilizados en la calificación de procedimientos

3.1.5 Evaluación no destructiva del acero ASTM A743 grado CA6NM

3.1.5.1 Líquidos penetrantes

Los resultados obtenidos con líquidos penetrantes revelan en términos generales el buen estado de la superficie correspondiente a las dos secciones de material extraídas del bloque perteneciente a los álabes de turbina tipo Francis, verificándose la ausencia de discontinuidades tales como grietas superficiales y discontinuidades abiertas a la superficie que pudieron originarse durante el servicio del material y que afectarían negativamente los resultados de los ensayos requeridos durante la etapa de calificación de los procedimientos utilizados para aplicar los revestimientos (Ntahanson, 2017).

En la Figura 40 se observan las imágenes a) y b) correspondientes a las etapas de aplicación de los líquidos penetrantes y en la imagen c) es posible observar también la ausencia de indicaciones relevantes según el criterio establecido en este ensayo según los requerimientos de la Sección V, Artículo 6 del Código ASME ^[58] y de la norma ASTM E-165.

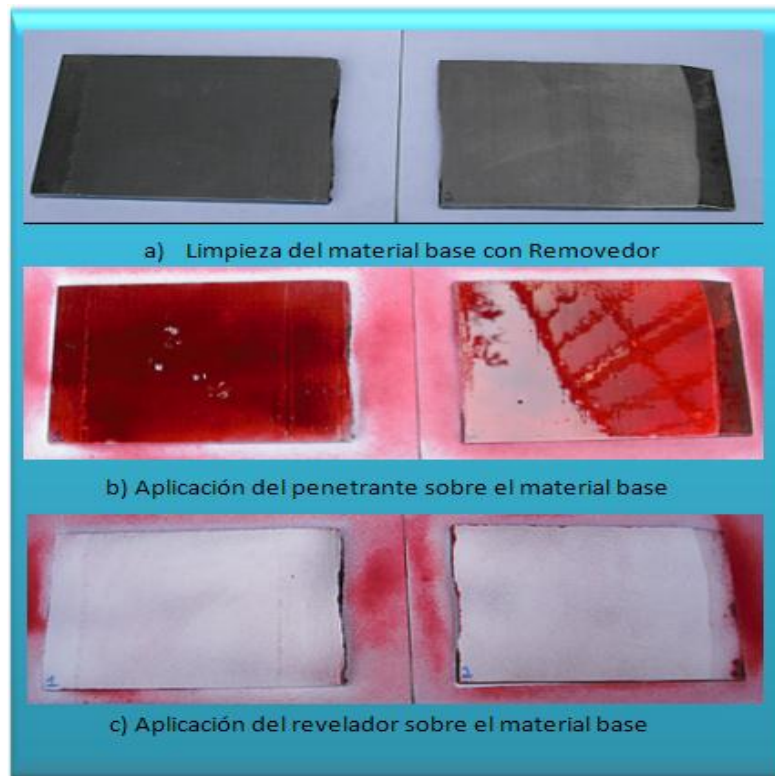


Figura 40 Evaluación no destructiva del acero ASTM A743 mediante líquidos penetrantes

3.2 Determinación de los parámetros de soldadura del proceso GMAW – P

3.2.1 Condiciones de trabajo y deposición de cordones

Los parámetros de soldadura empleados en la transferencia metálica pulsada (I_p , I_b , t_p y t_b), para el aporte (alambre sólido ER 2283LSi de 1,2 mm de diámetro) que se mantuvieron fijos durante el desarrollo de la deposición mediante transferencia metálica pulsada y la transferencia pulsada con pulsación térmica de todas las pruebas de soldadura realizadas se presentan resumidos en la tabla 18 (Vélez, 2013).

Tabla 18 Parámetros fijados durante las pruebas de soldadura GMAW – P de cordones depositados sobre el acero inoxidable AISI 304.

Modo de transferencia	Pulsado
Material de aporte	ER 2283LSi, diámetro 1,2 mm
Gas de protección	Argón – 2% O ₂
Velocidad de alimentación (W_f)	5 m/s
Polaridad	Corriente directa con polaridad inversa (ER +)
Distancia Boquilla – Pieza	15 mm
Posición de soldadura	Plana (1G); orientación del electrodo 90°
Flujo de gas protector	12 l/min

Como resultado de la variación del conjunto de parámetros seleccionado de la zona paramétrica para el aporte ER 2283LSi, se obtuvieron 18 conjuntos adicionales de variables dentro de dicha zona manteniendo un valor de $I_p = 300$ A constante. Todas las soldaduras correspondientes a cada uno de los conjuntos adicionales se depositaron a tres velocidades de soldadura diferentes (10, 15 y 26 cm/min) (Narváez, 2012).

En las tablas 19, 20 y 21, se muestran los valores correspondientes a las variables del proceso de soldadura GMAW – Pulsado, (corriente de base I_b , tiempo de base t_b y tiempo de pico t_p), así como también la velocidad de soldadura fijada para cada grupo. El conjunto seleccionado correspondió a la condición 2,5 – 11 ($I_p = 300$, $I_b = 80$, $t_p = 2$, $t_b = 4$, $V_s = 2,5$ m/s) mostrado en la tabla 23. La utilización de las variables de este conjunto durante la soldadura produjo un cordón que presentó los mejores resultados en cada una de las evaluaciones realizadas y que se detallan a continuación (Godoy, 2014).

Tabla 19 Parámetros dentro de la zona paramétrica depositados a $V_s = 10$ cm/min.

Ensayo N°	I_b (A)	t_p (ms)	t_b (ma)
2 - 1	50	2	3
2 - 2	50	2	4
2 - 3	50	2	6
2 - 4	50	3	3
2 - 5	50	3	4
2 - 6	50	3	6
2 - 7	50	4	3
2 - 8	50	4	4
2 - 9	50	4	6
2 - 10	80	2	3
2 - 11	80	2	4
2 - 12	80	2	6
2 - 13	80	3	3
2 - 14	80	3	4
2 - 15	80	3	6
2 - 16	80	4	3
2 - 17	80	4	4
2 - 18	80	4	6

Tabla 20 Parámetros dentro de la zona paramétrica depositados a $V_s = 15$ cm/min

Ensayo N°	Ib (A)	tp (ms)	tb (ma)
2,5 - 1	50	2	3
2,5 - 2	50	2	4
2,5 - 3	50	2	6
2,5 - 4	50	3	3
2,5 - 5	50	3	4
2,5 - 6	50	3	6
2,5 - 7	50	4	3
2,5 - 8	50	4	4
2,5 - 9	50	4	6
2,5 - 10	80	2	3
2,5 - 11	80	2	4
2,5 - 12	80	2	6
2,5 - 13	80	3	3
2,5 - 14	80	3	4
2,5 - 15	80	3	6
2,5 - 16	80	4	3
2,5 - 17	80	4	4
2,5 - 18	80	4	6

Tabla 21 Parámetros dentro de la zona paramétrica depositados a $V_s = 26$ cm/min.

Ensayo N°	Ib (A)	tp (ms)	tb (ms)
3 - 1.	50	2	3
3 - 2.	50	2	4
3 - 3.	50	2	6
3 - 4.	50	3	3
3 - 5.	50	3	4
3 - 6.	50	3	6
3 - 7.	50	4	3
3 - 8.	50	4	4
3 - 9.	50	4	6
3 - 10.	80	2	3
3 - 11.	80	2	4
3 - 12.	80	2	6
3 - 13.	80	3	3
3 - 14.	80	3	4
3 - 15.	80	3	6
3 - 16.	80	4	3
3 - 17.	80	4	4
3 - 18.	80	4	6

3.2.2 Evaluación y selección del conjunto de parámetros

3.2.2.1 Oscilogramas

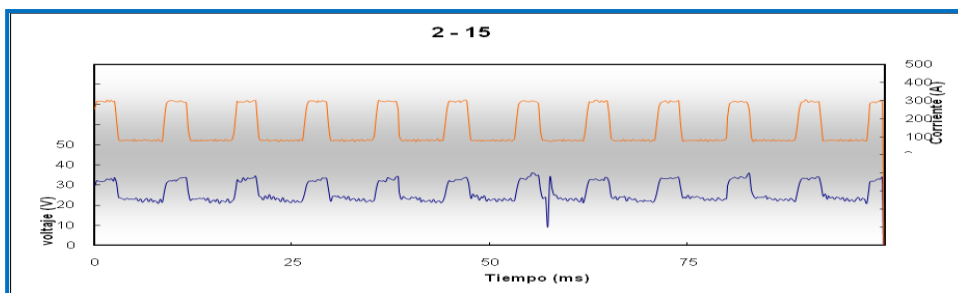
A continuación se muestran 7 de los 56 oscilogramas obtenidos durante la deposición de los cordones de prueba: dos para cada una de las tres velocidades empleadas y el oscilograma que cumplió con los criterios de evaluación (Carrión, 2014).

Estos criterios de selección del mejor conjunto de parámetros fueron:

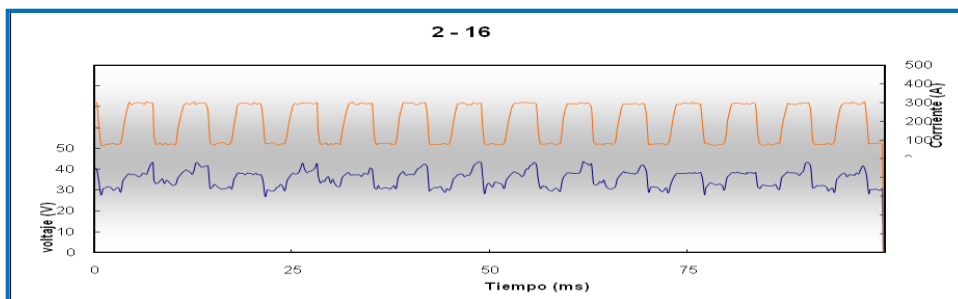
1. Desprendimiento de una sola gota por pulso
2. Ausencia de cortocircuitos
3. Ausencia de desprendimiento de gotas en la base

Cada conjunto de parámetros fue representado mediante las señales extraídas del equipo, simuladas en forma de oscilogramas a través del software oscilos versión 4.0, graficando los valores de corriente y voltaje en función del tiempo.

En la Figura 41, imágenes a) y b) se observan desprendimientos de dos gotas por pulso y ocurrencia de cortocircuitos, e inestabilidad en el arco mientras que en la Figura 56 imágenes a) y b) si bien se muestra una tendencia de desprendimiento de una sola gota por pulso, comportamiento considerado necesario para cumplir con el criterio de Burnoff, también ocurrieron desprendimientos en la base. En la Figura 42 se muestran los oscilogramas obtenidos a una velocidad de 10 cm/min que si bien presentan tendencias de desprendimientos de una gota por pulso, la corriente no presenta un comportamiento suficientemente estable como para descartar la ocurrencia de desprendimientos en la base. Finalmente, en la Figura 43 se muestra el oscilograma seleccionado en este proceso por presentar una deposición de una gota por pulso y mantener un arco estable, libre de cortocircuitos.

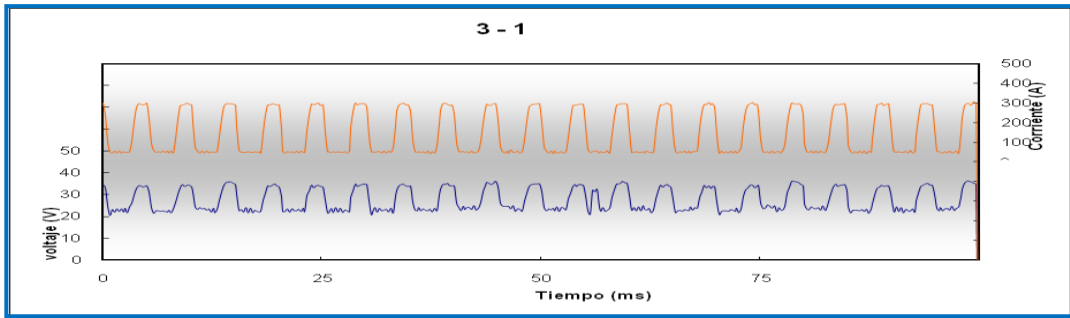


a) Condición 2 – 15; $I_p = 300$, $I_b = 80$, $t_p = 3$, $t_b = 6$.

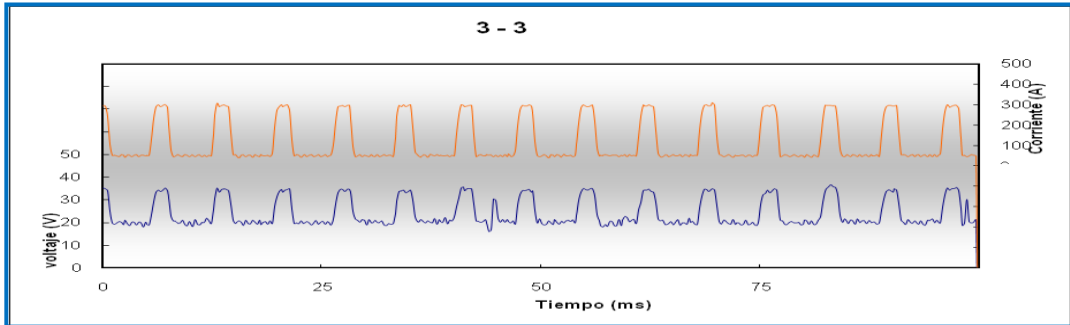


b) Condición 2 – 16; $I_p = 300$, $I_b = 80$, $t_p = 4$, $t_b = 3$.

Figura 41 Parámetros dentro de la zona paramétrica depositados a $V_s = 10$ cm/min.

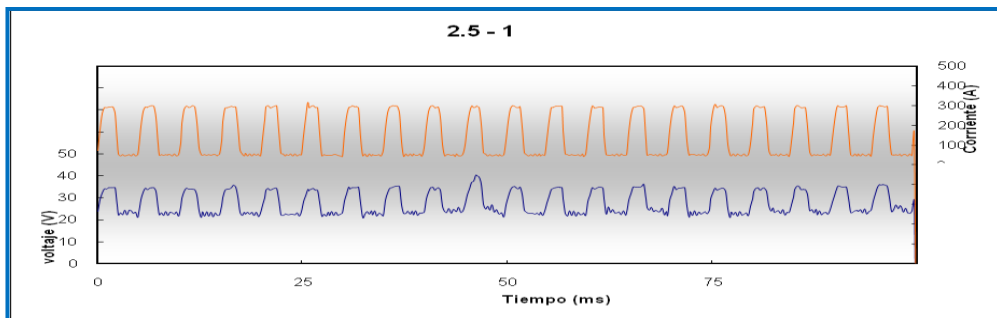


a) Condición 3 – 1; $I_p = 300$, $I_b = 50$, $t_p = 2$, $t_b = 3$.

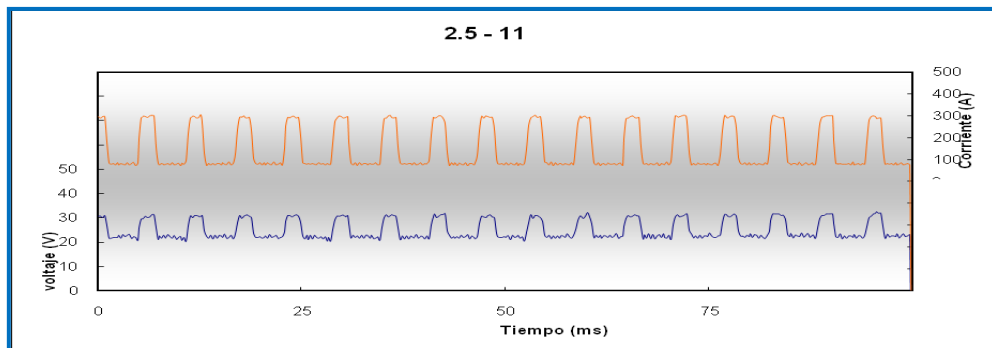


b) Condición 3 – 3; $I_p = 300$, $I_b = 50$, $t_p = 2$, $t_b = 6$.

Figura 42 Parámetros dentro de la zona paramétrica depositados a $V_s = 26$ cm/min

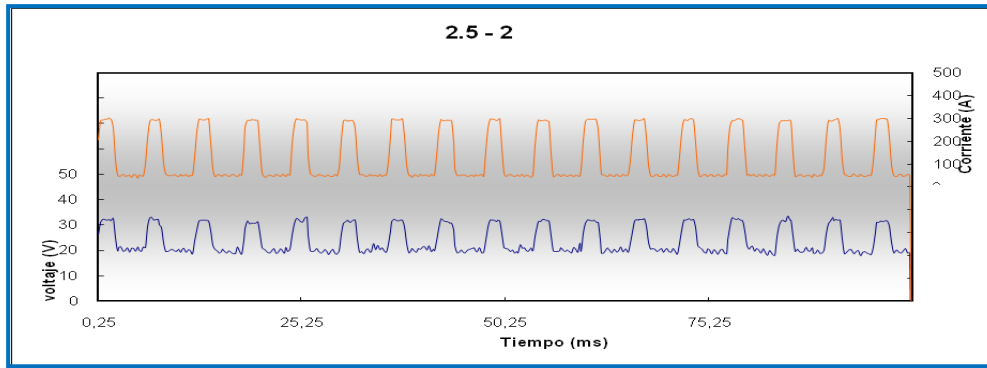


a) Condición 2,5 – 1; $I_p = 300$, $I_b = 50$, $t_p = 2$, $t_b = 3$.



b) Condición 2,5 – 2; $I_p = 300$, $I_b = 50$, $t_p = 2$, $t_b = 4$.

Figura 43 Parámetros dentro de la zona paramétrica depositados a $V_s = 15$ cm/min



Condición 2,5 – 11; $I_p = 300$, $I_b = 80$, $t_p = 2$, $t_b = 4$.

Figura 44 Parámetro seleccionado dentro de la zona paramétrica depositados a $V_s = 15$ cm/min.

3.2.2.2 Inspección visual

Los cordones fueron evaluados superficialmente con el método de inspección visual con la finalidad de descartar aquellos que presentaran irregularidades tales como forma y dimensiones irregulares, grietas, rugosidad excesiva y salpicaduras. (Cevallos, Juan; Macas, Diego, 2012)

En las Figuras 45 a 48 se muestran las imágenes de los cordones correspondientes a los oscilogramas presentados en la Sección anterior. En dichas imágenes es posible observar la mejora progresiva en los aspectos evaluados; comenzando con las imágenes a) y b) de la Figura 46, en la cual se observa la presencia de abundantes salpicaduras, irregularidades y rugosidad superficial del cordón. Posteriormente se muestran las imágenes a) y b) de la Figura 47 la disminución en la cantidad de salpicaduras en los cordones depositados a una velocidad de 26 cm/min, continuando con las imágenes a) y b) de la Figura 48 depositadas a una velocidad de 15 cm/min hasta obtener a esta velocidad el mejor cordón caracterizado por la ausencia de discontinuidades y aspecto superficial óptimo mostrado en la Figura 48.

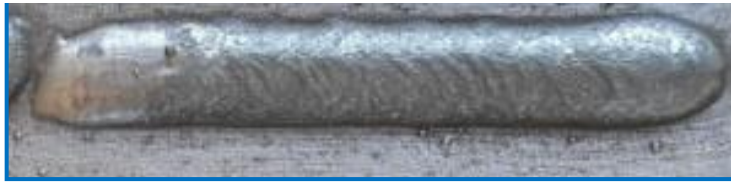


a) Condición 2 – 15



b) Condición 2 – 16

Figura 45 Inspección visual de los cordones depositados dentro de la zona paramétrica a $V_s = 10$ cm/min



a) Condición 3 – 1



b) Condición 3 – 3

Figura 46 Inspección visual de los cordones depositados dentro de la zona paramétrica a $V_s = 26$ cm/min.



a) Condición 2,5 – 1



b) Condición 2,5 – 11

Figura 47 Inspección visual de los cordones depositados dentro de la zona paramétrica a $V_s = 15$ cm/min.



a) Condición seleccionada 2,5 – 2

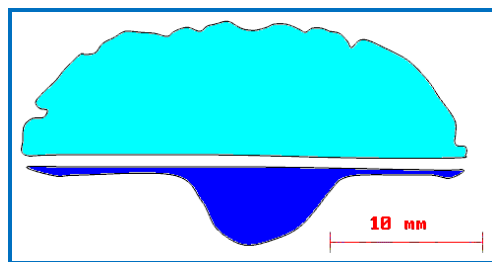
Figura 48 Inspección visual del cordón seleccionado dentro de la zona paramétrica depositados a $V_s = 15$ cm/min.

3.2.2.3. Evaluación macrográfica

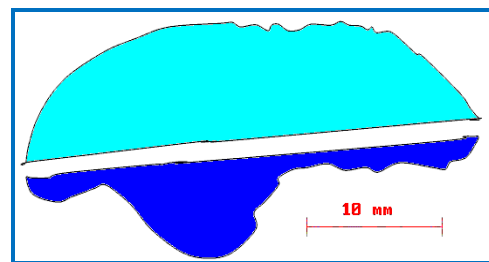
Cada cordón fue evaluado mediante macrografía con la finalidad de calcular el porcentaje de dilución y el refuerzo de cara, considerando la fracción de área en píxeles mediante el analizador de imágenes Digital Micrograph. En la Figura 63 se muestran las macrografías correspondientes de los cordones seleccionados previamente (Lozano, 2016).

En las imágenes (a) y (b) se observa que las áreas de color azul oscuro representan la dilución del material de aporte con el metal base, siendo estas inferiores a la dilución del resto de los cordones evaluados. Adicionalmente, el refuerzo de cara, representado por las áreas de color azul claro, muestra un aspecto superficial notablemente irregular. Los valores de dilución obtenidos mediante el análisis fueron de las imágenes (c) y (d), fueron de 36,87 y 34,69, respectivamente. Así mismo, es posible observar un refuerzo de cara regular.

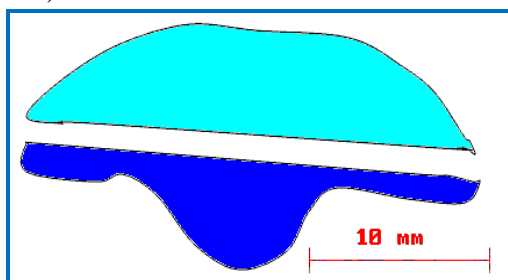
Por otra parte, en las imágenes (e) y (f), los valores de dilución fueron de 39,09 y 37,05, respectivamente y nuevamente se obtuvo un refuerzo de cara regular. Finalmente en la Figura 49, el porcentaje de dilución fue de 35,46 con un refuerzo de cara regular.



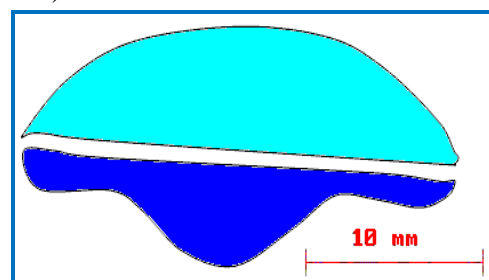
a) Condición 2 – 15.



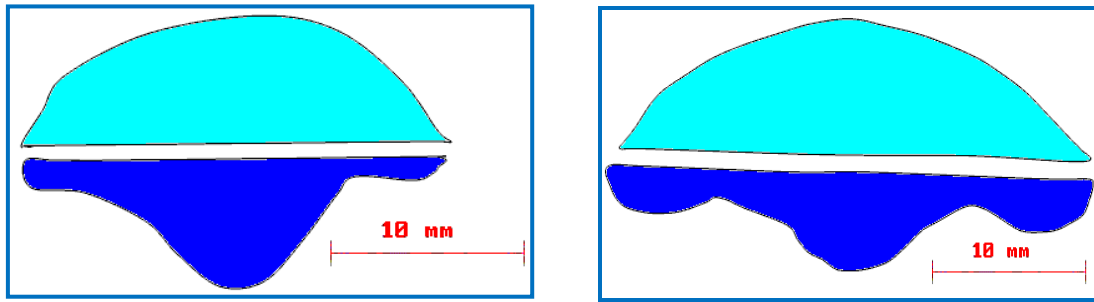
b) Condición 2 – 16. 4



c) Condición 3 – 1.



d) Condición 3 – 3.



e) Condición 2,5 – 1.

f) Condición 2,5 -11.

Figura 49 Imágenes macrográficas de los cordones depositados en el proceso GMAW P.

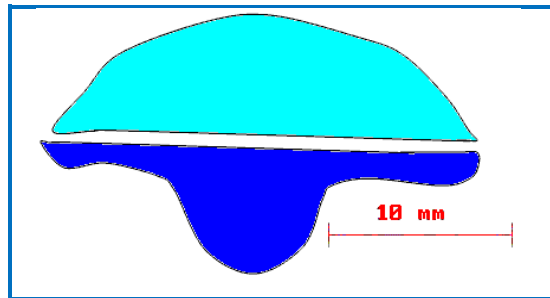


Figura 50 Imágenes macrográficas de los cordones depositados en el proceso GMAW P condición 2,5 – 2.

3.2.2.4 Aporte de calor

Se calculó la energía bruta aportada (EBA) y la energía neta absorbida (ENA) del proceso empleando los valores de los parámetros eléctricos, corriente media (I_m) y voltaje medio (V_m) (Godoy, 2014). El criterio de selección utilizado en esta etapa se basó en establecer el conjunto de parámetros cuyo aporte de calor haya sido menor y que además cumpliera con la transferencia metálica de una gota por pulso, ausencia de discontinuidades superficiales, aspecto adecuado (sin salpicaduras, rugosidad superficial baja).

En las tablas 24, 25 y 26 se presentan los valores de corriente media (I_m) y voltaje medio (V_m), el aporte calórico y la energía neta absorbida de todas las condiciones de deposición evaluadas, seleccionándose finalmente la condición 2,5 – 2 con un valor de 1,351 KJ/mm y 0,959 KJ/mm para EBA y ENA respectivamente.

Tabla 22 Valores de ENA y EBA, determinados a $V_s = 10$ cm/min

Ensayo N°	I_m (A)	V_m (V)	EBA (KJ/mm)	ENA (KJ/cm)
2 - 1.	145	29	2,523	1,791
2 - 2.	133	25	2,027	1,439
2 - 3.	121	24	1,742	1,237
2 - 4.	164	35	3,464	2,459

2 - 5.	155	29	2,697	1,915
2 - 6.	136	26	2,122	1,506
2 - 7.	185	35	3,896	2,766
2 - 8.	114	30	2,025	1,437
2 - 9.	150	28	2,520	1,789
2 - 10.	165	30	2,970	2,109
2 - 11.	150	27	2,385	1,693
2 - 12.	153	24	2,157	1,532
2 - 13.	185	33	3,641	2,585
2 - 14.	171	32	3,283	2,331
2 - 15.	154	26	2,402	1,706
2 - 16.	199	36	4,298	3,052
2 - 17.	188	33	3,722	2,643
2 - 18.	170	28	2,856	2,028

Tabla 25. Valores de ENA y EBA, determinados a $V_s = 15$ cm/min.

Ensayo Nº	Im (A)	Vm (V)	EBA (KJ/mm)	ENA (KJ/cm)
2,5 - 1	145	29	1,705	1,211
2,5 - 2	133	25	1,351	0,959
2,5 - 3	124	24	1,190	0,845
2,5 - 4	167	33	2,204	1,565
2,5 - 5	150	30	1,800	1,278
2,5 - 6	133	27	1,410	1,001
2,5 - 7	186	34	2,552	1,812
2,5 - 8	110	36	1,584	1,125
2,5 - 9	150	28	1,704	1,210
2,5 - 10	163	30	1,956	1,389
2,5 - 11	154	25	1,509	1,072
2,5 - 12	144	23	1,331	0,945
2,5 - 13	186	32	2,381	1,690
2,5 - 14	170	33	2,244	1,593
2,5 - 15	154	29	1,756	1,246
2,5 - 16	200	37	2,960	2,102
2,5 - 17	181	34	2,462	1,748
2,5 - 18	170	26	1,768	1,255

Tabla 26. Valores de ENA y EBA, determinados a $V_s = 26$ cm/min.

Ensayo Nº	Im (A)	V (V)	EBA (KJ/mm)	ENA (KJ/cm)
3 - 1.	145	29	0,97	0,689
3 - 2.	130	27	0,81	0,575
3 - 3.	121	25	0,698	0,496
3 - 4.	168	33	1,295	0,919
3 - 5.	152	30	1,052	0,747
3 - 6.	133	25	0,78	0,554
3 - 7.	185	36	1,52	1,079
3 - 8.	168	37	1,415	1,005
3 - 9.	150	29	0,987	0,7
3 - 10.	165	29	1,104	0,784

3 - 11.	154	25	0,888	0,631
3 - 12.	140	24	0,775	0,551
3 - 13.	186	32	1,374	0,975
3 - 14.	172	30	1,191	0,845
3 - 15.	154	26	0,924	0,656
3 - 16.	199	37	1,699	1,206
3 - 17.	182	36	1,512	1,074
3 - 18.	170	27	1,059	0,752
29	140	31	1,736	1,215

3.4 Fabricación de los revestimientos empleando los conjuntos definitivos de parámetros mediante transferencia pulsada convencional

Una vez seleccionado el mejor conjunto de parámetros con el proceso de soldadura GMAW Pulsado, se depositó el revestimiento empleando como aporte el acero inoxidable dúplex SAF 2283LSi sobre dos sustratos diferentes: el acero inoxidable austenítico AISI 304 y la fundición de acero inoxidable martensítico grado CA6NM (Lazo, 2015). Igualmente, el mejor conjunto de parámetros en el proceso de soldadura GMAW Pulsado con pulsación térmica se utilizó en la fabricación de dos revestimientos sobre cada material base.

Se fabricaron dos cupones revestidos sobre el acero inoxidable AISI 304, para ambos tipos de transferencia con la finalidad de garantizar la elaboración del total de probetas requeridas para la evaluación y calificación. Sin embargo, debido a la limitada disponibilidad del acero ASTM 743 Grado CA6NM, solo fue posible fabricar un cupón con cada modo de transferencia.

3.5 Evaluación de los revestimientos soldados

3.5.1 Ensayos No Destructivos

La evaluación no destructiva de los cupones revestidos sobre ambos materiales base se realizó con el objetivo de descartar la existencia de defectos internos o superficiales, que de estar presentes en la soldadura, pudieran afectar la calidad final del revestimiento. (Lozano, 2016)

3.5.1.1 Inspección Visual

Una vez depositadas las dos capas del revestimiento, éste fue sometido a limpieza manual empleando un cepillo de alambre, a fin obtener una superficie libre de cualquier partícula externa ajena al proceso que pudiese interferir con la inspección. Se procedió a evaluar minuciosamente el acabado superficial del revestimiento, así como también la presencia, distribución y número de discontinuidades superficiales tales como; grietas, poros, salpicadura y socavaduras; descartándose la presencia de éstas. En la Figura 68 se muestra el aspecto superficial de los revestimientos depositados empleando transferencia pulsada imágenes a) y c), depositados sobre ambos metales base. Igualmente en las imágenes b) y d) se pueden observar el aspecto superficial de los revestimientos depositados empleando transferencia pulsada con pulsación térmica.



Figura 51 Inspección visual de los revestimientos depositados sobre ambos metales base, mediante transferencia GMAW P.

3.5.1.2 Líquidos Penetrantes

La evaluación empleando líquidos penetrantes permitió evaluar la calidad de los revestimientos soldados a través de la determinación de posibles discontinuidades superficiales o abiertas a la superficie. El procedimiento de inspección se realizó según lo

establecido en el apartado requerimientos de la Sección V, Artículo 6 del Código ASME ^[58] y de la norma ASTM E- 16. Los criterios de aceptación utilizados corresponden al párrafo QW- 195 de la Sección IX del mismo Código. (Pardavila, Francisco; Jemio, Luis, 2015)

En la Figura 52 se observan las imágenes correspondientes a las etapas de aplicación de los líquidos a los dos cupones de prueba sobre el acero AISI 304 fabricados empleando la transferencia metálica pulsada. En las imágenes e) y f) es posible observar también la ausencia de indicaciones relevantes y, si bien en los extremos de los cupones se observan indicaciones, éstas no se consideran relevantes ya que corresponden al solapamiento entre las dos capas de revestimiento, adicionalmente estas áreas no son significativas para la extracción y posterior evaluación de las probetas utilizadas en los ensayos destructivos

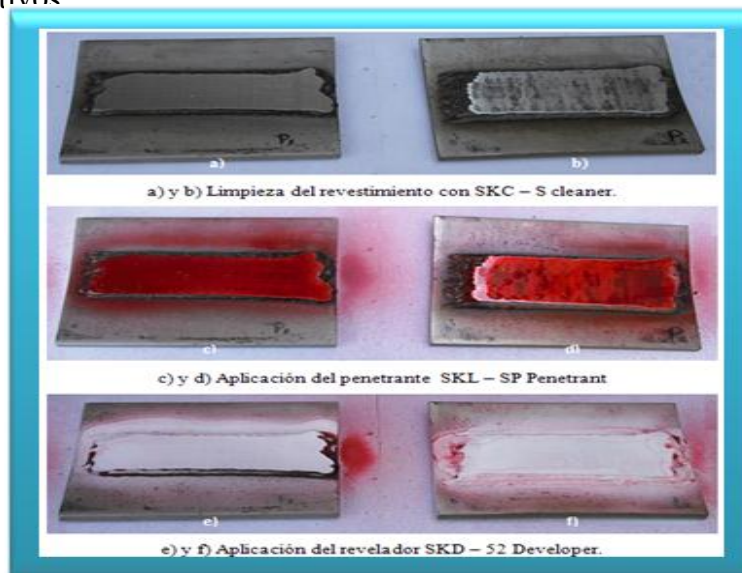


Figura 52 Evaluación por líquidos penetrantes del revestimiento empleando GMAW P, depositado sobre el acero AISI 304.

En la Figura 52 se observan las imágenes correspondientes a la aplicación de los líquidos a los dos cupones de prueba sobre el acero AISI 304 fabricados empleando la transferencia metálica pulsada con pulsación térmica. Nuevamente, en la imágenes e) y f) se observa la ausencia de indicaciones relevantes.

Finalmente, en la Figura 71 se observan las imágenes correspondientes a la evaluación de los cupones de prueba sobre el acero ASTM A743 grado CA6NM fabricados empleando ambos tipos de transferencia. Al igual que en las imágenes precedentes no se observaron indicaciones relevantes. Las imágenes a), c) y e) corresponden a la evaluación no

destruccion del revestimiento depositado con GMAW P, y las imágenes b), d) y f) corresponden al revestimiento depositado empleando GMAW P/PT (Ramos, 2017).

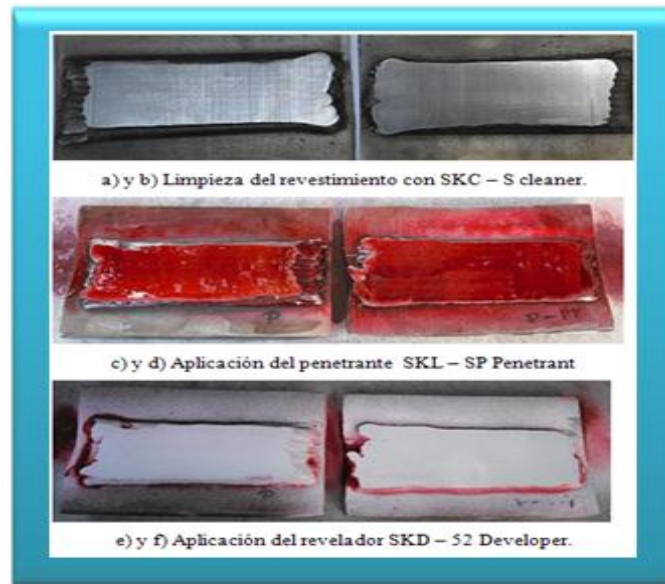


Figura 53 Evaluación por líquidos penetrantes de los revestimientos empleando GMAW P depositado sobre el acero ASTM A743

De acuerdo a los resultados obtenidos en la evaluación por líquidos penetrantes, además de mostrar la total inexistencia de grietas o fisuras externas en la soldadura, no revelaron ninguna irregularidad superficial que pudiera afectar la calidad de los revestimientos; cumpliendo de esta forma la soldadura con los criterios de aceptabilidad establecidos en la norma ASTM A78. (Godoy, 2014)

3.5.2.2 Evaluación metalográfica de los revestimientos soldados

3.5.2.2.1 Análisis Micrográfico

Con el objetivo de realizar el análisis micrográfico de los revestimientos se tomaron fotomicrografías correspondientes a la superficie del revestimiento y en la Sección transversal. El análisis permitió identificar y evaluar las distintas fases existentes en las tres zonas características de las probetas: el revestimiento soldado, zona afectada térmicamente y los materiales base, haciendo énfasis en la microestructura de la primera (Narvárez, 2012).

La identificación de las distintas fases existentes en los revestimientos se realizó utilizando como referencia un atlas de microestructuras. En las Figuras 54 y 55 se muestran las micrografías correspondientes a los revestimientos aplicados sobre el acero AISI 304 con transferencia pulsada y con pulsado térmico, respectivamente; mientras que

en las Figuras 56 y 57, se muestran los aplicados sobre el acero ASTM A743 con transferencia pulsada respectivamente.

En todas las Figuras, las imágenes identificadas con la letra (a) corresponden a la microestructura superficial de la probeta, mientras que las identificadas con la letra (b) corresponden a la superficie transversal del revestimiento. Así mismo, las imágenes identificadas con la letra (c) corresponden a la interfase entre el revestimiento y los materiales base. Finalmente, la letra (d) identifica la microestructura de los materiales base, correspondiendo las Figuras 1 y 2 al acero AISI 304 y las 3 y 4 al acero ASTM A743 (Lozano, 2016).

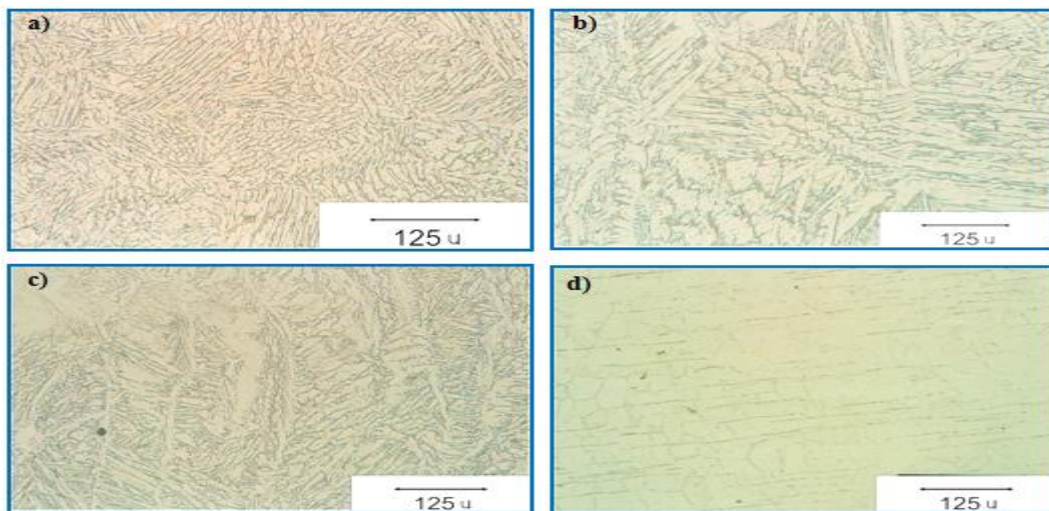


Figura 54 Microestructura del revestimiento SAE 2283LSi; interface Revestimiento-Acero AISI 304, ataque electrolítico en solución de ácido oxálico al 10% durante 15 segundos. Pulsado Convencional.

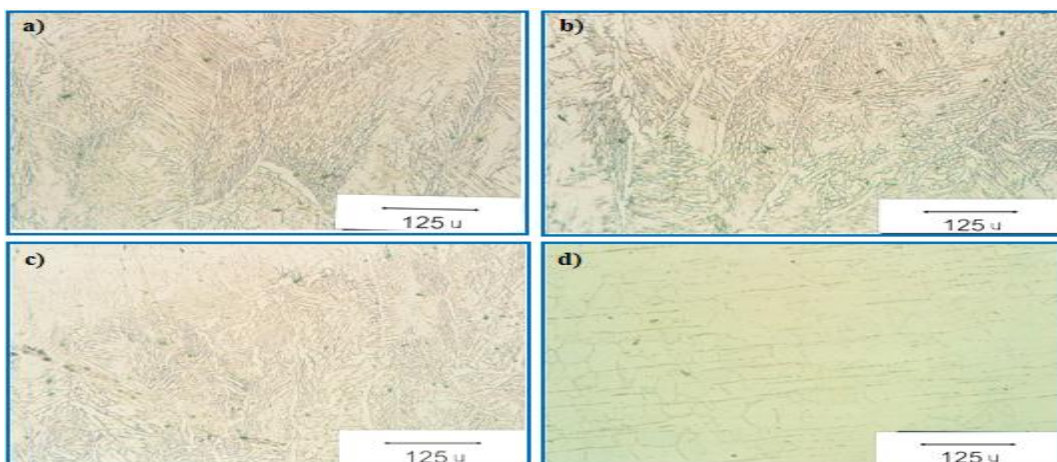


Figura 55 Microestructura del revestimiento SAE 2283LSi; interface Revestimiento-Acero AISI 304, ataque electrolítico en solución de ácido oxálico al 10% durante 15 segundos.

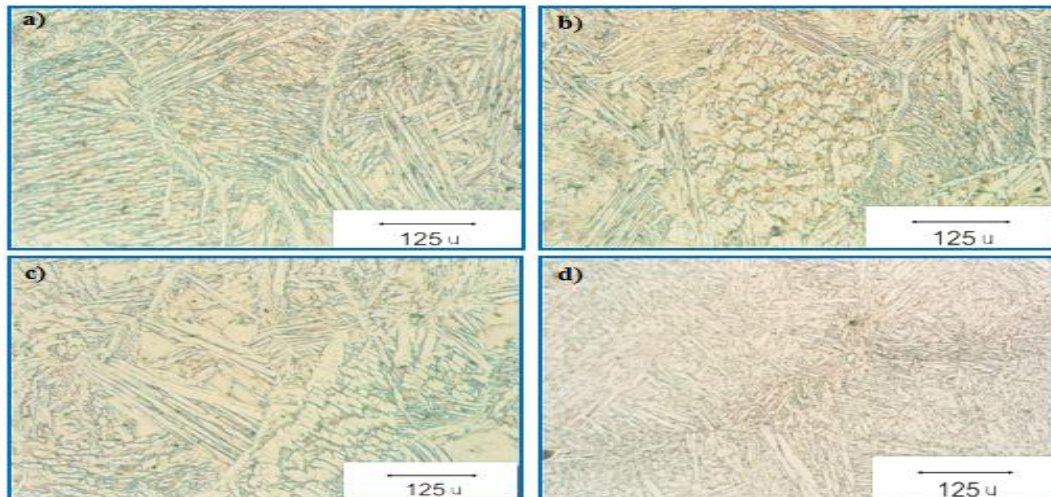


Figura 56 Microestructura del revestimiento SAE 2283LSi; interface Revestimiento-Acero ASTM A743, ataque electrolítico en solución de ácido nítrico al 10% durante 15 segundos. Pulsado convencional

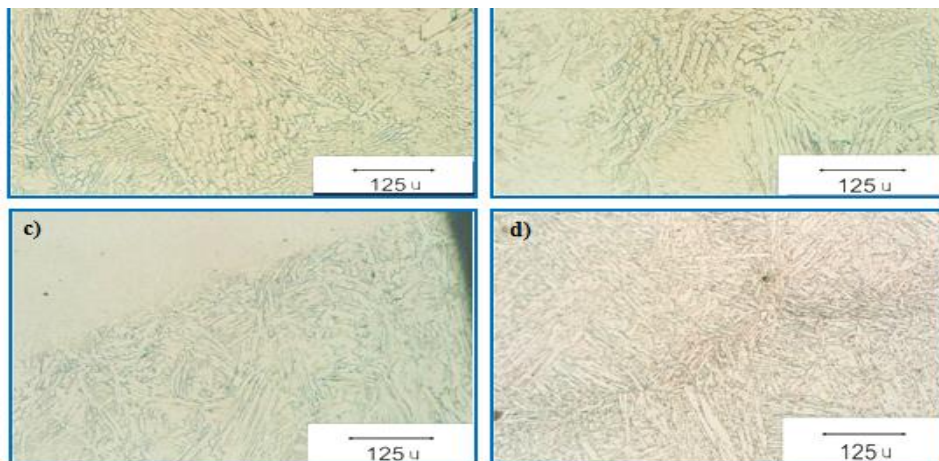


Figura 57 Microestructura del revestimiento SAE 2283LSi; interface Revestimiento-Acero ASTM A743 grado CA6NM, ataque electrolítico en solución de ácido nítrico al 10% durante 15 segundos.

En todas las microestructuras correspondientes a las imágenes identificadas con las letras (a) y (b) es posible diferenciar las dos fases características de los aceros dúplex, que consisten en austenita precipitada en matriz ferrítica, correspondiendo la fase clara a la austenita y la oscura a la ferrita (Minaya, 2012).

En los metales base dúplex, la proporción aproximada de ambas fases es de 50% debido principalmente al contenido en su composición química de cromo, níquel y nitrógeno y al tratamiento térmico al cual se somete el material que consiste en recocido de solución con enfriado rápido. Debido a la composición química típica de los aceros dúplex, su comportamiento durante un enfriamiento de equilibrio puede describirse en función de

la sección correspondiente a un 60% de hierro del sistema ternario hierro-cromo níquel. Como se muestra en la Figura 58.

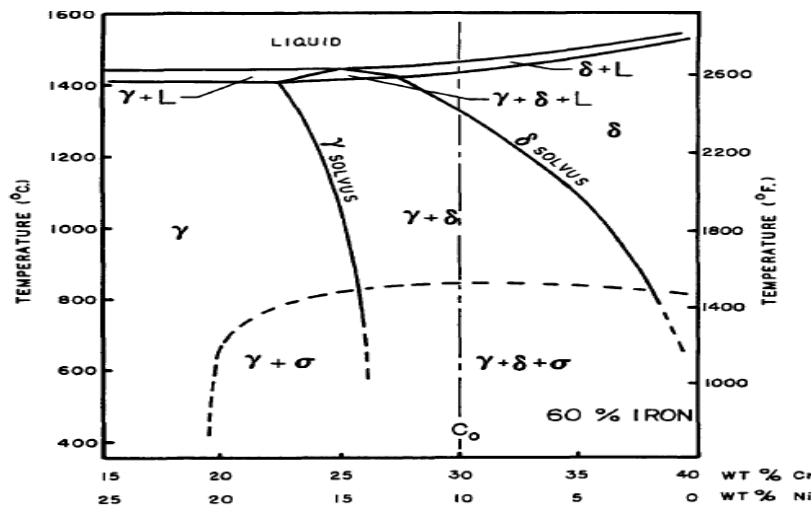


Figura 58 Sección vertical del diagrama de fases Fe – Cr – Ni a 60% Fe (balance en Fe 60%).

En general, la solidificación primaria ocurre como ferrita delta, y a medida que la temperatura desciende por debajo de la línea solvus δ (ferrita) se inicia una transformación parcial en austenita que comienza en los límites de granos de la ferrita y continúa a nivel intergranular. Al completarse los ciclos de enfriamiento, la microestructura resultante es de granos bastos de ferrita rodeados por una cadena continua de austenita (Chen, 2015).

Sin embargo, las elevadas velocidades de calentamiento y enfriamiento constituyen condiciones fuera de equilibrio que producen ciertas variaciones microestructurales, especialmente en cuanto a la transformación de la ferrita en austenita.

En las imágenes identificadas como (c), correspondientes a la interfase entre el material base y el aporte, nuevamente se observa una marcada diferencia de color entre la microestructura austenítica y un color más oscuro correspondiente a la ferrita.

En el caso de las Figuras 59 y 60, la zona afectada térmicamente se produjo en el acero inoxidable austenítico AISI 304. En estos aceros, cuyo modo de solidificación primario es ferrítico-austenítico, la temperatura pico que alcanza la ZAC puede ser suficientemente elevada para promover la transformación de austenita a ferrita y debido al enfriamiento rápido, se produciría un aumento en el contenido de esta fase en dicha zona con respecto al contenido en el metal base original ^[77] tal y como se observa en las micrografías identificadas como c.

Durante la soldadura la ZAC experimenta temperaturas pico que oscilan entre la temperatura de fusión hasta la temperatura inicial del material base, dependiendo de la distancia desde el límite de fusión. Debido a que el calentamiento y el enfriamiento en la ZAC son relativamente rápido las regiones de esta zona que alcanzan temperaturas picos aproximadamente inferiores a 649°C a 650°C son inmunes a la sensibilización. Adicionalmente la región de la zona afectada por el calor inmediatamente adyacente al límite de fusión también es resistente a la sensibilización debido a que la solubilidad del carbono es elevada a la temperatura pico alcanzada y el enfriamiento a través del intervalo de sensibilización es generalmente lo suficientemente rápido para suprimir la precipitación de carburos. Esto deja una estrecha región en la zona afectada por el calor ubicada a cierta distancia del límite de fusión que será calentada hasta el intervalo de temperaturas de sensibilización. Si el tiempo dentro de este intervalo es suficiente se nuclearan carburos a lo largo de los límites de grano de la austenita.

Para las imágenes identificadas como c) correspondientes a la interfase metal base – aporte de las Figuras 59 y 60. Se observa una microestructura igual a la observada en las Figuras 61 y 62, proveniente del aporte metálico, granos de austenita (fase clara) precipitados en una matriz ferrítica (fase oscura) hasta llegar a la zona correspondiente al metal base donde se observa en estos casos una microestructura martensítica proveniente del acero ASTM A743. Cuando estos aceros se someten al proceso de soldadura pueden producirse grietas y una notable reducción en sus propiedades mecánicas (especialmente la ductilidad y la resistencia al impacto). La resistencia a la corrosión también puede verse afectada negativamente debido a los ciclos térmicos que el material sufre en la zona de fusión y en la ZAC.

Finalmente en la micrografía (d) de las Figuras 61 y 62, se muestra la microestructura típica de granos equiaxiales de color claro correspondiente a la fase austenítica rodeada de una fase más oscura correspondiente con la fase ferrítica, lo cual corresponde con la microestructura del acero AISI 304^[11]. Por otra parte, en las micrografías (d) correspondientes a las Figuras 79 y 80 se observa la microestructura completamente martensítica, perteneciente al acero ASTM A743.

3.5.2.2.2 Análisis Macrográfico

Las macrografías tomadas a los revestimientos en el análisis macrográfico se muestran en las Figuras 63 y 64, en las cuales se observan claramente definidos el revestimiento y metal base (Ntahanson, 2017).

La línea de fusión ondulada entre el revestimiento y el acero 304 en las imágenes de la Figura 82 evidencia que la dilución fue mayor con respecto a la dilución entre el revestimiento y el acero ASTM A743 grado CA6NM, cuya línea de fusión tiene un aspecto prácticamente rectilínea.

Según, American welding Society la cantidad de flujo de calor dentro del material base, proveniente del depósito fundido es función de la temperatura inicial y de la conductividad térmica del metal base. Según esto, la diferencia se podría atribuir a la diferencia de la conductividad térmica entre éstos, la cual es de 16.7 Btu/ft.h. °F para el acero ASTM A743 grado CA6NM, mientras que para el acero AISI 304 es de 12.4 Btu/ft.h.

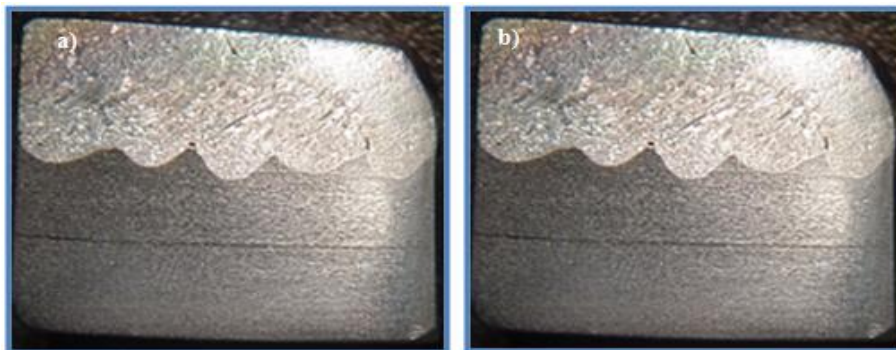


Figura 59 Macrografías de la Sección transversal de los revestimientos aplicados sobre el 304 empleando a) transferencia pulsada convencional



a) Pulsado convencional

Figura 60 Macrografías de la sección transversal de los revestimientos aplicados sobre el acero ASTM A743 grado CA6NM empleando: a) transferencia pulsada convencional.

3.5.2.3 Medición del contenido de ferrita en los revestimientos soldados

Debido al papel importante que juega la ferrita en la soldadura de los aceros inoxidable, el contenido de esta fase se determinó mediante dos métodos: químico y metalográfico. (Carrión, 2014)

3.5.2.3.1 Método químico

El contenido de ferrita en los revestimientos se determinó usando los diagramas de Schaeffler y WRC, mediante el cálculo de los valores de níquel equivalente y cromo equivalente determinados. (Arévalo, 2012)

En las tablas 26 y 27 se presentan los contenidos porcentuales de ferrita y los valores de níquel y cromo equivalente obtenidos para ambos modos de transferencia según las relaciones desarrolladas por Schaeffler y el WRC, respectivamente. Así mismo se incluyen los valores calculados empleando la composición química reportada por el fabricante para transferencia metálica convencional a fin de utilizarlos como punto de comparación. Las representaciones gráficas de los valores antes mencionados se pueden observar en las Figuras 61 y 62.

Tabla 23 Valores de Creq, Nieq y contenido de ferrita en los revestimientos soldados obtenidos por medio del diagrama de Schaeffler

Proceso	Nieq (%)	Creq (%)	Contenido de Ferrita (%)
GMAW - P	10,66	26,00	40 - 80
GMAW	8,68	23,75	40 - 80

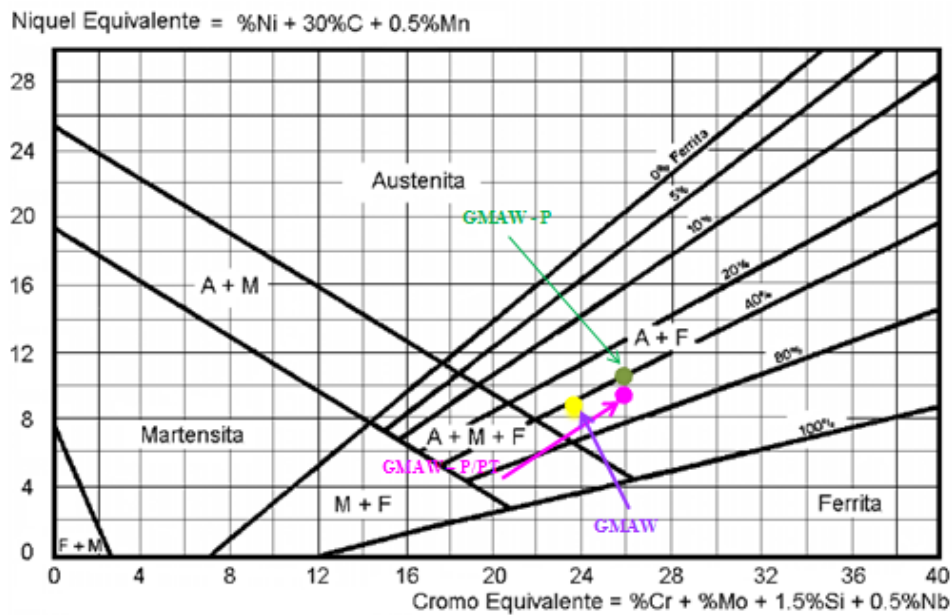


Figura 61. Contenido de ferrita en los revestimientos soldados obtenidos mediante el diagrama de Schaeffler.

Tabla 24 Valores de C_{req} , N_{ieq} y contenido de ferrita en los revestimientos soldados obtenidos por medio del diagrama de WRC.

Proceso	N_{ieq} (%)	C_{req} (%)	Contenido de Ferrita (%)
GMAW - P	12.61	25.38	35 - 40
GMAW	65 - 70

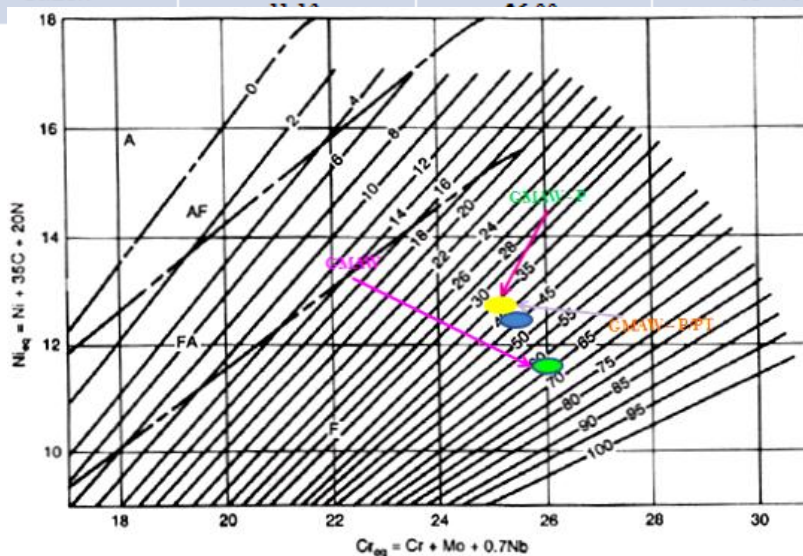


Figura 62 Contenido de ferrita en los revestimientos soldados obtenidos mediante el diagrama WRC.

En la tabla 28, es posible observar que los porcentajes de ferrita calculados para la deposición pulsada convencional y la pulsada térmica se encuentran en el intervalo de 40-80%, mientras que en la tabla 28, los contenidos de ferrita para la transferencia pulsada convencional y transferencia pulsada térmica se encuentran entre 35 – 40% y 45 – 50%, respectivamente.

Las variaciones entre los contenidos de esta fase calculados empleando ambos diagramas son producto de los elementos considerados según su efecto ferritizante o austenizante y de su peso relativo en el cálculo de los valores de níquel y cromo equivalentes. El diagrama WRC se considera particularmente aplicable para aceros dúplex debido a que considera el efecto austenizante del nitrógeno. Adicionalmente, este diagrama proporciona intervalos de ferrita más restringidos, por lo que se desprende que el contenido de ferrita obtenido mediante transferencia con pulsado térmico es ligeramente superior al obtenido con pulsado convencional.

Estos contenidos concuerdan con lo expresado, según el cual los aceros inoxidable dúplex austenoferríticos contienen, en su mayor parte, proporciones de ambas fases en el intervalo 40/60 a 60/40, aproximadamente debido a la introducción de componentes (nitrógeno), como elemento formador de austenita reemplazando al níquel en este aspecto.

3.5.2.3.2 Método metalográfico

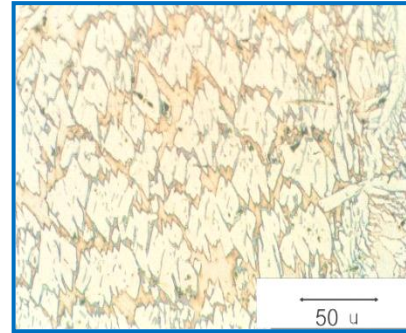
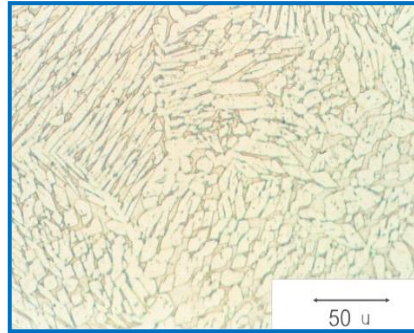
En las Figuras 62 y 63 se muestran las micrografías de los revestimientos tomadas a un aumento de 50X, las micrografías procesadas y analizadas digitalmente mediante el software y el histograma correspondiente; cuyos resultados se emplearon en la determinación del porcentaje de ferrita. Los porcentajes de austenita y ferrita obtenidos se reportan en la tabla 33 para cada modo de transferencia.

Revestimiento de acero SAF 2283LSi, empleando GMAW P

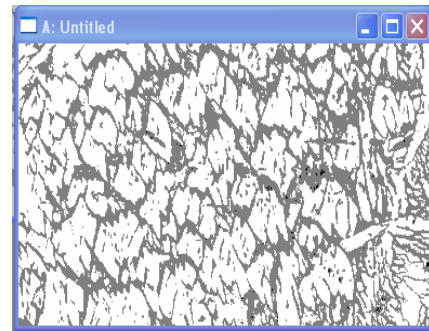
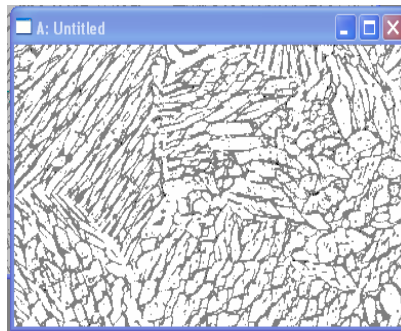
acero AISI 304

acero ASTM A743 grado CA6NM

Micrografía a)



Analizador de imagen b)



Histograma c)

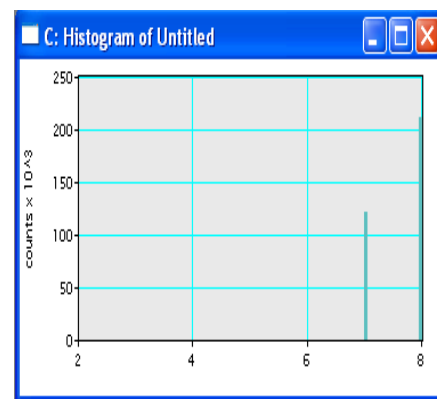
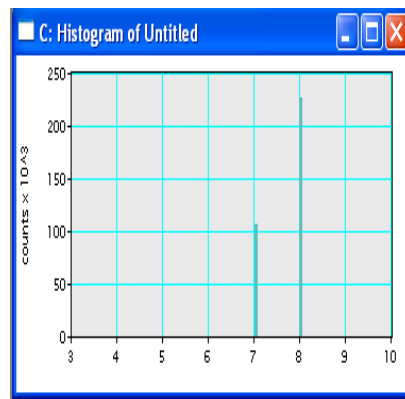


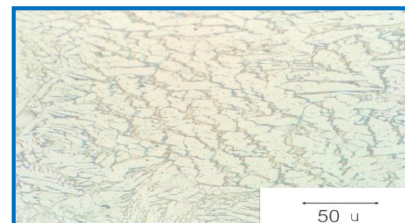
Figura 63 Imágenes de las micrografías de los revestimientos depositados mediante transferencia pulsada convencional (50X), b) las micrografías procesadas digitalmente y c) los histogramas de acuerdo a cada material base.

Revestimiento de acero SAF 2283LSi.

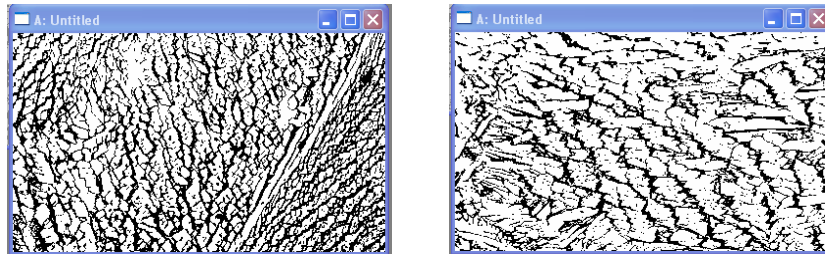
Acero AISI 304

Acero ASTM A743 grado CA6NM

Micrografía a)



Analizador de imagen b)



Histograma c)

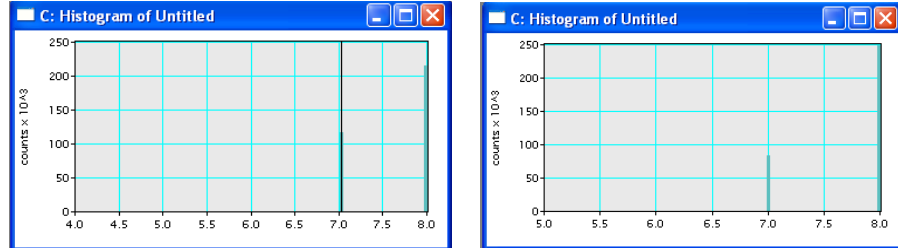


Figura 64 Imágenes de las micrografías de los revestimientos depositados mediante transferencia pulsada con pulsación térmica (50X), b) las micrografías procesadas digitalmente y c) los histogramas de acuerdo a cada material base.

En la tabla 25 se reporta un contenido de ferrita de 34% correspondiente al promedio de los histogramas de las fotomicrografías del revestimiento superficial y transversalmente para la transferencia pulsada convencional, mientras que en el pulsado térmico se obtuvo 36%. (Arévalo, 2012)

Tabla 25 Porcentajes de austenita y ferrita determinados metalográficamente en los revestimientos para cada modo de transferencia

Proceso	Contenido de Austenita (%)	Contenido de Ferrita (%)
GMAW - P	66	34

Finalmente, la determinación del contenido de ferrita de los revestimientos se hizo inicialmente a partir del análisis de los diagramas de Schaffler y WRC y metalográficamente empleando el analizador de imágenes Micrograph Digital. Los diagramas mencionados permitieron obtener un intervalo cada vez más específico de valores para el contenido de ferrita. Si bien, a partir del análisis de las tablas 26, 27 y 28, los resultados obtenidos empleando ambos métodos no concuerdan exactamente, es posible observar que la tendencia reportada se mantiene, esto es, el contenido de ferrita es superior en los revestimientos depositados mediante pulsado térmico que el correspondiente al obtenido con pulsado convencional.

Tal y como se mencionó anteriormente, estos aceros solidifican inicialmente como ferrita y a medida que disminuye la temperatura se precipita una cierta cantidad de austenita, cuyo volumen depende de la composición química de la aleación y de la velocidad de enfriamiento

En la sección correspondiente a la composición química de los revestimientos se observaron ligeras variaciones en las composiciones de dos elementos ferritizantes, como fueron aumento del cromo y disminución del molibdeno, por lo cual se podría inferir que dichas variaciones no tuvieron un efecto significativo en el contenido final de ferrita de los revestimientos. Según esto, las variaciones en los porcentajes de ferrita entre ambos modos de transferencia podrían atribuirse exclusivamente a la velocidad de enfriamiento de la soldadura, la cual depende a su vez del espesor del material base, la geometría de la pieza, la temperatura de precalentamiento y el calor aportado durante el proceso de soldadura; siendo ésta última la única variable a considerar debido a que los demás parámetros se mantuvieron constantes (Arévalo, 2012).

En estos aceros, la cantidad de austenita precipitada será menor a mayores velocidades de enfriamiento debidas a un menor aporte de calor. Lo antes expuesto, se corrobora con los resultados obtenidos en el cálculo aporte de calor o energía neta aportada (ENA) que se expusieron anteriormente, siendo igual a 1,248 KJ/mm para pulsado térmico y ligeramente superior e igual a 1,351 KJ/mm para pulsado convencional.

3.5.2.4 Ensayo de dureza Vickers

Las mediciones de dureza fueron realizadas en cada una de las probetas soldadas con los dos modos de transferencia metálica (pulsada y pulsada con pulsación térmica), empleando el procedimiento descrito en la norma ASTM E-92 (Chen, 2015).

Con el objeto de evaluar el efecto de cada modo de transferencia sobre la dureza de los revestimientos se promediaron los valores de dureza superficial y transversal para cada modo de transferencia independientemente del metal base ya que, como se mencionó anteriormente, se asumió la ausencia de dilución. Los valores obtenidos se muestran en la tabla 26.

Tabla 26 Dureza superficial de los revestimientos

	GMAW P
Dureza HV10	236,39

Los resultados indican que la mayor dureza tuvo lugar en los revestimientos depositados mediante transferencia pulsada con pulsación térmica los cuales tal y como se mencionó anteriormente, presentaron un contenido de la fase ferrítica ligeramente superior a los depositados con transferencia pulsada convencional. Estos resultados coinciden con los obtenidos por Kordatos, J.D, Fourlaris G. y G. Papadimitriou, según el cual, la dureza de la soldadura resulta afectada por la velocidad de enfriamiento (calor aportado), como consecuencia directa de la diferentes microestructuras producidas, correspondiendo la mayor dureza al metal de soldadura que se enfrió más rápidamente debido a la mayor fracción volumétrica de ferrita (Carrión, 2014).

Por otra parte, en la investigación realizada por Silva Cleiton C. y colabores ^[79], se determinó que la dureza tiende a disminuir con el aumento del aporte de calor. Este comportamiento se atribuyó a dos factores principales. El primero, es la reducción en el nivel de ferrita cuando se incrementa el aporte de calor, lo que implica que a mayor volumen de ferrita, mayor será la dureza de la soldadura. El segundo factor está relacionado con la morfología de la ferrita. Así mismo, (Cevallos, Juan; Macas, Diego, 2012) citan que el incremento en la fracción volumétrica de ferrita conduce a mayores niveles de dureza quienes estudiaron la influencia del gas de protección en las características de soldaduras de E309, también verificaron variaciones de la dureza que se atribuyeron a los niveles de ferrita presentes.

3.5.2.5 Ensayo de Doblez

Los resultados del ensayo de doblez de lado longitudinal se reportan mediante las fotografías mostradas en la Figura 66 debido a la naturaleza cualitativa y descriptiva de este método de evaluación.

Los revestimientos fueron sometidos al ensayo de doblez guiado con la finalidad de evaluar cualitativamente el grado de ductilidad, al aplicar la carga a las probetas durante el ensayo. Una vez que las probetas se doblaron simétricamente con respecto al eje longitudinal del revestimiento se procedió a evaluar el área de la probeta sometida a mayor

deformación de acuerdo con los criterios de aceptación establecidos en el párrafo QW – 163 en la Sección IX del Código ASME, el cual especifica que en revestimientos resistentes a la corrosión no deberán existir discontinuidades con una longitud mayor a 1,6 mm y no deberán existir discontinuidades abiertas mayores a 3,2 mm en la interface de la soldadura. (Arévalo, 2012)

Finalmente, ya que ninguna de las probetas ensayadas presento discontinuidades se consideran aceptables los revestimientos.

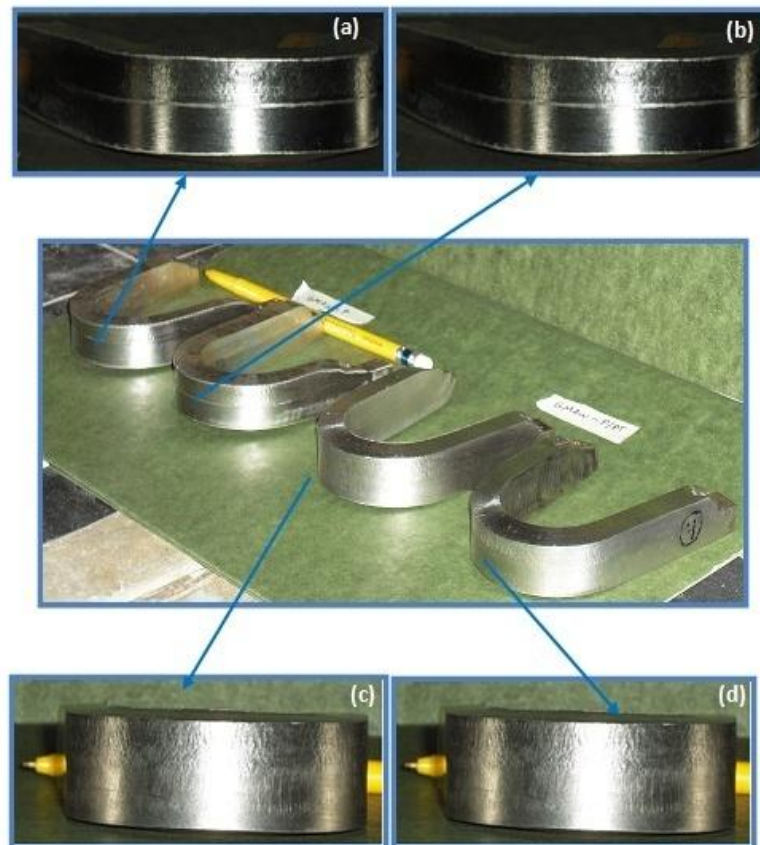


Figura 65 Probetas sometidas al ensayo de dobléz de lado longitudinal

En la Figura 66 se puede apreciar las probetas luego del ensayo de dobléz guiado, en las cuales se puede apreciar la ausencia de discontinuidades en la interfaz de los revestimientos y el metal base.

3.7 Ensayo de cavitación ultrasónica

Como se mencionó anteriormente, según la norma ASTM G32 – 2003, este método produce el daño en la superficie de la probeta ensayada mientras ésta se encuentra sumergida en un líquido y expuesta a vibraciones de alta frecuencia. La vibración induce la formación y colapso de cavidades en el líquido, y el colapso de éstas en la superficie de la

probeta produce la pérdida de material del espécimen ensayado. En la Figura 66 se muestran las fotomicrográficas obtenidas por M.E.B, correspondientes a las muestras de acero SAF 2283L.

Si obtenidas por la transferencia GMAW – P. A partir de estas fotomicrográficas se aprecia la superficie sin daño en las muestras, imágenes a y d respectivamente (antes del ensayo de cavitación ultrasónica) (Lozano, 2016). En las muestras de acero SAF 2283LSi expuestas a 18000 s, depositadas empleando transferencia GMAW P (imágenes b, c) se observa una superficie rugosa característica del daño producido por el impacto de las burbujas de vapor de gas, agua o ambas que causan el desprendimiento del material a nivel superficial. Mientras que las imágenes e y f se muestran el daño producido por el fenómeno de cavitación – erosión.

En las imágenes c y f de la Figura 66 respectivamente, tomadas a un aumento de 2000X, se puede apreciar con mayor detalle las cavidades superficiales provocadas por la implosión de las burbujas. Esto se justifica según los resultados obtenidos en la tabla 40, en la cual se muestran los valores de velocidad media de penetración y la resistencia a la cavitación para ambas transferencias.

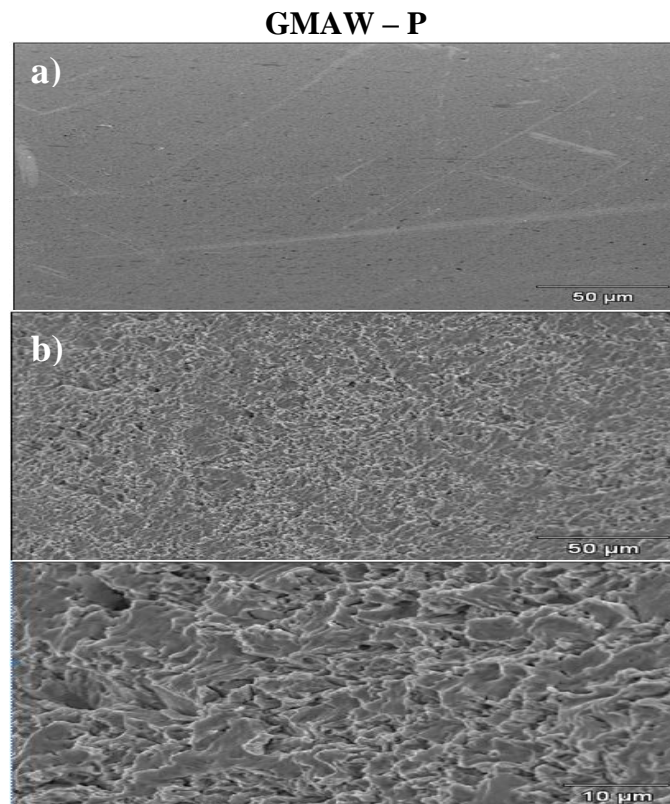


Figura 66 Imágenes de las muestras obtenidas por M.E.B de los revestimientos de acero SAF 2283LSi, depositados mediante: a) transferencia GMAW – P sometidas al ensayo de cavitación ultrasónica. a), d) condición inicial (500X), b) y e) 18000s de ensayo (500X) c), f) 18000s de ensayo (2000X)

En la tabla 27 se muestran los valores promedios de velocidad de profundidad de penetración media (MDPR) y la resistencia a la cavitación (Re) calculados para cada modo de transferencia.

Tabla 27 Valores de MDPR y Re calculados a los revestimientos depositados empleando las transferencias pulsada convencional y pulsada térmica.

	GMAW - P
MDPR ($\mu\text{m}/\text{h}$)	49,25
Re ($\text{h}/\mu\text{m}$)	0,02

Mediante el ensayo de cavitación ultrasónica el cálculo de la velocidad media de penetración fue de 49,25 $\mu\text{m}/\text{h}$ para los revestimientos depositados empleando la transferencia pulsada convencional, mientras que para los revestimientos depositados mediante la transferencia pulsada térmica se reportó un valor de 12,78 $\mu\text{m}/\text{h}$. Estos resultados indican que la pérdida de masa o velocidad de profundidad de penetración media (MDPR) fue inferior durante el tiempo de ensayo por lo que la resistencia a la cavitación fue mayor (0,16 h/ μm) con respecto a los valores obtenidos para los revestimientos depositados con transferencia pulsada convencional., tal y como se observa en la tabla 40.

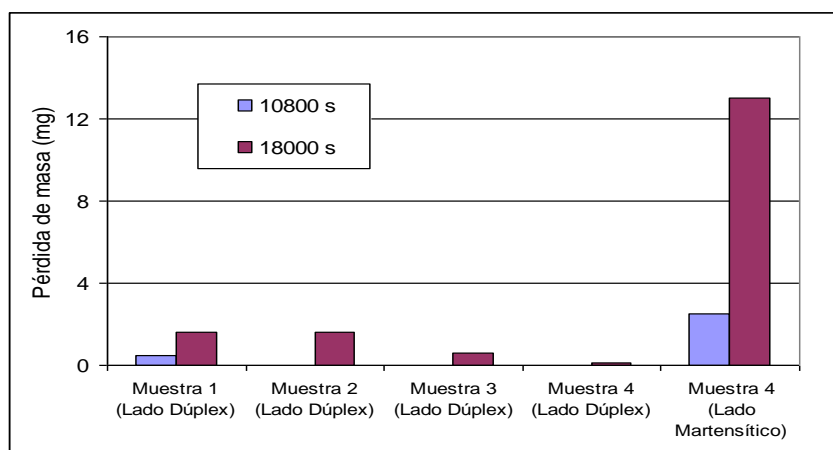


Figura 67 Histograma de la pérdida de masa de los revestimientos mediante cavitación ultrasónica.

En la Figura 67, se observa el histograma, en el cual se presenta la pérdida de masa en función del tiempo de exposición a cavitación ultrasónica para dos probetas del revestimiento SAF 2283LSi aplicadas con pulsación convencional. (Muestra de acero dúplex 1 y 2), 2 probetas del revestimiento SAF 2283LSi aplicadas con pulsado con

pulsación térmica (muestra de acero dúplex 3 y 4) y una probeta del acero martensítico ASTM A743 (muestra 4 lado martensítico) (Arévalo, 2012).

Hasta el presente se han realizado investigaciones acerca de la influencia de distintas propiedades metalúrgicas y mecánicas sobre la resistencia a la cavitación – erosión de distintas aleaciones.

Según (Pardavila, Francisco; Jemio, Luis, 2015) en su estudio acerca del comportamiento de aceros inoxidables austeníticos con diferentes tamaños de grano frente al fenómeno de cavitación – erosión, la resistencia al desgaste aumenta continuamente con la disminución del tamaño de grano, esto podría explicarse asumiendo que los límites de grano actúan para prevenir el flujo durante la acumulación de material que ocurre en los límites de grano. Así mismo estableció que entre el conjunto de las variables de soldadura que afectan el tamaño de grano debe considerarse la velocidad de avance, cuyo aumento promueve un tamaño de grano más refinado en el metal de soldadura.

Por otra parte, (Cevallos, Juan; Macas, Diego, 2012) estudiaron la correlación de distintas propiedades mecánicas con la resistencia a la cavitación de varias aleaciones. Estableciendo que durante el periodo de incubación prácticamente no existía correlación entre este fenómeno y la microdureza, mientras que si era posible establecerla de forma aproximada con la resistencia a la cedencia del material.

De forma similar (Chen, 2015) relacionan el periodo de incubación con las propiedades relacionadas con la absorción de energía y la resistencia del material, específicamente con la resiliencia, la dureza y la resistencia a la tracción. Esto concuerda con la teoría expuesta en el (Godoy, 2014) según la cual, mientras mayor energía de deformación elástica o plástica pueda absorber el material mayor será su resistencia a la cavitación durante el periodo de incubación.

(Cevallos, Juan; Macas, Diego, 2012) Agregan que, al relacionar la pérdida de masa que ocurre posterior al período de incubación con la dureza, la resistencia a la cedencia, la resistencia máxima a la tracción y la resiliencia máxima, la correlación más favorable se obtiene con la dureza y la menos favorable con la resiliencia máxima.

En esta investigación se estudió el efecto del modo de transferencia metálica de revestimientos depositados mediante el proceso GMAW sobre su resistencia a la cavitación – erosión, mediante la determinación del calor aportado, la fracción volumétrica de ferrita y la dureza de tales revestimientos.

El revestimiento depositado empleando transferencia metálica pulsada con pulsación térmica presentó el menor aporte de calor, un aumento en el contenido de ferrita así como también una elevada dureza lo que se tradujo en una resistencia a la cavitación – erosión mayor respecto de los revestimientos depositados con pulsado convencional.

Finalmente, en la investigación realizada por (Carrión, 2014) se estableció que en un acero inoxidable austenítico 304 sometido a cavitación ultrasónica, se alcanza la finalización del periodo de incubación en un tiempo de 30 min para un periodo de 180 min de ensayo con una pérdida de masa de 0,001 g. Así mismo, en la presente investigación se obtuvo que la finalización del periodo de incubación e inicio de la pérdida de masa para el acero SAF 2283LSi depositado empleado transferencia pulsada térmica se presentó transcurridos 300 min con una pérdida de masa de 0,1 mg una vez culminado el tiempo total de ensayo. Para el mismo acero depositado empleando transferencia pulsada y para el acero ASTM A743 grado CA6NM el inicio de la pérdida de masa ocurrió después de 180 min con una pérdida de masa de 0,5 mg y 3,2 mg respectivamente.

De acuerdo a estos resultados la aleación más recomendable en condiciones de servicio que impliquen la ocurrencia de cavitación – erosión es el acero SAF 2283LSi depositado con transferencia pulsada térmica, seguida por este mismo acero depositado con pulsado convencional. Mientras que las menos recomendables son el acero AISI 304 y la fundición de acero inoxidable martensítico ASTM A743 grado CA6NM cuya resistencia a la cavitación fue la menor.

CAPÍTULO 4

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

Se concluye que los resultados indican que la mayor dureza tuvo lugar en los revestimientos depositados mediante transferencia pulsada con pulsación térmica los cuales tal y como se mencionó anteriormente, presentaron un contenido de la fase ferrítica ligeramente superior a los depositados con transferencia pulsada convencional. Esto significa que la dureza de la soldadura resulta afectada por la velocidad de enfriamiento (calor aportado), como consecuencia directa de las diferentes microestructuras producidas, correspondiendo la mayor dureza al metal de soldadura que se enfrió más rápidamente debido a la mayor fracción volumétrica de ferrita.

Al evaluar el área de la probeta sometida a mayor deformación de acuerdo con los criterios de aceptación establecidos en el párrafo QW – 163 en la Sección IX del Código ASME, el cual especifica que en revestimientos resistentes a la corrosión se encontró que no deberán existir discontinuidades con una longitud mayor a 1,6 mm y no deberán existir discontinuidades abiertas mayores a 3,2 mm en la interface de la soldadura.

Se observó en las muestras de acero SAF 2283LSi expuestas a 18000 s, depositadas empleando transferencia GMAW P, una superficie rugosa característica del daño producido por el impacto de las burbujas de vapor de gas, agua o ambas que causan el desprendimiento del material a nivel superficial. Se mostró daño producido por el fenómeno de cavitación – erosión.

Se determinó que el revestimiento depositado empleando transferencia metálica pulsada con pulsación térmica se portó el menor aporte de calor, un aumento en el contenido de ferrita así como también una elevada dureza lo que se tradujo en una resistencia a la cavitación – erosión mayor respecto de los revestimientos depositados con pulsado convencional.

Bibliografía

- Arévalo, C. (2012). *Análisis de viabilidad de pequeñas centrales hidroeléctricas en el Ecuador caso Proyecto hidroeléctrico Tigreurco*. Bolívar.
- Carrión, J. (2014). *Cálculo y selección de los principales elementos constitutivos de una Picocentral Hidroeléctrica para accionamiento de un sistema de abastecimiento de agua*. Loja.
- Cevallos, Juan; Macas, Diego. (2012). *Análisis de la complementariedad hidrológica de las vertientes del Amazonas y del Pacífico en el Ecuador*. Quito.
- Chen, Y. (2015). *Impacto socio - económico del proyecto hidroeléctrico Coca Codo Sinclair, construido en la empresa China SinoHydro, para la economía ecuatoriana*. Quito.
- Consejo Nacional de Electricidad. (2013). *Aspectos de sustentabilidad y sostenibilidad social y ambiental*. Quito.
- Godoy, J. (2014). *Desde Paute hasta Coca Codo Sinclair, 40 años de hidroenergía en el Ecuador*. Quito.
- Lazo, D. (2015). *Análisis de ciclo de vida y energético de las centrales hidroeléctricas Agoyán y Paute*. Quito.
- Lozano, W. (2016). *Tránsito hacia las energías renovables en Ecuador: Centrales hidráulicas*. Guayaquil.
- Minaya, V. (2012). *Implementación del mercado del carbono en el desarrollo de Centrales Hidroeléctricas*. Quito.
- Narváez, I. (2012). *El proyecto hidroeléctrico Paute Mazar*. Quito.
- Ntahanson, M. (2017). *Hidroeléctricas: Una mirada a la inversión en la Amazonía de Ecuador*. REDALYC.
- Pardavila, Francisco; Jemio, Luis. (2015). *Impacto del cambio climático sobre la generación hidroeléctrica en la vertiente amazónica del Ecuador*. Quito.

Ramos, J. (2017). *Análisis del proceso gubernamental de Toma de decisiones para la implementación del proyecto hidroeléctrico Coca Codo Sinclair*. Quito.

Vélez, R. (2013). *Factibilidad de Sistemas de micro y mini Hidroeléctricas comunitarias rurales en el Azuay*. Cuenca.