

**Ministerio de Educación Superior
Universidad de Moa
“Dr. Antonio Núñez Jiménez”
Facultad de Metalurgia Electromecánica**

**MICROESTRUCTURA DE UNA ALEACIÓN NÍQUEL-CROMO-MOLIBDENO
SOLDADA CON ELECTRODO REVESTIDO**

Tesis en opción al título de Master en electromecánica

Autor: Miguel Ángel Cobas Suárez

Tutor: Prof. Tit. Tomás Fernández Columbié, Dr. C.

Moa /2019

Pensamiento

... Y siempre mediremos, por encima de todo, un técnico y un científico no por su conocimiento, sino por el grado de humildad y modestia con que sea capaz de aportar sus conocimientos.

Fidel Castro Ruz

AGRADECIMIENTOS

Agradezco a mi Dios, ante todo, por darme las fuerzas necesarias para lograr que todo este trabajo cumpliera su fin.

A mi madre Clara Elena Suárez Ortiz, a mi hija I Idalvis Cobas Machado y a mi querida esposa María Idalmis Machado Mena que han puesto todo su amor para ayudarme a alcanzar lo que más deseo.

A mi tutor el Dr. Tomás Hernaldo Fernández Columbié, quien supo con increíble maestría levantarme el ánimo y alentarme cuando aún en la recta final me creía vencida, gracias a su esfuerzo y dedicación este trabajo salió adelante, siempre al tanto de todo, con su revisión y sin frontera de tiempo.

A todos muchas gracias

DEDICATORIA

A mi familia en especial a mi madre por su amor incondicional, paciencia, por su cariño, comprensión y apoyo sin medida. Por haberme guiado sobre el camino de la verdad y que me permiten saber que todo se puede lograr por muy difícil que parezca, siempre han sido mi motor impulsor para seguir hasta el final en la batalla por mi superación profesional. Todo mi trabajo va dedicado a ustedes con mucho amor y respeto.

Declaración de autoridad

Yo:

Autor de esta tesis de maestría, certifico su propiedad intelectual a favor de la Universidad de Moa “Dr. Antonio Núñez Jiménez”, el cual podrá hacer uso del mismo con la finalidad que estime conveniente.

Dr. C. Tomás Fernández Columbié

ÍNDICE	Pág.
INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS	
1.1. Introducción	6
1.2. Efecto del desgaste en las turbomáquinas	6
1.3. Desarrollo de las superaleaciones base níquel	8
1.3.1. Resistencia de las superaleaciones base níquel	12
1.3.2. Características de la superaleaciones hatelloy C-276	14
1.4. Proceso de soldadura por arco eléctrico	15
1.4.1. Soldadura de las superaleaciones base níquel	18
1.5. Disminución de la tenacidad en la ZAT	20
1.5.1. Solidificación durante la soldadura	23
1.6. Empleo de las técnicas de análisis de señales	25
1.7. Corrosión intercrystalina	27
1.8. Conclusiones del capítulo 1	30
CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	31
2.2. Composición química de la superaleación base níquel	31
2.3. Función de la bomba con diafragma-tubular	32
2.31. Condiciones de trabajo de la bomba de diafragma-tubular	32
2.4. Metodología de cálculo para el proceso de soldadura	34
2.4.1. Cálculo del ciclo térmico	35
2.4.2. Energía lineal del proceso de soldadura	36
2.4.3. Cálculo de la energía específica entrante	37
2.4.4. Cálculo del cromo y del níquel equivalente	38
2.5. Selección de la muestra del área a soldar	40
2.5.1. Preparación metalográfica de las muestras	41
2.5.2. Proceso de desbaste y pulido de las muestras	42
2.5.3. Ensayos de dureza aplicada a las muestras	43
2.5.4. Observación con microscopía óptico	44
2.6. Máquina de soldar empleada	44
2.6.1. Selección del electrodo para la soldadura	45

2.7. Determinación del desplazamiento en la bomba de diafragma-tubular	46
2.8. Diseño de experimentos	47
2.8.1. Determinación de los coeficientes de regresión	48
2.8.2. Cálculo de la varianza	49
2.9. Conclusiones del capítulo 2	50
CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS	
3.1. Introducción	51
3.2. Análisis de la composición química	51
3.2.1. Influencia del fluido en la microestructura del hastelloy C-276	52
3.3. Determinación de los regímenes de soldadura	53
3.3.1. Comportamiento de la energía lineal del proceso de soldadura	55
3.4. Análisis del contenido de cromo y del níquel equivalente	57
3.5. Comportamiento microestructural en la zona fundida	58
3.5.1. Análisis microestructural en la ZAC	60
3.5.2. Microestructura en la interfase del cordón	61
3.6. Análisis del desplazamiento en la bomba FELUWA	62
3.7. Determinación de perfiles de microdureza	64
3.8. Procesamiento estadístico de los datos	65
3.8.1. Análisis de varianza	66
3.9. Valoración económica	68
3.10. Valoración del impacto medio ambiental	69
3.11. Conclusiones del capítulo 3	71
CONCLUSIONES GENERALES	
RECOMENDACIONES	
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	

RESUMEN

El trabajo tiene como objetivo analizar el comportamiento microestructural y la dureza de la superaleación hastelloy C-276, material del cheque de una bomba de diafragma-tubular, soldada con electrodo E NiCrFe-3, accesorio que presenta desgaste por la características que presenta el fluido que circula por dicha turbomáquina. Se estableció el ciclo térmico, teniendo en cuenta los parámetros del régimen de soldadura. De las zonas de la unión, en la fundida existe la formación de carburos eutécticos $M_{23}C_6$ y ferrita de listoncillo en el primer cordón, estructura que se transforma a austenita ferrita en la soldadura multipasada, en la afectada por el calor, se mantiene la austenita y la ferrita. Al determinar la composición del cordón resultante por el diagrama de Schaeffler, es mismo es consistente en un depósito de estructura austenítico con la presencia de ferrita, que lo caracteriza como una solidificación ferrita austenita (FA), donde la dureza se incrementa desde 155 HV hasta 195 HV. En los modelos lineales se establece que, la variable dureza se tiene un comportamiento ascendente, según el análisis realizado en las diferentes zonas para diferente distancias. Por último se analiza la valoración económica, así como las incidencias mediambientales del proceso de soldadura y del transporte de fluido en la industria minera.

ABSTRACT

The work has objective examining behavior microstructural and the hardness of the super-alloy the hastelloy C 276, material of the check of a pumps of tubular diaphragm, welding with electrode E NiCrFe 3, accessory that presents wear for the characteristic that you introduce the fluent that circulates for the aforementioned turbomachine. Established him the thermic cycle, taking in account the parameters of the regimen of welding. Of the zones of the union, in the fused exists the formation of eutectic carbides $M_{23}C_6$ and listoncillo ferrite in the first cord, structure that transforms to austenita ferrite in the welding multi-past in the affected for heat, maintains the austenita and ferrite itself. When determining the composition of the resulting cord for Schaeffler diagram, you are same you are consisting of a deposit of austenitic structure with the presence of ferrite, than characterizes it like a solidification ferrite austenita (FA), where hardness increases from 155 HV to 195 HV. You become established in the linear models than, the variable hardness has an ascending behavior itself, according to the analysis accomplished at the different zones stops different distances. Finally examines him the cost-reducing assessment, as well as the incidences mediambientales of the process of solder and of the transportation of fluid in the mining industry.

INTRODUCCIÓN

Actualmente se busca que todos los procesos sean más productivos con un bajo costo de producción especialmente en el sector industrial, donde se utilizan diferentes tipos de maquinaria que están propensas a fallar por el desgaste de las piezas, por tal motivo es de gran importancia crear nuevas ideas que ayuden a mitigar estos efectos que dañan el resultado final, el costo económico e incluso el ambiental se usan materiales que esencialmente no son los más adecuados para cumplir distintas tareas.

Prácticamente todo material que es sometido a un trabajo por más mínimo que sea, presenta un tipo de desgaste que varía por estas a las cuales está sometido, por ende, tiende a perder sus características ya sean mecánicas o físicas (reducción de material, tolerancias), y que a la larga aumentan la frecuencia de mantenimiento de los componentes. En los procesos industriales interviene el contacto con fluidos de diferente naturaleza. Es así como las piezas expuestas a la acción de estos pueden presentar procesos de corrosión, lo que disminuye de manera acelerada su vida útil.

Las bombas son dispositivos relevantes en el transporte y movimiento de fluidos en diferentes procesos productivos, debido a su capacidad de producir vacío y permitir que se bombee el fluido hacia donde se desee transportar, son utilizadas de manera generalizada en el trasiego de líquidos con diferentes características y cierta cantidad de sólidos que se desplazan, a presión cerrada, por el movimiento circular de uno o varios impulsores provistos de álabes dentro de una carcasa. A pesar del correcto diseño de estos dispositivos, es inevitable en las mismas la actuación del desgaste, en cualquiera de su manifestación, que impide un adecuado funcionamiento y causa daños catastróficos a los componentes.

Para evitar el rápido deterioro de estos componentes, se ha optado por fabricar sus partes con una amplia gama de materiales como aceros inoxidable, níquel, caucho e incluso se han usado recubrimientos duros (Aperador *et al.*, 2011). Sin embargo, ha sido de gran importancia evaluar nuevos materiales metálicos, como las superaleaciones, que se destacan por presentar potenciales de corrosión muy estables conforme se modifican las condiciones del medio, en particular la superaleación hastelloy C-276, que permite compensar dichos cambios sin incurrir en pérdida de área resistente del material íntimamente relacionada con el esfuerzo aplicado.

En el caso específico de la industria minera existe un gran volumen de piezas sometidas a condiciones de desgaste con alta abrasión, las que son recuperadas o fabricadas con recargue duro en las partes de trabajo por soldadura de arco eléctrico manual las que llegan a consumir más de 40 toneladas por año en las diferentes ramas de la economía cubana con un valor aproximado de 250 000, 00 CUC/año. En estos casos los electrodos revestidos, con un alto nivel de aleación, pueden tener gran aplicación, dada la versatilidad que poseen en cuanto a la obtención de una aleación determinada en el depósito de soldadura simplemente, trabajando sobre la carga del aleante del electrodo.

Esta demanda creciente de materiales para soldar destinados a la recuperación de piezas, unida a la imposibilidad de muchas empresas para adquirir los consumibles adecuados en el mercado, debido a los altos precios, han acelerado los trabajos de investigación y desarrollo encaminados a obtener productos nacionales que permitan sustituir parcial o totalmente estas importaciones por parte del país.

En los estudios llevados a cabo en los últimos años, particularmente en aceros microaleados, se convierte en una de las cualidades más problemáticas por su tendencia a formar precipitados, que fragilizan los límites de grano. Las investigaciones han permitido reducir la incidencia del agrietamiento en este tipo de aceros mediante un control de las condiciones termomecánicas durante el desgaste. Se trata pues de evitar condiciones en las que los precipitados o las transformaciones de fases puedan actuar de un modo perjudicial favoreciendo una fractura intergranular.

Industrialmente también se ha comprobado que la existencia de elementos residuales e impurezas en la composición de la superaleación, aumenta la incidencia del agrietamiento en la superficie (Alcántara *et al.*, 2016). El contenido en elementos residuales de aceros procedentes del reciclaje de chatarra experimentará un notable aumento en el futuro por las ventajas, tanto económicas como medioambientales que supone esta práctica y por la dificultad que implica eliminar dichos elementos. La actual situación y previsiones hacen necesario un replanteamiento del problema de la ductilidad en caliente con especial atención en el papel que los elementos residuales e impurezas pueden tener durante las diferentes etapas del proceso de fabricación de acero.

En la actualidad se acepta que la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable (que contienen siempre un elevado % de cromo), es producto a la formación de una capa superficial de óxido de cromo muy fina, que impide que la corrosión de los aceros penetre del exterior hacia el interior. Para que un acero sea inoxidable, es necesario que estén presentes los factores de composición, estado del material y medio de ataque, convenientes para que se forme la capa de óxido protector.

La **situación problémica** de la investigación la constituye:

Las bombas con diafragma-tubular que se emplean en la industria del níquel en el trasiego de fluidos, presentan problemas de desgaste y perforaciones, en ocasiones se han observados algunas áreas afectadas por la corrosión, las guías donde se alojan las bolas, las zonas internas de la cámara de impulsión y carcasa que están en contacto directo con el fluido impulsado, son dañados también, en consideración con esto, están las características que presenta la hidromezcla, con presencia de iones cloruros y de partículas arenosas, que provoca la pérdida de espesor, recuperándose mediante soldadura por arco eléctrico, sin tener en cuenta las características del depósito, luego se incorpora al proceso, pero pasado un tiempo de trabajo aparece nuevamente el problema lo que ha provocado proceder darle baja por ser irrecuperables, esto se ve reflejado en la posibles pérdidas hidráulicas del sistema, al flujo productivo y en el medio ambiente.

El **problema** a investigar lo constituye: aún son insuficientes los estudios relacionados con el comportamiento microestructural, la dureza en la guía del cheque de las bombas con diafragma-tubular fabricado de la superaleación hastelloy C-276 y sometido a proceso de soldadura por estar expuesto a condiciones de desgaste.

Como **objeto de la investigación** se establece: guía del cheque de las bombas con diafragma-tubular fabricado de la superaleación hastelloy C-276.

El **campo de acción** es: microestructura y dureza de la guía del cheque de la bomba con diafragma-tubular fabricado de la superaleación hastelloy C-276, luego del proceso de soldadura.

Sobre la base del problema a resolver se establece la siguiente **hipótesis**: durante la recuperación de la guía del cheque, fabricado de la superaleación hastelloy C-276, mediante soldadura manual por arco eléctrico, puede aparecer la formación de fase austenítica con

baja formación de fase ferrítica en la zona fundida que permita incrementar la resistencia al desgaste a la que está expuesto por efecto del fluido.

A partir de la hipótesis planteada, se define como **objetivo del trabajo:**

Determinar el comportamiento microestructural y la dureza de la guía del cheque de la bomba con diafragma-tubular, fabricado de la superaleación hastelloy C-276, sometida a soldadura manual por arco eléctrico por presentar desgaste en su superficie de trabajo por el efecto del fluido.

Y se definen los siguientes **objetivos específicos:**

1. Caracterizar la soldabilidad de las superaleaciones base níquel con el empleo de proceso de soldadura por fusión (métodos convencionales), así como su comportamiento en las diferentes zonas que se forman durante la aplicación del calor.
2. Establecer el procedimiento metodológico del proceso de soldadura por arco eléctrico relacionado con su ciclo térmico, así como las características del material de aporte empleado durante el proceso de soldadura.
3. Definir a partir de las regularidades obtenidas del comportamiento microestructural en la zona fundida (ZF), de la zona de influencia térmica (ZIT) y en la interfase de la guía del cheque, fabricado de la superaleación hastelloy C-276 y recuperado por proceso de soldadura manual por arco eléctrico.

Para lograr el cumplimiento del objetivo propuesto, se plantean las siguientes **tareas de trabajo:**

1. Establecimiento del estado del arte relacionada con el objeto de estudio.
2. Planificación, diseño y realización de experimentos.
3. Observación de la ejecución experimental del proceso para la determinación del comportamiento microestructural y la dureza en la guía del cheque de la bomba con diafragma-tubular, recuperado mediante soldadura por presentar desgaste en la superficie de trabajo.
4. Análisis de los resultados y caracterización microestructural de la zona fundida (ZF), la zona de influencia térmica y en la interfase, en la superaleación hastelloy C-276, luego del proceso de soldadura manual por arco eléctrico.

5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de soldadura, así como del fenómeno de desgaste.

Capítulo 1

Marco teórico. Antecedentes investigativos

1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1 Introducción

Las bombas han desempeñado un papel decisivo en el desarrollo de la humanidad. No es posible imaginar los modernos procesos industriales y la vida en las grandes ciudades sin la participación de estos equipos. Están presentes en las grandes centrales termoeléctricas, en las empresas de procesos químico, en las industrias alimenticias, también en los equipos automotores. Tiene un decisivo papel en el confort de los grandes asentamientos humanos con el suministro de agua, evacuación de residuales y suministro de aire acondicionado. Los equipos de bombeo en particular son determinantes en los sistemas de riego para la producción agrícola de alimentos.

El capítulo tiene como objetivo establecer el comportamiento frente al desgaste de las superaleaciones base níquel, así como sus variaciones metalúrgicas al ser expuesta a proceso de soldadura manual por arco eléctrico.

1.2. Efecto del desgaste en las turbomáquinas

En la actualidad existen varios factores que determinan la detección de fallas en distintos elementos mecánicos que normalmente están expuestos a comportamientos y esfuerzos críticos, estas se pueden presentar en diferentes escenarios, los cuales en su mayoría pueden llegar a producir daños severos que no solo involucran daños materiales y económicos, sino que, también pueden llegar a verse involucradas pérdidas más importantes, como vidas humanas si no se establecen controles ni prevenciones en sus respectivos mantenimientos (Wulpi, 2013 y Bhattacharya, 2014).

Ha sido referido por Mobley (1999) y Ramachandran (2005) que, una falla se define como un suceso o condición indeseable que se evidencia como un cambio en la geometría del componente mecánico o la presencia de algún defecto superficial o interno en el material. Para el propósito del estudio relacionado con el análisis y prevención de fallas, es un término general utilizado para referir que un componente es incapaz de realizar adecuadamente su función prevista.

El desgaste al igual que la corrosión y la fatiga, es uno de los principales modos de falla de elementos mecánicos, el desgaste se puede definir como el daño superficial sufrido por el

contacto tribológico de un par de materiales sometidos a condiciones de carga. El resultado del desgaste, es la pérdida de material y por consiguiente la disminución de las dimensiones y por tanto la pérdida de tolerancias; en la figura 1.1 se especifican dos categorías con sus respectivos modos de desgaste.

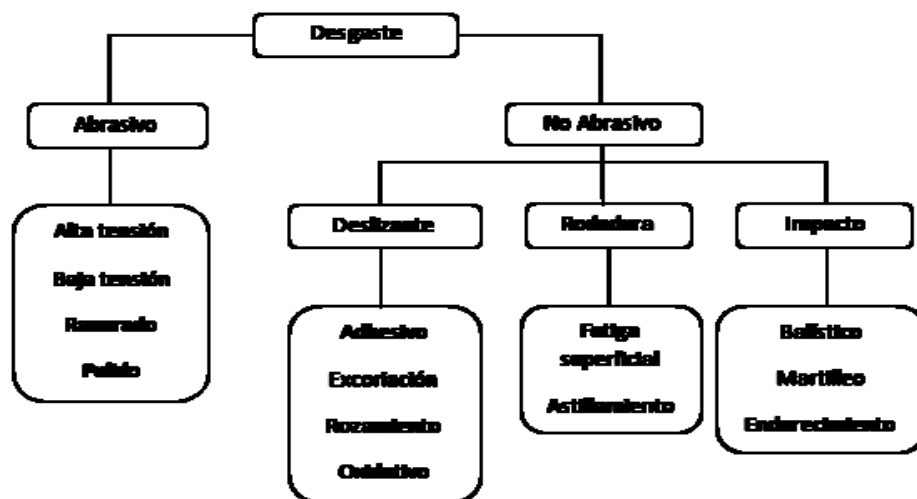


Figura 1.1. Modos de desgaste. Fuente: Williams (2005).

De acuerdo con ASM (1992), en el proceso de desgaste intervienen variables, relacionadas con la geometría del par tribológico, propiedades metalúrgicas, condiciones de carga, variables como el trabajo ejercido, la masa de cada cuerpo, las propiedades del material y la temperatura de la interface, pueden ser consideradas como variables de entrada del tribosistema. Por otro lado, estas pueden ser el resultado final del proceso, se pueden transformar en variables de salida del tribosistema. Un análisis completo del desgaste es complejo, interviniendo factores como dureza, tenacidad, estructura, composición química, carga, velocidad, rugosidad de la superficie, distancia recorrida, condiciones de lubricación, vibraciones, calor generado, atmósfera y corrosión.

Una bomba, es usada para mover fluidos de una presión baja a una presión alta, mediante la adición de energía al sistema, son máquinas que realizan un trabajo para mantener un líquido en movimiento, consiguiendo así, aumentar la presión o energía cinética del fluido. Cualquier equipo o sistema hidráulico sufre, por el uso constante, un desgaste cuyas causas son diversas: desgaste adhesivo, desgaste abrasivo, desgaste por erosión, desgaste por fatiga, mala lubricación, oxidación del fluido, cavitación (Inagua, 2010).

Refieren Vallés y Cortés (2003) que, en relación a las bombas, se ha observado la utilización de una mezcla de agua y arena para producir el desgaste acelerado de los

componentes del equipo de una manera progresiva y uniforme. Por lo general predomina el uso de dos tipos de arena, un tipo de arena de cuarzo (arena de montaña) y otro tipo de arena de sílice (que se utiliza para realizar los moldes en los procesos de fundición).

España (2001), simuló el desgaste progresivo del impulsor de una bomba centrífuga mediante condiciones de trabajo real, se realizó una comparación entre los dos tipos de arena anteriormente mencionadas basándose en parámetros como dureza, resistencia a la fricción, facilidad de adquisición y bajos costos. De esta manera se consideró más apropiado para acelerar el desgaste, el uso de arena de sílice en comparación con la de cuarzo ya que posee un tamaño de partícula que comprende los valores de dureza y resistencia a la fricción capaces de resistir el trabajo frente a las propiedades del material de la carcasa, además de ser más accesible su adquisición, que la arena de cuarzo.

El tamaño de partícula está basado en estudios de tribometría donde se establece un diámetro mínimo de 0,186 mm y un diámetro máximo de 1 mm. Con este tamaño de partícula (España, 2001), estableció que una concentración de 5 % (masa/volumen) es apropiada para acelerar el proceso de desgaste en las condiciones de funcionamiento dadas. Los valores de diámetro de partícula de arena sílice que se usará para la preparación de la mezcla están entre 0,21 mm como valor mínimo y 0,85 mm como valor máximo puesto que se cuenta con tamices ASTM N° 70 Y N° 20; los demás tamices de número mayor o inferior a éstos dan un diámetro de partícula que sale del rango recomendado.

Las bombas, en general, son utilizadas de manera generalizada en el bombeo de líquidos con diferentes características y cierta cantidad de sólidos que se desplazan, a presión cerrada. A pesar del correcto diseño de estos dispositivos, es inevitable en las mismas la actuación de desgaste, que impide un adecuado funcionamiento y causa daños catastróficos a los componentes. Si además el fluido contiene partículas sólidas en suspensión, se tiende a incrementar el efecto erosivo, lo que causa deterioro del metal (Aperador *et al.*, 2011).

1.3. Desarrollo de las superaleaciones base níquel

El níquel puro es dúctil y tenaz debido a su estructura cristalina cubica centrada en las caras (FCC), que lo hace tener una mayor solubilidad en el estado sólido para los elementos aleantes, lo que permite el diseño de una amplia variedad de aleaciones, de tal forma que pueden capitalizarse adecuadamente las propiedades de los elementos aleantes (Zadorozne *et al.*, 2011).

Los aceros inoxidable austeníticos fueron desarrollados y utilizados a principios de los años 90. Inicialmente, algunas de las aleaciones fueron producidas solo como piezas de fundición y más tarde se desarrollaron las versiones forjadas. Desde entonces ha habido un progreso constante de diferentes o mejores aleaciones base níquel. Muchas de ellas encuentran su uso en la industria química para el servicio a la corrosión acuosa (Kotecki y Ogborn, 1995).

Refiere Esmailian (2010) que las aleaciones de níquel son, en general, todas aleaciones austeníticas, sin embargo, pueden estar sujetas a la precipitación de intermetálicos y fases de carburo cuando envejecen. Para aplicaciones de corrosión la precipitación de las segundas fases, por lo general, promueve ataque de corrosión. El problema difícilmente se encuentra porque las aleaciones se suministran en condición de recocidas y las temperaturas de servicio rara vez se acercan al nivel requerido para la sensibilización e inicio de la corrosión.

El término superaleación fue utilizado por primera vez después de la Segunda Guerra Mundial, para describir a un grupo de aleaciones desarrolladas para su uso en turbinas y motores de aeronaves de alto rendimiento que requiere su uso a temperaturas elevadas. La gama de aplicaciones para las que se utilizan se ha extendido a muchas otras áreas, incluye aviones y turbinas de gas, motores de cohetes, plantas químicas y de petróleo.

Son especialmente adecuadas para estas aplicaciones exigentes debido a su capacidad de conservar sus propiedades mecánicas, incluso después de largos tiempos de exposición por encima de los 650 °C. Su versatilidad se atribuye a que combinan alta resistencia con buena ductilidad a baja temperatura y excelente estabilidad superficial (Salah y Engin, 2010).

Ha sido planteado por Agarwal (2000) y Carranza *et al.* (2007) que las superaleaciones se desarrollaron a partir de los aceros inoxidable austeníticos, pero con contenidos de Ni mayores. Son aleaciones base Ni (tipo INCONEL serie 600 y 700), base Fe-Ni (tipo INCOLOY serie 800) y base Co (tipo STELLITE) que se usan generalmente a temperaturas mayores de 540 °C ya que poseen una excelente resistencia mecánica a elevadas temperaturas. Las superaleaciones consisten en una matriz austenítica γ fcc más una variedad de fases secundarias.

Según lo han establecido Bhadeshia (2003) y Blaine *et al.* (2010), Las superaleaciones de níquel presentan buen comportamiento mecánico a temperaturas cercanas a los 1 000 °C, las condiciones de operación, método usado en la soldadura, tratamientos térmicos

inapropiados y temperaturas de operación en el intervalo de 482 - 816 °C promueven la precipitación de carburos de cromo y el consecuente empobrecimiento de cromo en los bordes de grano, promoviendo de esta manera, la sensibilización de la estructura metálica.

Refiere Rebak *et al.* (2001) y Esmailian (2010), que la fase austenítica les brinda excelente solubilidad para algunos aleantes, excelente ductilidad y características favorables para la precipitación de fases endurecedoras (aleaciones base Fe-Ni y base Ni). Las fases secundarias de valor en el control de las propiedades son los carburos MC, $M_{23}C_6$, M_6C y M_7C_3 (raro) en todos los tipos de superaleaciones y en las aleaciones base Ni y Fe-Ni, los compuestos intermetálicos γ fcc Ni_3 (Al, Ti), γ bct (body centered tetragonal) Ni_3Nb , η hexagonal Ni_3Ti , δ ortorrómbica Ni_3Nb .

La termofluencia es solo uno de los fenómenos que presentan en general los metales y se debe tomar en cuenta en las distintas aplicaciones que dependan de la carga y temperatura, así como deben ser obtenidas todas las demás propiedades tales como el punto de cedencia, fatiga cíclica, punto de ruptura, dureza, tensión, módulo de elasticidad. En la figura 1.2 se muestra el esfuerzo de ruptura de las superaleaciones.

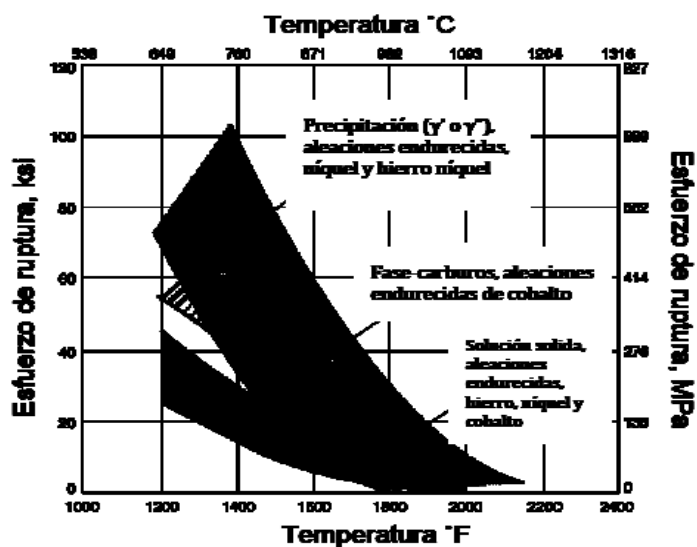


Figura 1.2. Esfuerzos de ruptura (stress-rupture strength) de las superaleaciones.

Fuente: Chester (1972).

Ha sido expuesto por Rebak (2001) que todas las superaleaciones tienen agregados variables de Al, Cu, Mo, Nb, Ti y V que promueven endurecimiento por precipitación de carburos y de intermetálicos submicroscópicos. Su resistencia mecánica se debe a endurecedores por solución sólida y fases precipitadas. Las principales fases precipitadas endurecedoras son γ y γ' . Los carburos proveen un aumento de la resistencia mecánica

limitado de forma directa (a través de endurecimiento por dispersión) o más comúnmente indirecta (estabilizando bordes de grano frente a esfuerzos excesivos). Las fases δ y η son útiles (junto con la γ) en el control de la estructura en superaleaciones trabajadas durante el procesado. El grado en el cual contribuirán al aumento de la resistencia mecánica dependerá de la aleación y del tipo de procesado.

Las superaleaciones se emplean, al igual que los aceros inoxidable endurecibles por precipitación, cuando los requerimientos de resistencia a la termofluencia y a la oxidación, corrosión son los más exigentes: industria aeroespacial, turbinas de gas, reactores nucleares (Mishra y Frankel, 2008). Normalmente se fabrica, fundiendo níquel y agregando cromo y pequeñas cantidades de otros elementos, como el aluminio o el titanio, para formar la fase gamma prima. El cromo protege el producto final de la corrosión, mientras que otros como titanio y wolframio, incrementan la dureza. Después la mezcla líquida se enfría, apareciendo una masa de fase gamma de níquel-aluminio.

El resultado de la disminución de la energía en el límite de grano está asociado con el mejoramiento de la resistencia a la termofluencia y a la ductilidad cuando el mecanismo de falla involucra poca cohesión en el grano. Además de la resistencia a la termofluencia y a la corrosión es importante considerar dos propiedades adicionales para la selección de una aleación, estas son estabilidad y resistencia a la fatiga térmica. La resistencia a la fatiga térmica es parcialmente controlada por la composición, pero es solo afectada significativamente por el área del límite de grano y la relativa alineación para aplicar esfuerzos (Aperador *et al.*, 2012).

Las propiedades de las superaleaciones pueden ser controladas por ajustes en la composición química y en el proceso de fabricación (incluyendo tratamientos térmicos), obteniendo productos finales con un excelente desempeño a elevadas temperaturas. Su uso estaba ligado a la industria de generación de energía y a otras aplicaciones que requerían altas temperaturas (Blaine *et al.*, 2010).

De acuerdo con el criterio de Zadorozne *et al.* (2011), la metalurgia física de las superaleaciones quizás sea la más compleja de las aleaciones en general debido a la cantidad de elementos aleantes presentes en las mismas, cada uno de estos elementos juega un papel importante y se debe controlar la cantidad a medida de no alterar las propiedades y características necesarias para la aplicación en cada una de ellas.

1.3.1. Resistencia de las superaleaciones base níquel

La resistencia, es un término relativo, definido por el tipo que se requiera. Muchas piezas requieren resistencia a la tensión a alta temperatura o a la ruptura a alta temperatura (propiedades a corto plazo), mientras que otras requieren a la termofluencia (propiedades a largo plazo). Siendo más específicos, para algunas aplicaciones que sólo requieren a la tensión, con un endurecimiento por solución sólida se pueden alcanzar las propiedades requeridas, en cambio, en aplicaciones más exigentes como las secciones que se encuentran a altas temperaturas en las turbinas de los aviones, se requiere fortalecer la aleación por precipitación (Salah y Engin, 2010).

El proceso industrial para el endurecimiento de superaleaciones se da por tres métodos distintos: por solución sólida (átomos sustitucionales que interfieren con la deformación), por endurecimiento de procesado (energía almacenada por deformación traducida en dislocaciones) y por endurecimiento por precipitación (precipitados que interfieren con la deformación). Además, la producción de carburos en una distribución favorable de fases secundarias que interfieren con la deformación, aumenta la dureza del material, especialmente en base cobalto, así mismo el tamaño de grano, afecta las propiedades mecánicas, la dureza se incrementa al disminuir el tamaño de grano.

La mayoría de las aleaciones base níquel contienen entre un 10 y un 20 % Cr, hasta 8 % de Al y Ti, Co de 5 a 10 % y pequeñas cantidades de B, Zr, y C. Otras adiciones comunes son Mo, W, Ta, Hf y Nb. El Al y el Ti, endurecen la matriz austenítica a través de la precipitación de $Ni_3(Al,Ti)$ y un ordenamiento de componentes FCC conocidos como gamma prima. Cuando se presenta un exceso de titanio, Ni_3Ti , se forman componentes precipitados conocidos como fase eta (η), como la fase γ' es más coherente con la matriz, tiene un efecto de brindarle mayor resistencia a la aleación que la fase η .

En adición a la resistencia otorgada por los precipitados de γ' , el endurecimiento por solución sólida es conferido por la adición de elementos refractarios y el endurecimiento en el límite de grano es debido a la adición de elementos tales como el boro, zirconio, carbono y el hafnio. El hafnio amplía la ductilidad en el límite de grano.

Los elementos adicionados en las superaleaciones de base Ni se pueden clasificar como: formadores de γ , formadores de γ' , formadores de carburo y elementos que separan a los

límites de grano. La solubilidad de varios elementos en níquel puede evaluarse al graficar una función de factor de tamaño $[d_{Ni} [100 (d_i - d_{Ni}) / d_{Ni}]]$ de un elemento i , con un diámetro D_i , contra su número atómico. En la expresión de la función de factor de tamaño, la expresión d_{Ni} es el diámetro atómico del níquel (Jena y Chaturvedi, 1984).

Los diámetros atómicos en estas aleaciones son sólo 13,3 % diferentes que las de Ni (el elemento de la matriz primaria). Los elementos formadores de γ' , vienen del grupo III, IV, V y los elementos Al, Ti, Nb, Ta, Hf. Los diámetros atómicos de estos elementos difieren de Ni por 6,18 %. Los principales formadores de carburos son: Cr, Mo, W, Nb, Ta, Ti. Los elementos primarios de contorno de grano son B, C, y Zr. Sus diámetros atómicos son 21 - 27 % diferentes que las de Ni (Jena y Chaturvedi, 1984).

Los carburos proveen un aumento de la resistencia mecánica limitado de forma directa (a través de endurecimiento por dispersión) o más comúnmente indirecta (estabilizando bordes de grano frente a esfuerzos excesivos). Las fases δ y η son útiles (junto con γ') en el control de la estructura en superaleaciones trabajadas durante el procesado. El grado en el cual contribuirán al aumento de la resistencia mecánica dependerá de la aleación y del tipo de procesado (Mitchell *et al.*, 2006).

Hernández y Castellanos (2009) determinaron las propiedades de las aleaciones de níquel que contenían de 10 a 25 % de Cr; de 0 a 35 % de W; 0,07 % de C; 0,004 % de B y 0,03 % de Zr luego de revenirlas a 900 y 1 000 °C durante 500 horas. El aumento del cromo hasta 25 % influye favorablemente sobre la resistencia prolongada. El valor máximo corresponde a 5 % atómico de Mo + W. A diferencia de emplear un solo componente, ya sea molibdeno o wolframio, en las aleaciones del sistema Ni-Cr-Mo-W, la aleación conjunta con estos elementos influye en la sensibilidad a la aparición de grietas en caliente.

Xu Xiaolei *et al.* (2005) estudiaron el efecto del cromo molibdeno y wolframio en el endurecimiento del níquel a altas temperaturas y establecieron la dependencia que sigue el cambio de las propiedades mecánicas (termoresistencia y dureza en caliente) de las aleaciones al alear el níquel con elementos del grupo VIA. La sustitución del cromo en las soluciones de níquel por molibdeno (para iguales concentraciones atómicas) conlleva a un significativo aumento de la temoresistencia de las aleaciones y durante la sustitución del molibdeno por wolframio esta disminuye.

Al final de los años 20 se presentó un período de desarrollo de procesos mecánicos y térmicos utilizados en el tratamiento, desarrollo y creación de superaleaciones. Se logró

mejorar el entendimiento de la relación composición química-propiedades-proceso termomecánico para estos materiales (Reed, 2006). Cuando estas son muy duras, también son bastante frágiles, significa que al obtener estos materiales se separan las fases, las fuerzas de cohesión no son altas. Un 0,02 % B bromo en la base níquel, mejora la mecanización y se pasa de frágil a dúctil. La resistencia máxima se consigue a 850 °C y la resistencia mecánica es útil hasta los 1 000 °C.

1.3.2. Características de la superaleación hastelloy C-276

El nombre registrado Hastelloy se deriva de la empresa *Haynes Stellite Alloys* que, en 1920 desarrolló la aleación de Níquel, Hastelloy 8, la cual 50 años después fue utilizada en los vehículos Viking I y II que llegaron a Marte. Luego se creó el Hastelloy C de gran utilización en la industria de procesos químicos, industria petroquímica, farmacéutica y de energía. La familia más versátil dentro de las aleaciones de base níquel es la familia Ni-Cr-Mo o aleaciones tipo C, las cuales proporcionan excelente resistencia a la corrosión tanto en ácidos reductores como oxidantes (Rebak, 2003 y Rodríguez, 2004).

Según Agarwal (2000) la versión forjada de la aleación hastelloy C, denominada C-276, fue desarrollada en el año 1960, utilizando nuevas técnicas de fundición como el proceso de descarburación argón-oxígeno, que se utiliza para reducir la cantidad de carbono y otras impurezas, tales como el silicio (Si) en la masa fundida.

El hastelloy C-276 es una superaleación de níquel-molibdeno-cromo con adición de tungsteno, diseñado para tener una excelente resistencia a la corrosión en un rango amplio de ambientes severos. El alto contenido de níquel y de molibdeno hace que este acero de aleación de níquel sea especialmente resistente a la picadura y a la corrosión de rendija en ambientes de reducción, mientras que el cromo lo hace resistente a medios oxidantes. El bajo contenido de carbón minimiza la precipitación de carburo durante el soldamiento para mantener la resistencia a la corrosión en las estructuras de ensamble (Rebak *et al.*, 2001; Durán-Martínez y Fernández-Columbié, 2018).

La superaleación hastelloy C-276 tiene una excelente resistencia a la corrosión. Esta resistencia, similar a la de otras aleaciones de níquel-cromo, está en función de su composición. El níquel contribuye a la resistencia a la corrosión en muchos medios inorgánicos y orgánicos, otros fuertemente oxidantes, amplios rangos de compuestos ácidos y alcalinos. También es útil en combatir el agrietamiento por corrosión bajo tensión por cloruro iónico. El cromo imparte una capacidad de resistir el ataque por oxidación de los

medios y compuestos de azufre. El molibdeno contribuye a la resistencia a la picadura en muchos medios (Alcántara *et al.*, 2016).

Según algunos investigadores (Bruschi *et al.* 2004; Bedolla-Jacuinde *et al.*, 2003) el cromo, desde un 5 % en peso, aumenta la resistencia a la oxidación del hierro en atmósfera seca; por eso, para un satisfactorio comportamiento en atmósferas oxidantes, a temperaturas de hasta 750 °C, los aceros utilizados suelen poseer un alto contenido en cromo y simultáneamente, contenidos crecientes de cromo, en solución sólida en el hierro, disminuyen la conductividad térmica de él y, por tanto, le confieren refractariedad.

La microestructura original de las aleaciones Ni-Cr-Mo es una solución sólida con estructura cristalina fcc, obtenida por tratamiento térmico de solubilizado en fábrica (*Solution Annealing* o MA: *Mill Annealing*). Las temperaturas de solubilizado se hallan en el rango de 1 050 a 1 200 °C. Cuando estas aleaciones se someten a tratamientos térmicos, ocurren diferentes transformaciones de fase, de acuerdo al rango de temperaturas considerado. En el rango de 300 a 650 °C ocurre una transformación de ordenamiento de largo alcance (LRO: *Long Range Ordering*).

Esta reacción es homogénea, sin nucleación preferencial en borde de grano o de maclas. La composición química de la fase ordenada es similar a la composición de la matriz, por lo cual no se produce una disminución de las propiedades frente a la corrosión, pero si origina un aumento de la resistencia mecánica y una moderada pérdida de la ductilidad (Pike y Klarstrom, 2004).

1.4. Proceso de soldadura por arco eléctrico

La soldadura por arco eléctrico con electrodo consumible, como se muestra en la figura 1.3, es el más importante de los procesos de soldadura por fusión, el más complejo que los otros, por lo que su desarrollo se produjo con mayor lentitud. Inicialmente se utilizaron electrodos de alambre desnudo, pero el metal de soldadura resultante contenía alto nitrógeno que le confería fragilidad. Recubriendo el alambre con asbestos o papel se mejoraron las propiedades de los depósitos soldados (Attarha y Sattari-Far, 2011).

Plantea Easterling (1992) que, según avanza el electrodo, se forma un pozo fundido del metal base y el de aporte, el cual se solidifica con rapidez detrás del arco en movimiento. Las partes del trabajo inmediatamente adyacentes a la gota de soldadura se vuelven extremadamente calientes y se expanden, en tanto que las porciones removidas de la

soldadura permanecen relativamente frías, el pozo de soldadura se solidifica rápidamente en la cavidad entre las dos partes y, conforme el pozo y el metal circundante se enfrían y contraen, ocurre un encogimiento a través de lo ancho de la soldadura.

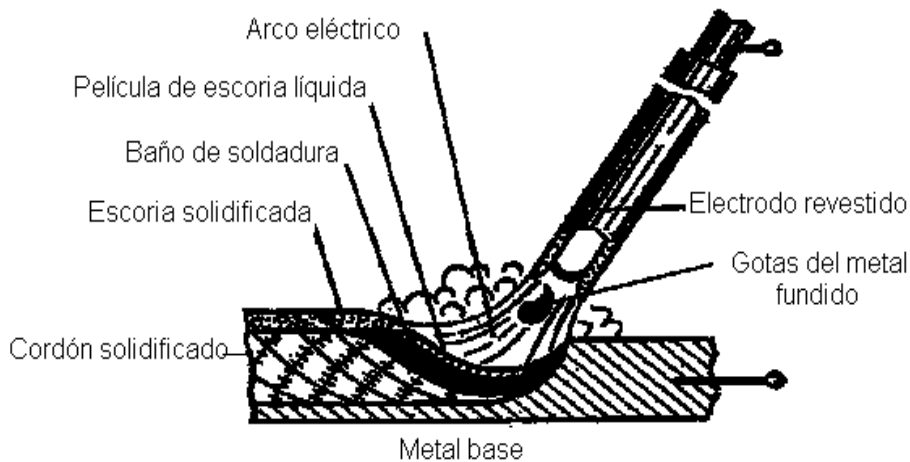


Figura 1.3. Esquema del proceso de soldeo SMAW. Fuente: Burgos (1989).

En la soldadura eléctrica por arco, se procede en general con depósitos sucesivos de metal fundido de volumen muy pequeño con solidificación casi instantánea; como consecuencia, la estructura del metal fundido es más fina, alineada y acicular. Si la operación lleva varias pasadas, la influencia térmica de las pasadas producirá un refinamiento de grano en las estructuras (Ramírez, 1980).

Burgos (1989), establece los métodos de soldadura, ventajas, desventajas y establece las tecnologías de soldadura para los diferentes métodos, así como en la forma de determinar el tiempo principal y auxiliar de los procesos. En términos de picos de temperaturas alcanzados y el tiempo que toma en alcanzarlos, permiten determinar completamente los efectos en los cambios macro y microestructurales de la junta soldada. La representación gráfica del cambio de la temperatura con respecto al tiempo para un punto de análisis ubicado en la junta soldada se conoce como ciclo térmico.

Ha planteado Tabatabaeipour y Honarvar (2010) que la caracterización de las uniones soldadas es de importancia para el industrial que quiere comprobar la calidad del material elaborado. La soldadura es un proceso dependiente de muchas variables y la estructura de la unión soldada es función del proceso y de sus parámetros, por lo tanto, las juntas finales deben ser controladas cuidadosamente.

La geometría del cordón es una propiedad física fundamental de las soldaduras (Sathiya *et al.*, 2010). El área de la sección transversal del cordón junto con su altura y anchura afecta a la contracción total, lo que determina en gran medida las tensiones residuales y por lo tanto, la distorsión de la soldadura. Diferentes variables que incluyen la tasa de calor aportado, su distribución, la velocidad de soldadura, el orden y número de pasadas, la posición de las pasadas y el ángulo de inclinación del electrodo, que en última instancia determinan los ratios de enfriamiento y solidificación y, por tanto, la orientación del grano, afectan a la forma del baño de soldadura (Tabatabaeipour y Honarvar, 2010).

La penetración también se ve comprometida por cambios en las variables del proceso, principalmente por la corriente y la tensión de soldadura (Karadeniz *et al.*, 2007; Varia y Ganatra, 2013). El aumento de la corriente de soldadura aumenta la profundidad de penetración. Variaciones en la tensión del arco provocan la misma tendencia en la penetración, aunque su efecto no es tan notable como en el caso de la corriente.

La calidad del cordón de soldadura se constata en primera instancia, mediante los correspondientes ensayos ópticos o visuales. No obstante, para garantizar una resistencia a la fatiga suficiente en cualquier unión soldada no sólo es necesario la inspección óptica en la posición correcta sobre el componente, sino que es preciso fijar requisitos mínimos en cuanto a la longitud y a la geometría y constatar la ausencia interior de imperfecciones tales como poros, grietas e inclusiones metálicas (Carpentier y Rudlin, 2012).

El ensayo de la geometría del cordón, de sus características interiores, así como de su textura/dureza, se realiza por lo general con ayuda de secciones metalográfica (Goglio y Rossetto, 1999). De la misma forma, el control de fabricación con conclusiones sobre la resistencia de la unión soldada se ejecuta también mediante un ensayo mecánico-tecnológico, donde se destaca el ensayo de tracción.

De acuerdo con el criterio de Izcara (2010), el análisis metalográfico de las muestras se trata de la técnica más fiable para la estimación de las propiedades del cordón. Sin embargo, aparte del hecho de que es una técnica destructiva, presenta la desventaja de ser lenta y limitada de realizar, puesto que implica la preparación de probetas mediante varias etapas de pulido y ataque químico, para su posterior examen macroscópico en sucesivos intervalos de tiempo de acuerdo con el plan de inspección. Así mismo imposibilita la inspección on-line o automatizada (Wu y Ume, 2012).

1.4.1. Soldadura de las superaleaciones base níquel

Las uniones soldadas de aceros pueden ser divididas en dos zonas: la zona de fusión y la zona afectada térmicamente o por el calor (ZAT/ZAC). La zona de fusión representa el metal depositado y la región del metal base que alcanzó la temperatura de fusión durante la aplicación de la unión soldada, mientras que la ZAT representa la región cerca del cordón de soldadura donde el calor aportado fomenta cambios microestructurales sin fundir el material base.

El empleo de las aleaciones base níquel hace que en la mayoría de los casos se requiera que éstas sean fácilmente soldables. Las operaciones de soldeo adquieren verdadera importancia, especialmente en la fabricación de componentes de altas prestaciones para el sector aeronáutico y la industria petroquímica (Rodríguez *et al.*, 1998). Dentro de las diferentes tecnologías de unión que se emplean habitualmente en la soldadura de estas aleaciones, se encuentra el proceso de soldadura por arco eléctrico y electrodos revestidos, tecnología empleada en diferentes sectores industriales.

La principal causa de agrietamiento al soldar las superaleaciones base níquel, está en función de las contracciones originadas por los esfuerzos de dilatación y contracción por calor. Así como por los cambios dimensionales del material de aporte al ir solidificando, con lo cual nuclea fases intermetálicas que coalescen y crecen en relación a las variables de temperatura y tiempo (Curtis y Miglietti, 2000).

Según Curtis y Miglietti (2000), las modificaciones dimensionales descritas provienen en mayor porcentaje de las transformaciones de γ' , que son función directa de los contenidos de Al y Ti. A mayor porcentaje de estos, mayor dificultad para soldar, sin embargo, tal efecto es disminuido por los contenidos de Cr y Co. Al aumentar el espesor por reparar, la susceptibilidad a formar grietas es mayor, siendo necesario disminuir la velocidad de aportación y el aumento de velocidad en el enfriamiento posterior, lo anterior, para esquivar las curvas de nucleación y crecimiento de γ' .

Ha sido demostrado por Haafkens y Matthey (1982) que, controlando la velocidad de enfriamiento de la soldadura es fundamental para obtener una soldadura libre de fracturas en la zona afectada por el calor (ZAC) durante el proceso de soldadura. Precalentamientos a altas temperaturas entre los 980 - 1 140 °C, seguidos por un relevado de esfuerzos a 1 040 - 1 150 °C durante 15 min y un rápido enfriamiento debajo de 650 °C es llevado a cabo para

evitar fracturas durante el proceso de soldadura por gas inerte y tungsteno (TIG) de superaleaciones. Una ZAC libre de fracturas fue observada, cuando los precipitados de γ' tienen un tamaño mínimo alrededor de 80 nm, con una velocidad máxima de enfriamiento de 20 °C/min.

La licuación de partículas de carburos tipo MC, ha sido reconocida como una de las mayores causas de la licuación intergranular durante la soldadura en las superaleaciones (Owczarcki, 1966 y Thompson, 1991). Se ha observado que generalmente los carburos tipo MC se forman por cristalización desde la forma líquida a la temperatura aproximada de 1 300 °C, evolucionando apreciablemente desde los 1 200 °C por reacciones eutécticas, observando a estos carburos en las proximidades de $\gamma - \gamma'$.

Examinando la microestructura de la zona afectada por el calor (ZAC) muestran que los carburos del tipo MC constitucionalmente licuados contribuyen significativamente al agrietamiento en la ZAC. El grado de su licuación depende de su localización relativa a la fusión en el límite de grano y a la composición química. La principal contribución de los precipitados de γ' en las grietas durante la soldadura ha sido reportado que es debido a la rápida velocidad de precipitación que generan esfuerzos de contracción y concentración de esfuerzos en las regiones de límites de grano (Fernández-Columbié *et al.*, 2014).

En investigación realizada por Henderson *et al.* (2004), consideran que la aleación C-276 es una superaleación de níquel-molibdeno-cromo-hierro-tungsteno, que se ubica dentro de las aleaciones más resistentes a la corrosión. El alto contenido de molibdeno imparte resistencia a la corrosión localizada, picaduras. El bajo contenido de carbono minimiza la precipitación de carburos durante la soldadura y logra mantener la resistencia al ataque intergranular en las zonas afectadas por el calor.

Plantean Plaza *et al.* (2007) que un grupo importante de aleaciones para el servicio de corrosión y alta temperatura, está basado en el elemento níquel. Uno de los atributos más importantes de este elemento, con respecto a la formación de aleaciones resistentes a la corrosión, es su compatibilidad metalúrgica con otros metales tales como el cobre, el cromo, el molibdeno y el hierro. Las aleaciones de níquel son, en general, austeníticas; sin embargo, pueden estar sujetas a la precipitación intermetálica y a la formación de fases de carburo al someterse al ciclo térmico de soldadura.

Se debe considerar por sus excelentes propiedades de alta resistencia mecánica, que supera a la que poseen otras superaleaciones, con temperaturas de hasta 700 °C, buena ductilidad, elevada resistencia frente a la oxidación y la corrosión, alta tenacidad, dentro de lo que se puede entender por este término en superaleaciones, buena capacidad de conformado y buen comportamiento a temperaturas criogénicas.

Sin embargo, siendo estas propiedades importantes, la que destaca sobre todas ellas es su soldabilidad y que pueda operar satisfactoriamente en servicio (Huang *et al.*, 1996). Esta buena soldabilidad se debe a la ausencia del denominado agrietamiento por deformación por envejecimiento (strain-age), que se produce en el curso del tratamiento térmico post-soldadura o en servicio, a consecuencia de la precipitación y endurecimiento de la aleación durante el ciclo térmico y la transferencia de las deformaciones de solidificación a las juntas de grano (Dye *et al.*, 2001).

En el caso específico de los procesos de soldadura, los esfuerzos residuales son consecuencia de la interacción de procesos separados a) expansión impedida y contracción resultante de una distribución de temperatura no homogénea, (Villanueva *et al.*, 2006); b) efectos de enfriamiento rápido, temple (Sánchez *et al.*, 2006); c) transformaciones de fase (Guirao *et al.*, 2010).

Por otro lado en estudios realizados por Ricaurte *et al.*, (2007) y Fernández-Columbié *et al.*, (2014), consideran que las aleaciones base níquel tienen características que los diferencian de los demás aceros durante el proceso de soldadura, los mismos sufren cambios morfológicos cuando se le aplica el ciclo térmico, estos cambios son notables por la predicción de la microestructura, por las características de la zona afectada por el calor (ZAC) y por evolución de la microestructura en la zona de fusión (ZF).

Según Fernández-Columbié *et al.* (2016) los cambios microestructurales en el metal de soldadura suceden durante el enfriamiento, los cuales son los mismos a los que se realizan los tratamientos térmicos. Sin embargo, las microestructuras resultantes del proceso de soldadura difieren del proceso antes mencionados debido al comportamiento no isotérmico de los procesos de soldeo.

1.5. Disminución de la tenacidad en la ZAT

Ciertas regiones de la zona afectada térmicamente (ZAT) sufren un crecimiento de grano posterior a la fase de austenitización, ocasionando que la tenacidad sea usualmente menor

que la del material base (Sawhill, 1977). Este efecto puede vincularse a la estabilidad termodinámica de los elementos de aleación a elevadas temperaturas y los precipitados que estos forman.

En la figura 1.4 se muestran las diferentes regiones de la zona afectada térmicamente, donde la zona supercrítica, en la cual ocurre el crecimiento de grano, es considerada como la región más frágil que conforma la misma. Los parámetros estructurales, relacionados a la tenacidad son el tamaño de grano y la fracción volumétrica de las islas de martensita - austenita, lo que se conoce como constituyente M - A (Sunghak, 1992; Banerjee; Chatterjee, 2003).

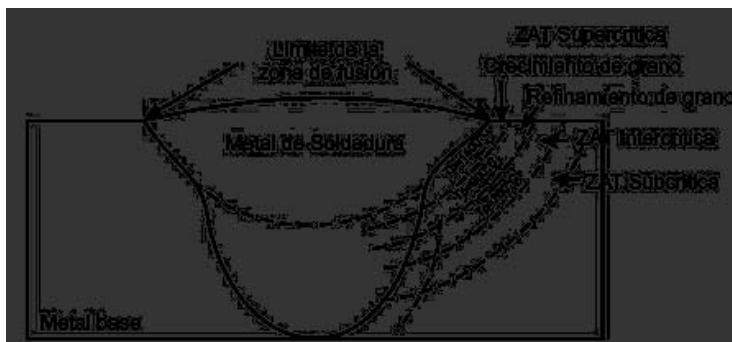


Figura 1.4. Diferentes regiones de la ZAT en los aceros.

Fuente: Banerjee; Chatterjee (2003).

Ha sido planteado por Wu *et al.* (2013) y Manikandan *et al.* (2015) que, en la soldadura de las superaleaciones, las microfisuras se presentan durante el precalentamiento y el enfriamiento después de la soldadura y básicamente se presenta en la ZAT, esto se debe a la licuación de la solidificación de microconstituyentes y de partículas de precipitados γ' . El bajo contenido de carbono minimiza la precipitación de carburo durante la soldadura para mantener la resistencia a la corrosión en las estructuras de ensamble. Esta aleación de níquel es resistente a la formación de grano limitado precipitado en la zona afectada térmicamente, haciendo conveniente su uso en muchas aplicaciones de procesos químicos en condición de ensamble.

Examinando la microestructura de la zona afectada por el calor (ZAC) muestran que los carburos del tipo MC constitucionalmente licuados contribuyen significativamente al agrietamiento en la ZAC. El grado de su licuación depende de su localización relativa a la fusión en el límite de grano y a la composición química (Manikandan *et al.*, 2015).

Sawhill (1977); Kuziak *et al.* (1995) han realizados estudios previos donde han determinado que bajos porcentajes de titanio (0,01~) son efectivos para reducir el crecimiento del tamaño de grano austenítico debido a que forma nitruros de titanio (TiN) estables a temperaturas de 1 400 °C aproximadamente, pero a temperaturas mayores, las partículas de TiN empiezan a disolverse y son ineficientes para reducir el tamaño de grano cerca de la línea de fusión pero logran una considerable reducción del ancho de la zona de crecimiento de grano, lo cual es benéfico para la unión soldada.

El otro factor relacionado a la disminución de tenacidad en la ZAT es la cantidad de constituyentes de martencita- austenita (M – A), las cuales se forman a partir de la austenita rica en carbón en conjunto con los elementos como el Mo y B (Oystein, 1994). La formación de este constituyente aumenta en relación del porcentaje de manganeso, debido a que este elemento promueve la disminución en la actividad del carbono dentro de la fase austenita resultando en la formación del constituyente M - A. La reducción a la formación de este constituyente se ha relacionado con la disminución de los contenidos de carbono, así como el carbono equivalente (AWS, 1990; Easterling, 1992), resultando en una mejora a la tenacidad.

Consideran Ricks *et al.*, (1982) y Badeshia *et al.* (2006) que no es posible cuantificar la influencia de los elementos de aleación sobre la tenacidad de la ZAT debido a las diferentes condiciones de soldadura; por ejemplo, los elementos microaleantes como el niobio y vanadio son considerados por tener un efecto fragilizante sobre la ZAT, pero pueden ser considerados benéficos bajo ciertas condiciones, tal es el caso del niobio, el cual fomenta la formación de una ferrita acicular que se caracteriza por presentar una morfología de placas lenticulares con tamaño de grano de uno a tres micras y es conocida por mejorar la tenacidad y la resistencia de las uniones soldadas.

Sin embargo, puede tener efectos adversos en las transformaciones de fases en la ZAT. Por otro lado, el vanadio puede tener efectos benéficos en los cambios microestructurales de la ZAT, ya que puede controlar la precipitación de nitruros de vanadio (VN) y carburos de vanadios (VC), así como el crecimiento de grano en esa zona y por lo tanto mejora su tenacidad (Wang *et al.*, 1989; AWS, 1990).

La figura 1.5 muestra los ciclos térmicos para diferentes puntos de análisis A, B y C ubicados en la zona fundida (ZF), la zona afectada térmicamente (ZAT) y el metal base, respectivamente. Entre más cercano se encuentre el punto de análisis a la fuente de calor,

mayor será el pico de temperatura alcanzado. Los puntos de análisis inician bajo una temperatura de referencia T_{ref} que generalmente es la temperatura del recinto. Al instante que la fuente de calor se mueve, empieza a incrementarse la temperatura para cada punto de análisis hasta alcanzar las máximas temperaturas T_{maxA} , T_{maxB} y T_{maxC} . Una vez que se aleja la fuente de calor de los puntos de análisis, se inicia un descenso lento de la temperatura hasta alcanzar el equilibrio térmico con T_{ref} (Attarha y Sattari-Far, 2011).

La relación de los picos de temperaturas con los puntos de análisis A , B y C , logra establecer la extensión de la zona afectada por el calor. La representación gráfica de los picos de temperatura con la distancia medida transversal al cordón de soldadura se conoce como perfil de temperaturas. El efecto de la entrada de calor en la soldadura, independiente si alcanza o no la fusión del material, genera zonas afectadas por el calor ocasionando transformaciones de fase, cambios en las propiedades mecánicas, esfuerzos residuales y distorsiones en la junta soldada (Malik *et al.*, 2008). Estas zonas se conocen como zona fundida (ZF), zona afectada térmicamente (ZAT) y el metal base. Estas zonas son producto de la distribución de temperaturas asociadas a la entrada de calor.

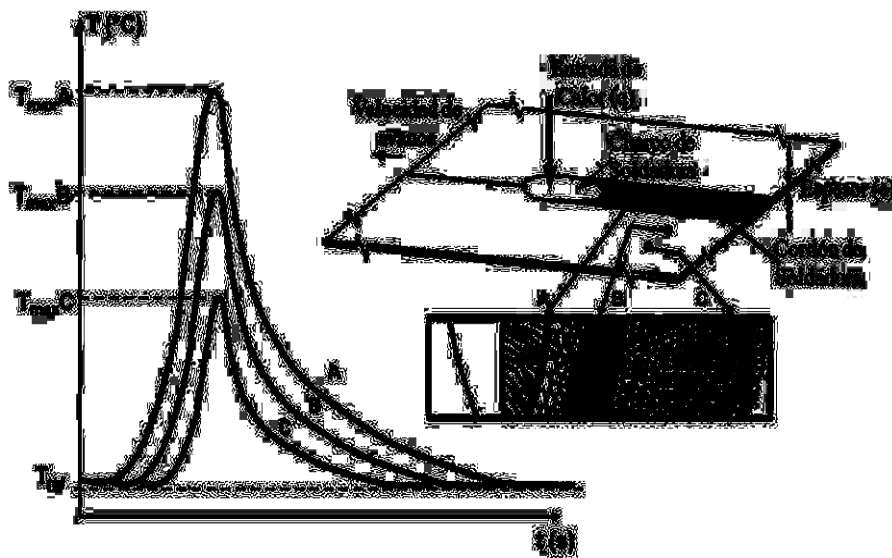


Figura 1.5. Representación de las zonas afectadas por el calor en función de la distribución de temperaturas. Fuente: Attarha y Sattari-Far (2011).

1.5.1. Solidificación durante la soldadura

Plantea Marulanda *et al.* (2007) que, cuando el metal base no puede soportar los ciclos de calentamiento y enfriamiento impuestos por la soldadura y se agrieta, se dice que el

material tiene poca soldabilidad. Además, cuando las características metalúrgicas y físico químicas del cordón de soldadura y el material base son indeseables, con respecto a la soldabilidad, estas pueden ser corregidas, utilizando una protección adecuada con gases de protección, fundentes específicos, metal de aporte apropiado al proceso de soldadura y en algunos casos con precalentamiento, poscalentamiento y tratamientos térmicos postsoldadura.

En la soldadura a medida que la fuente de calor interactúa con el material, la severidad del ciclo térmico que experimenta el material varía de zona en zona, pudiendo identificarse tres regiones principales en la soldadura. La solidificación del metal es influenciada por la composición química del sistema, por la geometría de la pileta líquida y por las condiciones térmicas (Easterling, 1992).

Adicionalmente existen otros factores que afectan la solidificación como la presencia de impurezas en la pileta líquida, la existencia de una considerable turbulencia, un volumen de metal líquido pequeño respecto del metal base y la existencia de grandes gradientes de temperatura en el metal líquido. Además, debido a que la fuente está en movimiento, la solidificación es un proceso dinámico, que está relacionado con la velocidad de soldadura. Cuando se requiere precalentamiento los gradientes de temperatura se ven afectados (Easterling, 1992).

En este sentido las características de la solidificación en soldadura son únicas de este proceso tecnológico (DebRoy y David, 1995). Sin embargo, la mayoría del conocimiento sobre la solidificación de la pileta de soldadura proviene de la extrapolación del conocimiento de solidificación de fundiciones, lingotes y monocristales con menores gradientes térmicos y menores velocidades de crecimiento (Davies y Garland, 1975). Además, las teorías de solidificación rápida han sido extendidas a la solidificación de soldaduras a muy altas velocidades de enfriamiento.

De acuerdo con Xiaoping y Torgierr (2006), se han producido avances significativos en la comprensión del proceso de solidificación en soldadura. La aplicación de herramientas computacionales termodinámicas y cinéticas ha mejorado el entendimiento del proceso de solidificación en aleaciones multicomponentes. A su vez, el avance de las técnicas de caracterización in-situ ha permitido la caracterización de la formación de la fase y de los efectos del no-equilibrio en la solidificación. El uso del modelo de aleación monocristalina resultó en un nuevo enfoque del rol de la geometría de la pileta líquida y del proceso de

selección de crecimiento de dendritas en el desarrollo de la microestructura de la soldadura (Mertinger *et al.*, 2007).

El sobreenfriamiento térmico representa el grado al cual el líquido es enfriado por debajo de la temperatura de solidificación de equilibrio. Este sobreenfriamiento está presente en los casos en los cuales existe una barrera energética significativa para la nucleación o cuando se produce solidificación direccional a una baja velocidad con formación de estructuras celulares.

El sobreenfriamiento térmico no es usual en soldadura, ya que la nucleación del sólido no es difícil, por lo que no es posible enfriar el líquido demasiado lejos de la temperatura de equilibrio. Sin embargo, si el sobreenfriamiento térmico está presente tiene un profundo efecto sobre la morfología de la solidificación, promoviendo una estructura de solidificación equiaxial dendrítica (Fernández-Columbié *et al.*, 2014).

Durante la mayoría de los procesos de solidificación existen gradientes de temperatura y composición dentro de las fases. Sin embargo, se puede describir adecuadamente la cinética de la solidificación con el empleo de ecuaciones de difusión para obtener los cambios en temperatura y composición de cada fase. Además, se puede utilizar el diagrama de equilibrio para estimar la temperatura y composición en los bordes entre las fases, por ejemplo, en la interfase de solidificación. También se incluye el efecto Gibbs-Thompson para determinar los cambios en el equilibrio de la interfase debido a la curvatura de la misma (Elkem, 2010).

1.6. Empleo de las técnicas de análisis de señales

Una de las posibles razones de la aceptación creciente de esta técnica son los avances logrados en las dos últimas décadas en la microelectrónica y en las técnicas de análisis basadas en el uso de la computación, pues su procesamiento requiere del trabajo a frecuencias elevadas y técnicas poderosas para manipular los datos. Tanto el desarrollo computacional, como la tendencia creciente del empleo de ellas permiten augurar que este será un campo de aplicaciones y desarrollo futuro e interesante.

En la actualidad los ensayos y métodos basados en las técnicas de análisis de vibraciones, incluyen las más avanzadas técnicas de procesamiento como, por ejemplo: la Transformada Rápida de Fourier (FFT), las redes neuronales artificiales (RNA), análisis basado en la

aplicación de la transformada discreta wavelet (TDW). Todas ellas de publicidad reconocida y aceptadas tanto en la industria como en la rama investigativa (Sánchez, 2006).

Desde el punto de vista de optimización de los costos, es esencial el monitoreo del proceso de soldadura de forma tal que la posibilidad de producir soldaduras defectuosas sea detectada y eliminada mediante la regulación de los parámetros del proceso. A partir de los resultados obtenidos hasta ahora, se plantea que la calidad de la soldadura depende mucho de los parámetros de soldadura. herramienta. Estos parámetros pueden ser afectados por las propiedades del material. Para garantizar la calidad de la soldadura, es beneficioso el control de estos parámetros automáticamente, incorporando un sistema de monitoreo del proceso (Jene, 2007 y Burford, 2010).

Como plantea Suresha (2009), aun cuando se ha demostrado que las técnicas de análisis de señales vibroacústicas son un método efectivo, exacto y rápido para el monitoreo estructural y que permite la inspección tanto local como global para la detección en tiempo real de la formación de defectos. En el área de la soldadura, Andersen (1990), fue pionero en publicar sobre el tema, el autor evaluó la posibilidad de aplicación de las RNA para la modelación de la geometría del cordón en la soldadura por arco. El funcionamiento de la red implementada para la modelación es evaluado, empleando datos obtenidos del proceso. Como resultado del trabajo demuestra que la exactitud de las RNA para el modelado es totalmente comparable y a veces superior a la exactitud lograda con la aplicación de los esquemas tradicionales de modelado.

Según las bibliografías consultadas, Marchegeani (2006) y Cavazzini *et al.* (2015), existen varias formas y métodos para la evaluación e identificación de la ocurrencia del fenómeno de desplazamiento en las bombas. Los métodos experimentales en máquinas hidráulicas con respecto a este fenómeno difieren, principalmente, en la determinación y constatación del inicio del fenómeno físico seleccionado.

Con el fenómeno del desplazamiento, la cavitación, el ruido y las vibraciones aumentan, la carga y el caudal disminuyen hasta tomar, este último, valor cero. Estas señales son consideradas inexactas e insuficientes para diagnosticar el grado de avance del fenómeno de cavitación, pues se limita solamente a analizar los factores relacionados con las características de la red ($NPSH_D$) y las características de las bombas ($NPSH_R$), sin evaluar las condiciones del fluido como otro factor (Karassik *et al.*, 1976 y Beckerle *et al.*, 2015).

Refiere Saavedra (2012) que, al efectuar la medición de la maquinaria mediante un instrumento recolector /analizador de la señal, se obtiene una onda temporal compuesta, que es una representación gráfica de las vibraciones, siendo en este caso la representación en el dominio del tiempo, como se observa en la figura 1.6. Dicha señal describe la amplitud en el eje de la ordenada (en unidades de desplazamiento, velocidad o aceleración) y el tiempo en el eje de las abscisas (en segundos o milisegundos).

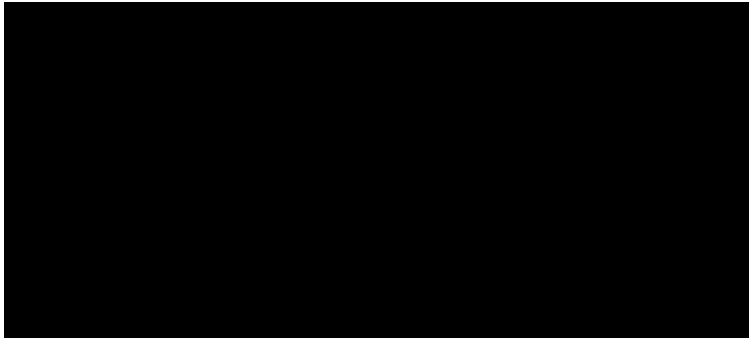


Figura 1.6. Representación gráfica de una señal vibratoria en función del tiempo.

Fuente: Saavedra (2012).

Jonas *et al.* (2015), del análisis de la información obtenida e identificando las frecuencias y su amplitud relacionada, se puede determinar las causas y acciones correctivas necesarias para mejorar la condición y reducir las fuerzas vibratorias indeseables. No obstante, para poder entender las gráficas y su evaluación, es necesario conocer y entender ciertos parámetros y definiciones relacionadas con las gráficas a estudiar, entre los cuales están: el desplazamiento vibratorio, la velocidad vibratoria, la aceleración vibratoria, la frecuencia, la amplitud y la vibración global o total.

1.7. Corrosión intercrystalina

La corrosión intercrystalina es el desmenuzamiento o desmoronamiento de los granos del metal. Las formas de evitar o disminuir su aparición son: la adición de estabilizadores que pueden ser Nb (niobio) o Ti, bajo carbono < 0,08 % y tratamiento térmico de austenización completa. Este procedimiento consiste en calentar las piezas hasta 1 100 – 1 150 °C, la velocidad del incremento de la temperatura es de 100 a 150 °C y la retención una vez alcanzada la temperatura del tratamiento durante 2 horas antes de sacar del horno para proceder al enfriamiento por el aire del medio ambiente (Johansson y Olsson, 2000).

De esta forma se capturan el Cr y el carbono en la estructura cristalina del metal. Así se evita el mecanismo de formación de la corrosión intercrystalina que consiste en la precipitación del Cr a los bordes de los granos donde reacciona con el carbono formando

los carburos de cromo que son elementos de alta dureza y por tanto frágiles que se fracturan antes los esfuerzos mecánicos y se desmenuzan perdiendo la continuidad física que los elimina del uso.

La importancia práctica que presenta la corrosión bajo tensión, la misma da lugar a la fisuración y rotura del material y que viene provocada por la acción combinada de esfuerzos mecánicos estáticos y de un agente químico corrosivo. Los esfuerzos pueden ser internos o superficiales o de ambos tipos conjuntamente, se ha comprobado que, para que se produzca este tipo de corrosión es preciso que el acero o material soporte esfuerzos de tracción, pues los de compresión no sólo provocan el fenómeno, sino que, en ocasiones, puede ejercer una acción protectora (Rebak *et al.*, 2001).

Las tensiones causantes de la corrosión pueden ser de origen externo, es decir, aplicadas al material por cualquier medio, o bien inherentes al mismo, por ejemplo: residuales de operaciones de trabajado en frío o de tratamientos térmicos u operaciones de soldadura e incluso originadas en proceso de precipitación o de transformación estructural.

La corrosión bajo tensión puede darse tanto en materiales metálicos como no metálicos, es decir, que puede considerarse como una propiedad asociada al estado sólido. Con respecto a los aceros inoxidable, se puede afirmar que, de modo general, en presencia de determinados agentes corrosivos resultan susceptibles a la rotura de carácter intergranular, cualquiera que sea su estructura: austenítica, ferrítica o martensítica.

Las roturas de este tipo están relacionadas con los procesos, que convierten a los aceros en susceptibles a la corrosión intergranular. En cambio, las roturas de carácter transgranular se observa solamente en los aceros inoxidable con estructura austenítica (Hochmann, 1968).

La velocidad de la corrosión general, como se muestra en la tabla 1.1, se mide en unidades de longitud (mm/año) y se divide en cinco grados.

Tabla 1.1. Velocidad de corrosión. Fuente: Hochmann (1968).

Grados	I	II	III	IV	V
Velocidad de corrosión en mm/año	< 0,1	0,1-1	1-3	3-10	>10

Hay especies como el cloruro, que no solo modifican la velocidad de corrosión uniforme, sino que, además, producen otro tipo de corrosión conocida como picadura o ‘‘pitting’’, cuya velocidad es impredecible. Colombier y Hochmann (1955), consideran que en los aceros inoxidable puede haber tres tipos principales de destrucción por corrosión:

1. corrosión general, consiste en que la corrosión se propaga hacia dentro del metal de un modo uniforme por toda la superficie.
2. Corrosión intercrystalina
3. Agrietamiento por corrosión

1.8. Conclusiones del capítulo 1

- Las superaleaciones, en base a sus precipitados y con apoyo en una matriz de solución sólida compleja, proporcionan propiedades difíciles de obtener en conjunto en otras aleaciones, las mismas garantizan la resistencia a la termofluencia, a la corrosión en caliente y resistencia mecánica a altas temperaturas.
- El empleo de las técnicas de señales es un método que permite la reducción de los costos del proceso, así como el control del proceso de soldadura con el objetivo de garantizar la producción de soldaduras defectuosas.
- Durante el proceso de soldadura de las superaleaciones, puede producirse la presencia de microfisuras, las cuales se presentan durante el precalentamiento y el enfriamiento, fundamentalmente en la zona afectada térmicamente, causado por la licuación de la solidificación de microconstituyentes y de partículas de precipitados.

Capítulo 2

Materiales y métodos

CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

La recuperación en los metales y las aleaciones, por lo general, antecede al fenómeno de recristalización, durante la recuperación, una parte de la energía interna almacenada como energía de deformación es liberada debido al movimiento de dislocaciones, esto ocurre como resultado del aumento de la difusión atómica a temperaturas elevadas. También se produce alguna reducción en el número de dislocaciones y las configuraciones de dislocaciones tienden a adoptar bajas energías de deformación de la red.

El objetivo del capítulo es establecer el procedimiento metodológico para el proceso de soldadura por arco eléctrico del cheque de la bomba con diafragma-tubular, así como la determinación de la dureza en las diferentes zonas de la unión soldada.

2.2. Composición química de la superaleación base níquel

La composición química de esta aleación como se muestra en la tabla 1.1, según *Databook* 1988 y editada por la *American Society for Metals*, muestra la designación adoptada por la AISI y SAE, las cuales, a su vez, coinciden con el sistema de numeración *Unified Numbering System - UNS*, de la *American Society for testing Materials-ASTM* y la SAE.

Tabla 2.1. Composición química del hastelloy C-276, INCONEL alloy C-276

Elemento	Cr	C	Mn	Si	Fe	Mo
NiCrMo	14,5-16,5	0,002-0,10	0,46-1,1	0,01-0,6	4,0-7,0	15,0-17,0
C-276	Co	W	V	Ni		
	1,54	3,98-4,5	0,08	Balance		

A partir de los elementos relacionados anteriormente, la composición química está en correspondencia con la establecida para una superaleación del tipo Hastelloy C. El Hastelloy C-276 es una superaleación de níquel–molibdeno–cromo con adición de tungsteno, diseñada para tener una excelente resistencia a la corrosión en un rango amplio de ambientes severos. El alto contenido en Cr garantiza la elevada resistencia a la corrosión y a la oxidación a altas temperaturas y así mismo su buen comportamiento frente a gases sulfurantes que pueden dar lugar al fenómeno de corrosión catastrófica o por sales fundidas.

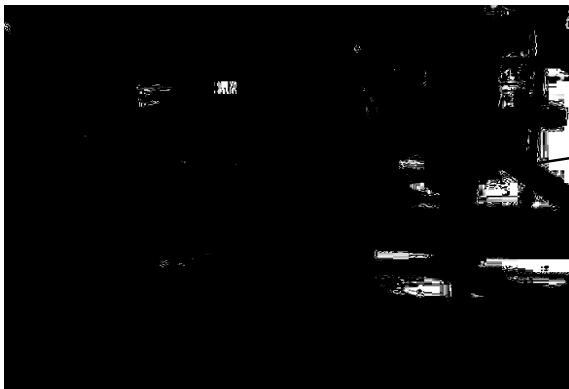
La composición de la aleación Inconel C-276, incluye cantidades sustanciales de níquel y cromo y de un alto grado de resistencia a la oxidación y carburización a elevadas

temperaturas. Estos elementos, junto con el contenido de molibdeno, también permiten a la aleación soportar ambientes corrosivos húmedos.

Los principales problemas de la superaleación hastelloy C-276, con los que se fabrican los cheques de la bomba con diafragma-tubular, al estar en operación se dividen en dos grandes grupos; el primero es la generación de daños superficiales tales como: corrosión, fatiga térmica, erosión, agrietamiento y fractura. El segundo, asociados a los daños internos: cavidades de termofluencia, crecimiento de carburos y de compuestos intermetálicos γ' , además de la precipitación de fases fragilizadoras. Lo anterior implica la necesidad de un conjunto de procesos con tolerancias en parámetros para su restauración.

2.3. Función de la bomba con diafragma-tubular

Denominadas bombas de transferencia, tienen como función suministrar la hidromezcla procedente del fondo del sedimentador a los tanques de almacenaje. En la figura 2.1 se muestra la bomba de diafragma-tubular.



Bomba diafragma-tubular.

Figura 2.1. Bomba diafragma-tubular.

Las bombas poseen transmisión hidráulica de diafragma, con sistema de cheques, bolas de succión y descarga, recubiertos de goma y asientos de nylon. Emplean para la succión y descarga mangueras de goma, con uniones de titanio. La capacidad de trabajo es de 5,0 a 13,6 m³/h. Poseen dos cabezales de bombeo, que realizan esta operación para una autoclave, cada uno de forma independiente, la PU – 5, alimenta las autoclaves 1 y 2 y la PU – 6, las autoclaves 3 y 4.

2.3.1. Condiciones de trabajo de la bomba de diafragma-tubular

La planta es la encargada de la obtención del producto final en el proceso de producción. Su principal operación tecnológica consiste en la precipitación de los metales en forma de

sulfuros a partir de los sulfatos de níquel y cobalto contenidos en la pulpa (licor producto), con el objetivo de extraer el níquel y el cobalto de la solución y separarlos de las impurezas.

La bomba trabaja en un medio agresivo, el cual provoca que las mismas presenten severos daños en la superficie, dentro de las características del fluido en el que trabajan está: las características de la materia prima y producto terminado, los parámetros principales que deben ser controlados para el ensemillamiento con efectividad son: % de recirculación de semilla (200 %) y granulometría de semilla ($< 0,149$ mm). La granulometría está controlada por la separación de las partículas mayores de 100 mesh, haciendo pasar la pulpa a través de una malla de estas dimensiones situada a la entrada del tanque.

La materia prima o producto terminado que recibe la planta, presenta características específicas al llegar a la misma, es denominado licor producto. El producto final es el licor neutralizado o licor producto (LP). En la tabla 2.2 se muestra la composición del mismo.

Tabla 2.2. Características del fluido

Ni	$< 4,50$ g/l	$0,0045$ m ³ /l
Co	$0,35$ a $0,42$ g/l	$0,00035$ a $0,00042$ m ³ /l
Mn	$1,30$ a $1,90$ g/l	$0,0013$ a $0,0019$ m ³ /l
pH	$2,40$ a $3,00$	

El fluido presenta un color verde esmeralda, con una densidad de $1,07$ g/l ($0,00107$ m³/l) y sólidos en suspensión de $0,7$ g/l ($0,0007$ m³/l) como máximo. El análisis de averías permitió establecer la frecuencia de rotura de la bomba de diafragma-tubular, observándose que se afecta por el efecto de esta hidromezcla de manera negativa en la disponibilidad de trabajo. Las estadísticas revelan que no hay relación entre las roturas y el plazo de servicio especificado en el pasaporte del equipo por el fabricante.

A partir de ese momento comienza a incrementar los fallos de las bombas, se origina la corrosión intercrystalina que se vuelve más severa después de la primera reparación, originado después de su uso en un período, provocando que la bomba tenga que ser desechada luego de dos reparaciones. En la figura 2.2 se muestran los defectos más comunes que surgen en el cuerpo y el cheque de la bomba.

El medio en que trabaja la aleación se considera, según los elementos del fluido, con características ácidas por el pH que contiene dentro de los mismos, la presencia de partículas abrasivas, los iones cloruros y la velocidad del fluido; todos ellos en su conjunto afectan la integridad estructural de la superaleación hastelloy C-276, provocando

afectaciones y la degradación del elemento. El método empleado para la recuperación de las válvulas es el proceso de soldadura manual con arco eléctrico y electrodos revestidos.

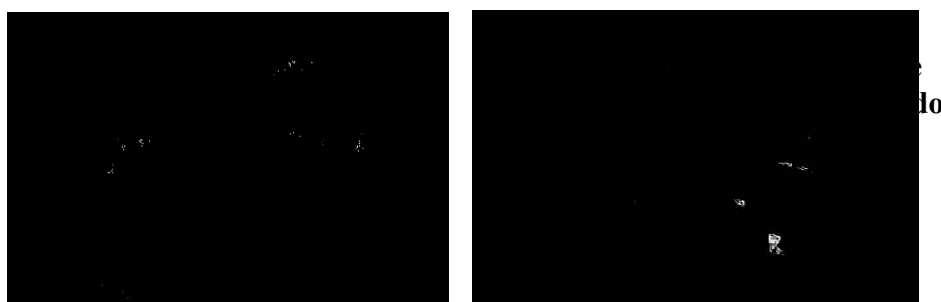


Figura 2.2. Defectos presentes en accesorios de la bomba.

2.4. Metodología de cálculo para el proceso de soldadura

En cualquier tipo de proceso de soldadura la mejor soldadura, que se puede obtener, es aquella donde la soldadura y el material base comparten las mismas propiedades químicas, metalúrgicas y físicas, para lograr esas condiciones el material fundido debe estar protegido de la atmósfera durante la operación de soldeo, de otra forma, el oxígeno y el nitrógeno de la atmósfera se combinarían, literalmente, con el material fundido, resultando en una soldadura débil y con porosidad. En la tabla 2.3 se muestran los parámetros del régimen de soldadura para la recuperación de la superaleación Hastelloy C-276 (B 574).

Tabla 2.3. Parámetros para el proceso de soldadura.

Diámetro del electrodo (mm)	3,2
Longitud del arco (mm)	2
Temperatura de fusión (°C)	1 370
Temperatura de ignición (°C)	34
Temperatura de interfase (°C)	150
Rendimiento (%)	70
Conductividad térmica (W/m.K)	78
Densidad (g/cm ³)	8,89
Calor específico (J/kg °C)	419

El ciclo térmico se realizó teniendo en cuenta las características de la superaleación, que presenta una estructura cúbica centrada en las caras (fase α) a una temperatura superior a los 870 °C, la fase α puede ser retenida si se produce un enfriamiento rápido a partir de esta temperatura hasta una inferior a 600 °C. Este intervalo de temperaturas se ha tenido en cuenta en el ciclo térmico de soldeo, por lo que, si la velocidad de enfriamiento no es suficiente o se mantiene la aleación a una temperatura dentro de ese intervalo crítico, se produce la precipitación de carburos. La formación de este intermetálico ejerce un efecto de

fragilización, que incide negativamente en las propiedades mecánicas de la aleación, criterios expuestos por Brooks (2003).

2.4.1. Cálculo del ciclo térmico

El conocimiento del ciclo térmico nos permite, en función del "heat input" (energía aportada), determinar los cambios microestructurales, así como las tensiones residuales, condiciones necesarias, para poder predecir la variación de la tenacidad, dentro de los parámetros considerados para la unión metalúrgica de las aleaciones de estudio, considerados los más importantes son: la intensidad de corriente, el voltaje del arco eléctrico, la velocidad de soldadura, la energía lineal del proceso de soldadura, los cálculos numéricos para la soldadura por arco eléctrico y la velocidad de enfriamiento del cordón.

La selección se fundamentó debido a que, cuando el calor aportado o la temperatura de precalentamiento disminuye, la distribución de temperaturas máximas se concentra a ambos lados del cordón de soldadura en dos bandas estrechas y al aumentar a distribución máximas se disipa, provocando que las bandas se ensanchen (Fernández-Columbié, 2014).

La intensidad de la corriente de soldadura depende del diámetro del electrodo, el cual se seleccionó atendiendo: al espesor del material base, al tipo de construcción soldada, además el tipo de revestimiento y la posición del cordón en el espacio que, influyen en la magnitud de la intensidad y según Quintero *et al.* (2006), se determina como:

$$I_s = 2,5d_e^2 + 35,5d_e - 18 \quad (2.1)$$

Donde:

I_s - intensidad de corriente de soldadura; A

d_e - diámetro del electrodo; mm

Las funciones principales de la tensión es estabilizar el arco y proporcionar un cordón liso, sin salpicados; además, la tensión de arco no influye significativamente en el ancho del cordón; influye notablemente en el refuerzo (forma cóncava o convexa del mismo), teniendo soldaduras planas (con tensiones altas) y abultadas (con tensiones bajas), pero siempre en el rango de tener un arco estable según Rodríguez (1987). De acuerdo con Burgos (1987) los valores de tensión de arco recomendados para uniones por arco eléctrico con electrodo revestido están comprendido entre 25 y 30 V.

$$U_a = 0,05 \cdot I_s + 10 \quad (2.2)$$

U_a - tensión del arco; V

La velocidad de soldadura, es el desplazamiento del electrodo a una velocidad adecuada que funde constantemente una porción de la aleación base y adiciona aleación de aporte producto de su propia fusión. En la medida que el proceso se desarrolla, el baño metálico solidifica y forma la aleación de la junta. La velocidad de desplazamiento durante el soldeo debe ajustarse de tal forma que el arco adelante ligeramente el baño de fusión. Si la velocidad de desplazamiento es mayor, menor será el ancho del cordón, menor es el aporte térmico y más rápidamente se enfriará la soldadura.

Si la velocidad es excesiva se producen mordeduras, se dificulta la retirada de la escoria y se favorece el atrapamiento de gases (produciéndose poros), según Rowe y Jeffeus (2008) se determina como:

$$V_s = \frac{\alpha_d \cdot I_s}{F \cdot \rho} \quad (2.3)$$

V_s - velocidad de soldadura; m/s

α_d - coeficiente de aporte; g/A.h ($\approx 10 \% I_s$)

F - área de la sección transversal del cordón, cm^2

ρ - densidad del material fundido; g/cm^3

2.4.2. Energía lineal del proceso de soldadura

En este proceso se emplea un arco voltaico para aplicar calor en una zona altamente localizada y producir la fusión de una pequeña zona de las piezas coincidentes con el arco y el extremo del electrodo. La energía, aporte térmico o calor aportado por una soldadura de arco eléctrico queda determinada, según Asta y Salazar (2007) por la ecuación:

$$H_{net} = \eta \frac{U_a \cdot I_s}{v_s} \quad (2.4)$$

Dónde:

H_{net} - energía, aporte térmico o calor aportado; J/m

η - rendimiento de la transferencia de calor de la fuente de energía; %

La eficiencia (η) del proceso de soldadura SMAW oscila entre 0,7 a 0,85 %; según reporte de Muñoz (2009). A los efectos de los cálculos realizados de acuerdo con AWS (2001), la eficiencia seleccionada para la realización del trabajo es 0,7 %.

El cálculo de la longitud del charco de soldadura mostrará el radio efectivo de la distribución del calor y de su influencia en la zona afectada por el calor, según Correa *et al.* (2014), se determina como:

$$L_l = \frac{Q}{2\pi\lambda(T_c - T_0)} \quad (2.5)$$

L_l - longitud del charco de soldadura; m

Q - energía específica entrante; W

λ - conductividad térmica; W/m °K

T_c - temperatura de fusión; °C

T_0 - temperatura inicial; °C

2.4.3. Cálculo de la energía específica entrante

Los cambios microestructurales que surgen en la región de la unión soldada se producen debidos a la energía calorífica aportada por la soldadura y cuyo ciclo térmico genera productos de transformación, que dependen fundamentalmente de la temperatura alcanzada, velocidad de enfriamiento y composición química del metal base. Para el cálculo de la energía específica entrante se emplea la ecuación siguiente:

$$Q = H_{net} \cdot l \quad (2.6)$$

H_{net} - energía calorífica en Julio por metro lineal de soldadura; J/m

l - longitud a soldar; m

Los autores Yu *et al.* (2007) proponen determinar la velocidad de enfriamiento del cordón a partir del parámetro adimensional espesor relativo de la placa, el cual permite determinar cuándo considerar un flujo en dos o tres dimensiones, la ecuación es:

$$\tau = d \sqrt{\frac{\rho C_e (T_c - T_0)}{H_{net}}} \quad (2.7)$$

τ - parámetro adimensional de espesor relativo de la placa

d - espesor de la placa; m

C_e - calor específico; J/kg K

La velocidad de enfriamiento para una placa gruesa está dada por:

$$R = \frac{2\pi\lambda(T_c - T_0)^2}{H_{net}} \quad (2.8)$$

Una parte importante del proceso de soldadura lo constituye el estudio de la zona afectada térmicamente en el material base, que es la ZAC (zona de material adyacente al baño fundido que sufrió alguna modificación en su microestructura). El estudio de esta zona crítica es importante desde dos puntos de vista, fundamentalmente.

Desde el punto de vista de un análisis de su metalurgia, esta zona está sometida a un ciclo térmico, donde el calentamiento y el tiempo de enfriamiento juegan un papel importante, dado la influencia que tienen sobre el tamaño de grano de la microestructura, pero también influye el proceso de soldadura, el aporte térmico variará sensiblemente en función de los parámetros de tensión, intensidad y velocidad de soldeo del procedimiento de soldadura por lo que, en cierta forma, el consumible puede tener alguna incidencia.

El tiempo de enfriamiento del cordón se determina por la ecuación 2.9.

$$t = \eta \frac{I_s^{(1,24+0,0005T_c-0,005v_s)} \cdot U_a^{0,59}}{108 \cdot v_s^{(0,78-0,0005T_c)}} \quad (2.9)$$

El tiempo de enfriamiento del cordón depende del espesor de las planchas, con mayores espesores producen más alto grado de enfriamiento de sus zonas afectadas durante la soldadura. Por lo tanto, las chapas de mayor espesor requieren una composición de mayor templabilidad principalmente por la razón de tratamiento térmico, previo a la soldadura.

2.4.4. Cálculo del cromo y del níquel equivalente

Cuando el acero contiene muchos elementos, el efecto global es una suma de los diferentes efectos individuales. Los elementos más característicos de los aceros inoxidables son el cromo, el molibdeno, el nitrógeno y el níquel, elementos alfégenos y gammágenos. Estos últimos elementos permiten la coexistencia de ferrita y austenita en el seno del acero.

La figura 2.3 muestra el efecto de los dos elementos mayores (Cr y Ni) sobre las familias de aceros inoxidables (Kotecki y Siewert, 1992). El diagrama de Schaeffler permitirá determinar la influencia del material de aporte sobre la estructura de la superaleación hastelloy C-276 luego del proceso de soldadura, según el campo en que se ubique el depósito o en la zona central de dicho diagrama.

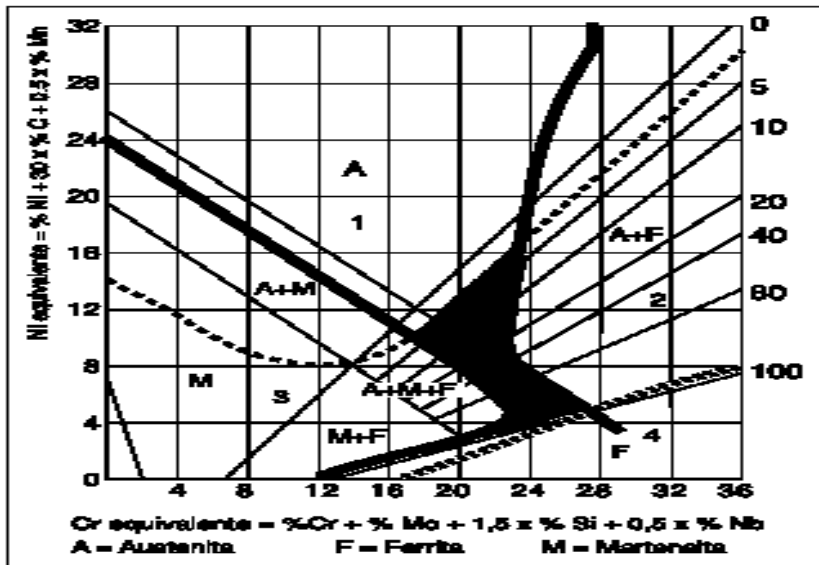


Figura 2.3. Diagrama de Schaeffler. Fuente: Kotecki y Siewert (1992).

Leyenda:

- 1 ----- Fisuración en caliente por encima de 1 250 °C.
- 2 ■■■■ Fragilidad por fase sigma entre 500 y 900 °C.
- 3 ■■■■ Fisuración por temple por debajo de 400 °C.
- 4 ▨▨▨▨ Crecimiento del grano por encima de 1 150 °C.
- 5 ——— Metal de soldadura óptimo respecto a sollicitaciones mecánicas.

En los aceros inoxidables austeníticos el Ni equivalente es superior a 8, mientras que Cr equivalente es superior a 18, el material aportado puede presentar estructuras: austenítica, con pequeñas cantidades de martensita, austenítico-ferrítica, con algún contenido de martensita y austenítico – ferrítica.

La utilización de este diagrama no se limita a los austeníticos, sino que permite predecir otras estructuras derivadas de la composición química del material. Las ecuaciones más generales para determinar el [Cr] y el [Ni] según Kotecki y Siewert (1992) son:

$$[Ni] = \% Ni + 30 \cdot \% C + 0,5 \cdot \% Mn \tag{2.10}$$

$$[Cr] = \% Cr + \% Mo + 1,5 \cdot \% Si + 0,5 \cdot \% Nb \tag{2.11}$$

Siendo:

- | | |
|------------------------------------|------------------------------------|
| [Ni]- níquel equivalente; % | Ni - elemento químico níquel; % |
| [Cr]- cromo equivalente; % | Cr - elemento químico cromo; % |
| C - elemento químico carbono; % | Mn - elemento químico manganeso; % |
| Mo - elemento químico molibdeno; % | Si - elemento químico silicio; % |

Nb - elemento químico niobio; %

2.5. Selección de la muestra del área a soldar

Para determinar el comportamiento microestructural del material objeto de estudio se consideró la microestructura de una muestra patrón, antes de ser sometida a proceso de soldadura. La muestra fue tomada del área del cheque (2.4(a)) de una bomba retirada de servicio, por presentar desgaste durante el proceso de trabajo, la figura 2.4(b) se corresponde con la microestructura de esta área.

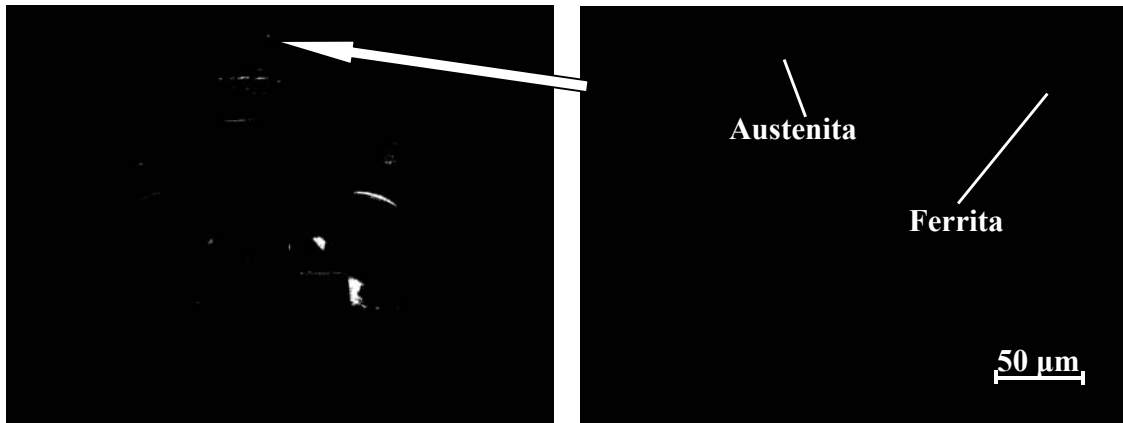


Figura 2.4(a). Zona del área de corte y 2.4(b). Estructura metalográfica.

La microestructura se corresponde con la aleación hastelloy C-276, está compuesta por una estructura de austenita y ferrita en bordes de grano. El contorno de los granos en la estructura es rectilíneo. La austenita es estable por encima de la temperatura crítica A_{c1} . Está formada por cristales cúbicos centrados en las caras (FCC). Su resistencia varía de 590 a 885 MPa. La austenita aparece como granos poligonales frecuentemente, cuando sufre deformación plástica.

La orientación cristalográfica de los granos solo influye en la resistencia térmica, el módulo de elasticidad, el cual influye directamente en esta resistencia, varía con la orientación del grano. La estabilidad de los valores de las propiedades es influenciada directamente por la estabilidad metalúrgica, cualquier cambio en la microestructura que se lleve a cabo por una exposición en un largo tiempo a altas temperaturas bajo esfuerzo, va a cambiar sus propiedades.

Estas aleaciones pueden ser producidas en fundición, forja y formas extruidas, con alguno de estos procesos aumentan sus propiedades (Floreen y Davidson, 1983). El efecto de la microestructura sobre las propiedades mecánicas, se debe a la composición de la aleación y

al tiempo dependiente de la distribución natural y tipos de fases presentes. Según la microestructura observada, la misma no fue sometida a ninguno de estos procesos, por lo que la resistencia de la misma se verá afectada por el medio en que trabaja.

2.5.1. Preparación metalográfica de las muestras

La calidad del estudio metalográfico dependió en gran medida del cuidado de preparación de las muestras, hasta lograr tener finalmente una superficie plana, sin ralladuras (brillo espejo). El procedimiento que se realizó incluyó la extracción, preparación y ataque químico de la muestra, para terminar en la observación microscópica, el estudio de la microdureza de fases y estimación de componentes microestructurales.

Las superficies preparadas para observar las fases microscópicas fueron plana y debidamente pulida, teniendo en cuenta que la pequeña profundidad de foco de los sistemas ópticos de observación a grandes aumentos no permitiría enfocar la imagen simultáneamente en planos situados a distintos niveles y debidamente pulida para que sólo aparecieran en ellas detalles propios de su estructura y no de circunstancias ajenas a ella que pudieran enmascararla. Para conseguir ambos objetivos, se realizó unas series de pasos consecutivos los cuales fueron: corte, desbaste, pulido y ataque.

Se realizó la operación de corte, teniendo en cuenta que las muestras utilizadas eran excesivamente grandes, las cuales fue necesario reducirlas a un tamaño con dimensiones de 15 x 15 x 32 (Norma ASTM E 92). Se tuvo en cuenta estas dimensiones ya que estas varían en cada caso, es suficiente, siempre que sea posible, disponer de secciones mínimas de 10 x 10 mm y no mayores de 25 x 25 mm y con probetas con altura de 20 mm (Sturla y Castellano, 1951).

Para ello se utilizó una fresadora vertical 6 M 12 L, en la que, tras sujetar la muestra con las mordazas, se procedió a seccionar las mismas, se empleó abundante refrigerante para evitar el calentamiento excesivo de la pieza y no provocara transformaciones de fase por efecto de la acritud. Las superaleaciones base níquel requieren estas condiciones de maquinado, las mismas se consideran como materiales de baja maquinabilidad (Outeiro *et al.*, 2006). Los regímenes de corte seleccionados fueron $n = 150$ r/min y $S = 25$ mm/rev. En esta máquina se realizaron los cortes de las muestras soldadas.

Luego del corte, las muestras se encapsularon (figura 2.5), para poder realizar las operaciones de desbaste y pulido y garantizar el fácil manejo de las mismas. Cuando se va a

realizar el análisis microestructural en bordes de muestras deformadas, es importante conservar un ángulo de 90° en toda el área a observar, aspecto que no es posible, de no realizarse esta operación, los bordes se distorsionan redondeándose, obteniéndose una falsa observación de la imagen. El encapsulado se realizó con resina epoxi ROYAPOX – 5050.

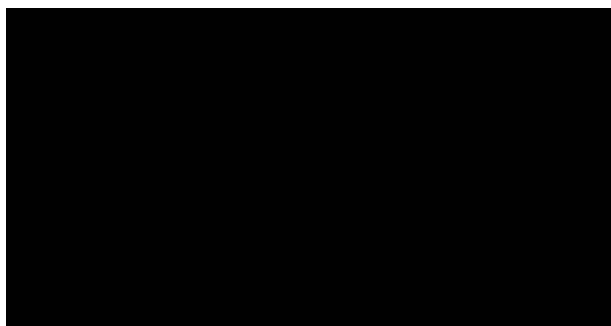


Figura 2.5. Muestras encapsuladas con resina epoxi ROYAPOX 5050.

La resina epoxi ROYAPOX 5050 está compuesta por dos componentes y una vez polimerizada a temperatura ambiente, forma una masa incolora, dura y algo flexible. Presenta buenas cualidades de resistencia a la humedad y buenas propiedades mecánicas y dieléctricas que conserva sus propiedades a temperaturas comprendidas entre - 30 y 125 °C. Se suministra en dos componentes separados y predosificados: ROYAPOX 5050 y endurecedor 5050.

2.5.2. Proceso de desbaste y pulido de las muestras

La superficie a pulir, primero se desbastó, deslizándola sucesivamente por papeles con abrasivos de granos cada vez más fino. Se comenzó con lijas de grano 60, pasando sucesivamente por las de 320, 400, 600 y 800. Los papeles de lija se apoyaron sobre una superficie plana (en este caso se utilizó una desbastadora de bandas) y las probetas se apoyaron sobre ellos por la cara a desbastar, frotándola en una dirección hasta que se observó en su superficie sólo marcas de desbaste correspondientes al papel que se había utilizado. La dirección de desbaste se giró 90° al pasar de un papel al siguiente, habiendo previamente lavado la probeta con un chorro de agua con el que se eliminó las posibles virutas y los restos de granos de la última lija utilizada.

Después del lijado y del lavado de las probetas, se procedió a la etapa de pulido. La superficie de la muestra, desbastada hasta el grano más fino y limpia, se pasó por paños impregnados en abrasivo. El tipo de abrasivo y el paño se seleccionó en dependencia del material, el utilizado como abrasivo, fue la pasta GOI para el pulido grueso y en el caso del segundo pulido, como paño, se utilizó el fieltro. Los paños, siempre se mantuvieron

húmedos y con suficiente abrasivo, se sujetaron a unos discos giratorios, para realizar el pulido se empleó una pulidora marca MONTASUPAL.

Esta máquina está ubicada en el laboratorio de Ciencia de los Materiales de la UM, las características de la máquina son las siguientes:

Tensión.	250 V
Intensidad .	2,5 A
Número de revoluciones.	300 -1 000 r/min
Potencia del motor.	3,7 kW

Antes del ataque químico se procedió al desengrasado y limpieza de las muestras. Para atacar las mismas, con alto contenido en cromo y níquel se seleccionó el reactivo ácido acético. Preparado el reactivo, se vertió una porción en una cápsula en la que se introdujo la probeta unos instantes, mojando la superficie pulida. Se detuvo el ataque con agua y se observó la superficie. La operación se repitió hasta que la superficie a examinar estuvo atacada. El tiempo de ataque fue de 30 segundos. Después del ataque se lavó la probeta de nuevo con abundante agua, se secó con alcohol absoluto y luego al aire.

2.5.3. Ensayos de dureza aplicado a las muestras

En la medición de la microdureza se siguieron los procedimientos de la norma NC 10 – 56: 86. Se utilizó un microdurómetro modelo PMT – 3 No 168, que tiene acoplado un objetivo acromático, con compensación libre trinocular de tubo inclinado a 30°. En la figura 2.6 se muestran las zonas donde se realizó el barrido de dureza en el cheque de la bomba.

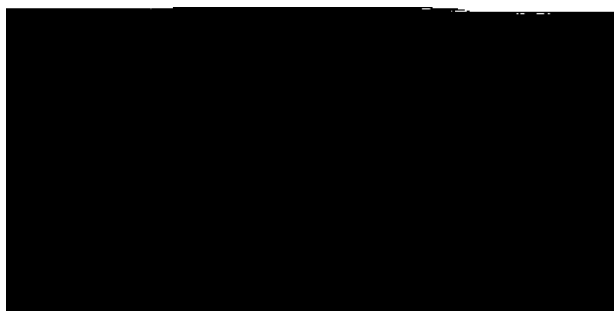


Figura 2.6. Barrido de dureza en la superficie de la cuña.

La figura muestra la macroestructura obtenida por el efecto del calor aportado en la soldadura. Se observa la zona de fusión (ZF) y las subzonas de la ZAC: zona parcialmente fundida (ZPF), zona de crecimiento de grano (ZCG), zona de recristalización (ZCRT), zona parcialmente transformada (ZPT) y el material base, el cual no es afectado por el calor. No se observan defectos como poros o grietas.

Las superficies se prepararon en la misma condición que para el análisis microestructural, se efectuaron nueve mediciones en diferentes lugares, las que se promediaron, la carga aplicada fue de 0,49 N, en un tiempo de 15 s. El indentador empleado fue el de pirámide de diamante, con un ángulo de 136° según la ASTM E 92 – 82. El número de dureza se determinó por el tamaño de las huellas.

$$VHN = 1,58 \cdot \frac{P}{\bar{d}^2} \quad (2.12)$$

Donde:

1,58 - constante

P – peso, N

$$\text{Diámetro medio} = \bar{d} \text{ (mm)} \dots \bar{d} = \frac{(d_1 + d_2) + (d_3 - d_4)}{2} \quad (2.13)$$

$$\text{Microdureza promedio: } \overline{VHN} = \frac{\sum VHN_1 + VHN_2}{2} \quad (2.14)$$

2.5.4. Observación con microscopía óptico

Para la observación de las microestructuras se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM - 100 ubicado en el laboratorio de Ciencia de los Materiales de la UM, dotado de una cámara instalada mediante el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe que refleja la fotografía en el computador. Para colocar las probetas en el microscopio y evitar una observación distorsionada de las imágenes, se montaron en un dispositivo con plastilina que permitió la nivelación adecuada de estas.

El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón de la superaleación, la magnificación empleada fue de 50 μm, esta selección se consideró para la identificación de las fases y la revelación de la estructura del grano a pesar de que los aceros inoxidable son de difícil grabado en comparación con otros materiales. Las muestras se examinan empleando normalmente iluminación normal (campo claro). De los cupones de soldadura se realizó una evaluación metalográfica del metal base (BM), zona afectada por el calor (ZAC) y del metal de aporte o soldadura (SOL)

2.6. Máquina de soldar empleada

La fuente de energía eléctrica empleada tuvo como propósito primario abastecer de potencia eléctrica, así como suministrar intensidad y tensión suficiente para mantener el arco de soldadura. La soldadura manual con electrodo revestido se puede hacer tanto como

corriente alterna (CA) como con corriente directa (CD) y esta última se puede aplicar con el electrodo como negativo. El tipo de corriente está condicionado con el tipo de máquina (fuente de energía) que la genera. En la tabla 2.4 se muestran las características de la máquina transformador del tipo Miller.

Tabla 2.4. Características de la máquina Miller

Alimentación primaria		230V monofásica - 60/60 Hz
Consumo primario de intensidad máxima		19A (TIG) - 29A (ARCO)
Tensión en vacío (V)		82
Gama de ajuste		5 a 150 A
Factor de marcha (a 40 °C)	a 100 %	100 A
	a 60 %	120 A
	a 35 %	150 A
Diámetro máximo de electrodo		4 mm / 5/32pulg
Índice de protección		IP23
Normas		EN 60974-1
Dimensiones (L x a x A)		420 x 175 x 300 mm
Peso		10 kg

Los rangos de amperaje para los que son diseñadas no sobrepasan los 180 A, lo cual limita los tipos de materiales en los que se puede utilizar, el arco que produce es muy inestable y alcanza un rendimiento de 85 a 90 %. La ventaja fundamental de este tipo de máquina en su gran economía en el consumo energético. La curva de característica de la fuente permite saber las relaciones voltaje intensidad en cada momento de utilización de las máquinas y de hecho se convierte en la característica del arco.

2.6.1. Selección del electrodo para la soldadura

La función del electrodo fue conducir la energía eléctrica para la formación del arco y mediante su fusión garantizar el metal de aporte para la formación de la costura soldada. El electrodo constó de un revestimiento a base de sustancias químicas para estabilizar el arco y evitar la formación de una costura dura. El extremo no revestido permitió fijarlo en el portaelectrodo. La elección de los electrodos se realizó según recomendaciones de las normas GRINI 207 y la AWS/ASME: SFA - 5.11: E NiCrFe – 3. En la tabla 2.5 se muestra la composición química del electrodo.

Tabla 2.5. Composición química del electrodo, % en masa

C	Mn	Si	Cr	Fe	Nb	Ni
0,04	6,0	0,50	17,0	7,0	2,5	56

Se seleccionó el electrodo para la soldadura de la superaleación hastelloy C-276, considerando la deposición austenítica que se realiza con el mismo. Teniendo en cuenta que la matriz del hastelloy es austenítica también por su base níquel. Este electrodo se puede emplear en todas las posiciones, excepto vertical descendente, se utiliza como corriente la continua, con polo positivo (+). Como características fundamentales, es un electrodo de revestimiento básico que aporta material no magnético de alta resistencia mecánica y excelente tenacidad a temperaturas tan bajas como -196 °C, además de buena resistencia a la termofluencia lenta hasta temperaturas de 815 °C, resistente a la corrosión y a la oxidación por soluciones alcalinas y ácidos reductores hasta temperaturas superiores a los 800 °C, resistente a choques térmicos, al envejecimiento, a la fatiga y no responde a tratamiento térmico.

Se aplica en unión de aleaciones NiCrFe - 3 tipos Inconel 600, 601 y 625 entre sí o con aceros inoxidable o aceros al carbono. Soldadura de Níquel 200/201/205 y aleaciones carbono del tipo HK 40 nuevos o envejecidos entre sí o con otros aceros inoxidable o al carbono con temperaturas de servicio hasta 900 °C. En el anexo 1 se muestra la tecnología de recuperación del proceso de soldadura del elemento desgastado en la bomba diafragma.

Otra consideración por lo que se seleccionó este material de aporte radica en que, durante la soldadura de estas aleaciones, existe la formación de carburos metálicos, los cuales se forman en el límite de grano y aún en el grano. Al ser los carburos más duros que la matriz de la aleación, la distribución a lo largo del límite de grano a alta temperatura, afectará las propiedades de resistencia, ductilidad y fluencia de la aleación base níquel.

2.7. Determinación del desplazamiento en la bomba de diafragma-tubular

La medición y evaluación de la severidad vibratoria y el desplazamiento se basó en la Norma ISO 2372 y tablas de uso industrial, respectivamente. Para diagnosticar el fenómeno de desplazamiento en la bomba de diafragma-tubular, dependiendo de las características de la misma, se identificó las frecuencias y su amplitud relacionada. En la figura 2.7 se muestra la estructura de adquisición de datos utilizada para la obtención de los espectros.

Se seleccionarán los instrumentos y el software de análisis para determinar el desplazamiento, con el cual se obtuvo los registros del estado de la bomba antes y después de su recuperación. En la figura se observa que el desplazamiento es capturado por un acelerómetro, el cual transforma dicha señal de vibración en una señal eléctrica proporcional a la aceleración medida. Esta señal es continua y analógica.

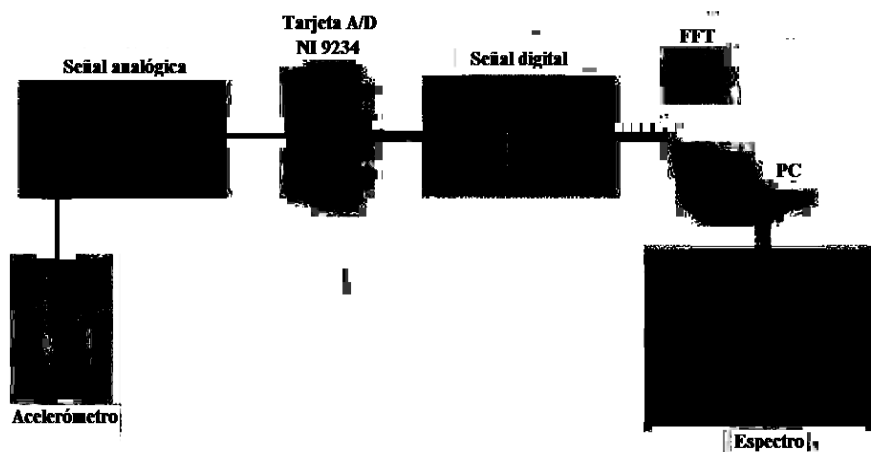


Figura 2.7. Estructura de adquisición de datos utilizada para la obtención de los espectros.

La adquisición y el acondicionamiento de los datos de la señal eléctrica que proporciona la salida del acelerómetro se realizó con una tarjeta A/D. Los datos recolectados de cada una de las señales se digitalizaron (tomando valores puntuales de la señal analógica), filtrados y acondicionados, asegurando que la señal procesada corresponda a la señal analógica inicial. A la tarjeta se le conectó un acelerómetro en canal “0” para las lecturas del desplazamiento en las direcciones vertical y axial y un acelerómetro en el canal “1” para las lecturas de vibración en la dirección horizontal.

En el desarrollo de la adquisición de datos, se empleó el software CITRIX PROGRAM NEIGHBORG, con él se crearon pantallas que permitieron visualizar las señales capturadas. Lo anterior se logró mediante el uso de bloques pre-programados que se enlazaron unos con otros en un entorno gráfico.

2.8. Diseño de experimentos

El diseño de experimentos se puede definir como un conjunto de métodos que se utilizan para manipular un proceso con el fin de obtener información de cómo mejorarlo (Sánchez, 2009). El diseño de experimentos permitió analizar los datos mediante modelos estadísticos y observar la interacción entre las variables independientes y como afectan a la variable dependiente. El diseño de experimentos que se consideró fue realizado con la ayuda del paquete office de Excel y el software STATGRAPHICS en su versión 1.5 en español. En la tabla 2.6 se muestra este diseño de experimentos.

Tabla 2.6. Diseño de experimentos

No	Zonas	Distancia (mm)	HV	No	Zonas	Distancia (mm)	HV
1	ZF	X ₁	HV ₁	7	ZAT	X7	HV7
2	ZF	X ₂	HV ₂	8	ZAT	X8	HV8
3	ZF	X ₃	HV ₃	9	ZAT	X9	HV9
4	ZCG	X ₄	HV ₄	10	MB	X10	HV10
5	ZCG	X ₅	HV ₅	11	MB	X11	HV11
6	ZCG	X ₆	HV ₆	12	MB	X12	HV12

ZF: zona fundida; ZCG: zona creciente de grano ZAT: zona afectada térmicamente; MB: metal base.

Se realizó con el objetivo de determinar las variaciones asociadas a la geometría deformada teniendo en cuenta que no se alcanza la misma deformación en todos los puntos de las muestras. Para el material en estado de entrega se midió una dureza de 155 HV.

El número de experimento cuando intervienen F factores con dos niveles (-1 y + 1), se determina con un arreglo de la función exponencial: $n = 2^F$

Siendo n el número de experimentos y F el número de factores. Se analizará la influencia de dos factores, de aquí que $F = 2$, luego el número de experimentos sería: $n = 2^2 = 4$ 12 experimentos.

A la muestra se le aplicó el ciclo térmico de soldadura, a fin de evaluar la influencia de aquellos factores que pudieran tener un efecto significativo. Teniendo en cuenta que no se dispone de elementos, que permitan fijar de antemano los parámetros de aquellas variables que definan la calidad del proceso, se realizó el tratamiento matemático de las variables involucradas en la soldadura, para determinar los cambios metalúrgicos internos que ocurren en la superaleación hastelloy C-276.

2.8.1. Determinación de los coeficientes de regresión

En los modelos de regresión la variable dependiente Y, es siempre una variable aleatoria, mientras que los factores o variables independientes son considerados como variables no aleatorias. Se argumenta en el hecho de que en las aplicaciones prácticas los valores de las X_i suelen ser controladas o elegidas de antemano por el investigador, a los factores también se les denomina variables explicativas, ya que ellos en definitiva son los que explican el comportamiento de la variable dependiente (Box y Hunter, 1989).

La regresión del diseño de experimento se determina como:

$$Y_1 = b_0 + b_{1X1} + b_{2X2} + b_{12X12} \quad (2.15)$$

Donde Y_1 es la dureza obtenida del ensayo en N; X_1 es la distancia medidas en las diferentes zonas y X_2 , las zonas de la unión soldada.

2.8.2. Cálculo de la varianza

Ostle (1975) y Sarache (2004), consideran que el ANOVA, como técnica estadística, permite el estudio de las características medidas u observadas, cuyos valores dependen de varias clases de efectos que operan simultáneamente, esta técnica se basa en la división de la variabilidad total de una característica medible en la variabilidad causada por diferentes factores que intervienen en el problema. Después de calcular los coeficientes de regresión se realiza el procesamiento estadístico de los datos, determinando la varianza como:

$$J_y^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} J_{yi}^2}{N_o} \quad (2.16)$$

La significación de los coeficientes de regresión se comprueba por el criterio de t de student para una probabilidad de un 95 % o un intervalo de confianza de 0,05 y 15 grado de libertad ($N_o - 1$).

Posteriormente se calcula la varianza por la ecuación siguiente:

$$J_{aj}^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} (y - y^{\text{mod } f})^2}{N_o - K_o - 1} \quad (2.17)$$

Donde $N_o = j$ y K_o , son el número de coeficientes significativos.

Por la ecuación 2.18 se calcula el coeficiente de fisher (F_{cal}) y se compara con el fisher tabulado (F_{tab}) según los grados de libertad del numerador y del denominador:

$$F_{cal} = \frac{J_{aj}^2}{J_y^2} \quad (2.18)$$

Si el $F_{cal} > F_{tab}$, entonces la ecuación describe adecuadamente el campo de la experimentación.

2.8. Conclusiones del capítulo 2

- La metodología de cálculo establecida considera el ciclo térmico de soldadura del hastelloy C-276 con el electrodo E-NiCrFe-3 que por ser ambos con estructura austenítica puede ser determinada por el diagrama de Schaeffler la composición química del cordón resultante.
- Los problemas del hastelloy C-276, material de los cheques de la bomba de diafragma-tubular, al estar en contacto con el fluido está expuesta a daños superficiales como la corrosión, fatiga térmica, erosión, agrietamiento y fractura.
- A través del análisis de señales de las frecuencias, se tuvo en cuenta el fenómeno de desplazamiento en la bomba de diafragma-tubular, según las características de la misma, para diagnosticar el funcionamiento antes y después de la reparación del elemento dañado.

Capítulo 3

Análisis de los resultados

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

El procedimiento de recuperación por soldadura con electrodos revestidos, representa una técnica alternativa y versátil para la reparación de los componentes de superaleaciones base níquel, dañados por efectos de operación; satisfaciendo los requerimientos de diseño e ingeniería de manufactura por la obtención de un restablecimiento satisfactorio. Mediante este proceso una etapa importante es la selección del mejor metal de aporte de acuerdo a la composición química de las aleaciones del metal base con la cual se formará la unión metalúrgica, las cuales tienen una incidencia directa en los fenómenos superficiales que se producen debido a la fricción y el desgaste.

El objetivo tiene como objetivo establecer las variaciones metalúrgicas en las diferentes zonas de la superaleación base níquel soldada con electrodo revestido.

3.2. Análisis de la composición química

El análisis químico se realizó empleando un Espectrómetro de Masa ESPECTROLAB 230 con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón en el Laboratorio del Taller de Fundición de la Empresa Mecánica del Níquel, Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, Moa. En la tabla 3.1 se muestra la composición química de la superaleación base níquel obtenida.

Tabla 3.1. Composición química del material de la bomba, en %

Elemento	Ni	Mo	Cr	Fe	W	Mn
NiCrMo C-276	57	16,0	15,0	5,25	3,5	0,9
	V	Si	Co	C		
	0,25	0,05	2,0	0,01		

En las superaleaciones base níquel los elementos químicos formadores de carburos son el C, Cr, Mo, W, Nb. El carbono añadido a los niveles de 0,05 - 0,2 %, se combina con elementos reactivos y refractarios como el titanio, el tantalio y el hafnio, para formar carburos como el $M_{23}C_6$ y M_6C que tienden a formarse en el límite de grano durante el tratamiento térmico. Estos carburos tienen una estructura cristalina cúbica centrada en las caras (FCC). En las superaleaciones con los límites de grano, los carburos son beneficiosos para aumentar la fuerza de ruptura a alta temperatura.

La influencia de los elementos componentes en la aleación, el níquel como base, es un elemento austenitizante y proporciona resistencia al desgaste abrasivo y erosivo a la vez, conjuntamente con el cromo y el molibdeno, aporta resistencia a la picadura, este último favorece las propiedades antiagarramiento. Un 15 % de cromo, un 57 % de níquel, un 16,0 % de molibdeno, le confieren resistencia a la corrosión por agentes agresivos en cloruros y agentes reductores como ácido sulfúrico. Tiene gran resistencia a la corrosión por picaduras y a la corrosión bajo tensión producidas por cloruro.

Esta aleación de níquel es resistente a la formación de grano limitado precipitado en la zona afectada por el calor. Los niveles bajos de carbono y silicio, asegura que la zona afectada por la soldadura tenga una resistencia a la corrosión comparable con la del metal base.

3.2.1. Influencia del fluido en la microestructura del hastelloy C-276

Por efecto del fluido que circula en la planta, en las bombas de diafragma-tubular, existe un ataque generalizado como consecuencia del efecto de la hidromezcla, por el fenómeno de la corrosión, en las que se encuentra la picadura y bajo tensión, en la zona de contacto y aun en aquellas en las que no existe contacto entre los elementos. Donde tiene lugar el contacto del fluido y el material de la bomba, el ataque es más severo como resultado de los procesos de desgaste, de cavidades y surcos producto de una adhesión profunda.

La existencia de tensiones provoca la aparición de grietas superficiales, que crecen hacia el interior en virtud de mecanismos de fatiga promovidos por estas tensiones mecánicas, al mismo tiempo que inducen al desgaste acelerado de la superficie en el cuerpo de la bomba, fundamentalmente en las guías de la turbomáquina que, como consecuencia de estos cambios de temperatura, se produce el fenómeno de fatiga térmica por acumulación de deformación plástica.

De acuerdo con el fenómeno de deterioro que ocurre en la turbomáquina, ha sido reportado por la literatura Song *et al.* (2014) que los iones cloruros, además de impedir la formación de capas estables de óxidos, provocan una gran fragilización en las aleaciones de níquel y contribuyen de este modo a un incremento de las razones de desgaste. Producto del sinergismo es posible que, en caso de los aceros inoxidable, el proceso de desgaste tiende a provocar continuamente la ruptura y remover esta capa, deja al sustrato metálico expuesto a la acción del medio agresivo, provocándose de esta forma un daño de mayor consideración reportado por Sorell (1997) y Henderson *et al.* (2004).

A esto contribuyen, como núcleo importante de picaduras, la ruptura de uniones adhesivas o microsoldaduras puntuales transferidas al material del contracuerpo, y que dejan poros y oquedades. Burstein (2000) ha sugerido que, durante el desgaste de las aleaciones, la superficie rugosa resultante de la penetración de las asperezas, permite las obstrucciones necesarias para generar una grieta de picadura, el efecto es más severo si se trata de surcos y oquedades. La corrosión generalizada afecta más o menos por igual a todos los puntos de la pieza.

3.3. Determinación de los regímenes de soldadura

La fuente de energía para el proceso de soldadura debe presentar una característica descendente, es decir de intensidad constante, para que la corriente de soldeo se vea afectada en lo mínimo por las variaciones de longitud de arco. Debe ser capaz de suministrar la intensidad requerida por el material y el espesor a soldar. El reacondicionamiento de la bomba, es un proceso complejo, mediante el cual se reconstruyen los parámetros geométricos, para lograr características de funcionamiento a las de una nueva.

La soldadura de la superaleación hastelloy C-276, se realizó con una intensidad de corriente de 120 A calculado por la ecuación 2.1 y una tensión de 16 V, que se determinó por la ecuación 2.2. La corriente eléctrica se determinó para crear el arco entre el material base y la varilla de electrodo consumible. La polaridad empleada fue la normal, positiva en tierra y el negativo en la pieza.

Independientemente que las superaleaciones base níquel son resistentes a la temperatura, controlar la intensidad y la tensión de soldadura, con esto existe un relativo control sobre la precipitación de carburos, por lo que, con esta intensidad, con el electrodo seleccionado, depositando cordones cortos y enfriados después de cada pasada, así como, reduciendo el tiempo en que la zona afectada por el calor (ZAC) queda expuesta al rango de temperatura de sensibilización (482-816 °C), que promueven la precipitación de carburos de cromo y el consecuente empobrecimiento de cromo en los bordes de grano, promoviendo, de esta manera la sensibilización de la estructura metálica, se puede minimizar la formación de fases frágiles y duras en las diferentes zonas de la unión, según el criterio de Plaza *et al.* (2007) y Manikandan *et al.* (2015).

Por otro lado, la tensión y el amperaje están en función de variables intrínsecas del proceso como los son el espesor de la pieza, el revestimiento del electrodo, la posición de soldeo y el diámetro del aporte, con el objetivo de minimizar los defectos en el cordón, las transformaciones microestructurales indeseables y en lo posible una buena apariencia. Con la tensión de 16 V, se controla el tamaño del arco entre el electrodo y el charco de soldadura, determinando la forma del cordón de soldadura y su apariencia externa.

En la soldadura por arco eléctrico con electrodos revestidos, se trabaja con corrientes continua y alterna, cuando la corriente es continua y polaridad directa, las intensidades de corriente son del orden de 50 a 500 amperios. Con esta polarización se consigue mayor penetración y un aumento en la duración del electrodo ya que con la polarización inversa, el baño de fusión es mayor, pero hay menor penetración; las intensidades oscilan entre 5 y 60 A. No es recomendable la corriente alterna, aunque combina las ventajas de las dos anteriores, ya que origina un arco poco estable y difícil de cebar, con una tensión alta se puede generar una forma del cordón susceptible a la fragilización y muy bajo produce un cordón alto y estrecho con dificultad de remoción de la escoria, reportado por Hernández (2006) y Modenesi *et al.* (2012).

Se consideró la ecuación 2.3 para calcular la velocidad de soldadura, para un coeficiente de aporte (α_d) de 12 g/A·min, un área de sección transversal del cordón F_t de 33 cm² y una densidad del material fundido de 8,89 g/cm³, se obtuvo que este parámetro es de 0,008 m/s.

Según la velocidad de soldadura determinada se tiene en cuenta que, como se suelda una aleación con diferentes elementos químicos, formadores de carburo, como la superaleación hastelloy C-276, la velocidad de soldadura debe ser controlada, teniendo en cuenta que, en la medida que se aumenta la velocidad de avance, la energía térmica por unidad de longitud de soldadura transferida desde el arco hacia el metal base al principio se aumenta, esto puede provocar precipitados o estructuras con carburos en bordes de grano, ya que el arco actúa más directamente sobre el metal base. Con aumento adicional en la velocidad de avance, se transferirá hacia el metal base menos energía térmica por unidad de longitud de soldadura. Por lo tanto, la fusión del metal base primero se aumenta y luego se disminuye cuando se incrementa la velocidad de avance, referido por Manikandan *et al.* (2015).

3.3.1. Comportamiento de la energía lineal del proceso de soldadura

La energía lineal del proceso de soldadura se calculó por la ecuación 2.4, con una tensión del arco de 16 V, la intensidad de corriente de 120 A, la velocidad de soldadura de 0,008 m/s y el rendimiento del proceso de soldadura, que para la soldadura SMAW es de 0,7. El valor obtenido para la energía lineal es de 16 800 J/m.

La principal causa de agrietamiento al soldar las superaleaciones base níquel, está en función de las contracciones originadas por los esfuerzos de dilatación y contracción por calor. Así como por los cambios dimensionales del material de aporte al ir solidificando, con lo cual nuclea fases intermetálicas que coalescen y crecen en relación a las variables de temperatura y tiempo, entonces, los cambios microestructurales que en esta región se producen, son debidos a la energía calorífica aportada por la soldadura donde el ciclo térmico genera productos de transformación, que dependen fundamentalmente de la temperatura alcanzada, velocidad de enfriamiento y composición química del metal base, según lo ha planteado Wu *et al.* (2013).

Durante la soldadura de la superaleación hastelloy C-276, la energía lineal alcanzada en cada punto, está relacionado con factores, como la distancia a que se encuentra la fuente, la velocidad de traslación e intensidad de la misma, donde para la distancia, plantea Radhakrishnan (2000) que, la temperatura lograda en un punto determinado, guarda una relación inversa con la separación desde la línea de aplicación del calor. Los efectos, más graves, en el material base serán en las zonas cercanas al cordón, esta zona alcanza temperaturas mayores a la de fusión del propio material y la estructura de la superaleación, entonces variará proporcionalmente a la zona afectada por el calor.

La longitud del charco de soldadura en la pieza se calculó por la ecuación 2.5, se consideró que para determinar esta longitud se requiere de la energía específica entrante, la cual se determinó por la ecuación 2.6, obteniendo que es la misma es de 5 376 W; por lo que esta longitud es de 8 mm.

En la soldadura por fusión la interacción entre el metal base y la fuente de calor lleva a procesos rápidos de calentamiento y fusión y a una vigorosa circulación de metal fundido. En el charco de la soldadura la circulación de este metal fundido está controlada por la agitación, por el gradiente de tensión superficial y por fuerzas electromagnéticas. La transferencia de calor y el flujo de fluido resultantes afectan la distribución de temperaturas

en el metal base, la forma y tamaño de la pileta líquida, el proceso de solidificación, la velocidad de enfriamiento y la cinética de transformación en estado sólido en el metal de soldadura y en la zona afectada por el calor (ZAC), referido por DebRoy y David (1995).

La velocidad de enfriamiento del cordón depende de la composición química de la superaleación, cuando se le aplique el ciclo térmico, por la ecuación 2.7 se calculó este parámetro, para una temperatura de fusión de 1 370 °C y una conductividad térmica de 78 W/m.K; un calor específico de 419 J/kg°C, se tiene que esta velocidad es de 3,8 K/s, sustituyendo en la ecuación 2.8; el parámetro espesor relativo de la placa; τ es de 0,14; considerando que el calor agregado al metal iguala al perdido debido a conducción, radiación, convección y vaporización; además, el fluido del charco es manejado por flotabilidad, electromagnetismo y fuerzas de tensión superficial.

Comparado con la soldadura de otras aleaciones, esta velocidad puede variar el grado de calentamiento pues, en una soldadura por arco eléctrico y electrodo revestidos, con una alta energía aportada, puede tardar varios minutos en alcanzar la temperatura pico, para grandes espesores de chapas.

La energía térmica aplicada a la zona soldada es distribuida por conducción en la soldadura. Durante el enfriamiento la disminución de la temperatura se produce por una combinación de pérdida de calor al ambiente, transferencia de calor al metal base y al metal de soldadura. De esta forma, la velocidad de enfriamiento que tiene lugar en la soldadura es una función de la velocidad de disipación de energía. La microestructura de la zona soldada es determinada principalmente por la velocidad de enfriamiento desde la temperatura máxima o pico alcanzada durante el ciclo térmico de la soldadura. Esta velocidad de enfriamiento varía con la temperatura y es particularmente importante en aceros tratables térmicamente, criterio que ha sido expuesto por Henderson *et al.* (2004).

El tiempo de enfriamiento se determinó por la ecuación 2.9, sustituyendo los valores de los parámetros que se establecen en la misma, el mismo es de 12 min. Durante el enfriamiento final desde la etapa isotérmica hasta la temperatura ambiente, la aleación pasa a través de la zona de transformación. Si esta velocidad de enfriamiento es lenta, parte de la austenita transformará a estructura dendrítica, por lo que una velocidad de enfriamiento, utilizando un flujo de aire frío es conveniente para limitar el tiempo para que ésta reacción pueda presentarse, de acuerdo con Haafkens y Matthey (1982).

3.4. Análisis del contenido de cromo y del níquel equivalente

En el diagrama de Schaeffler está presente las fases austenítica, ferrítica y martensítica propias de los aceros inoxidable al ser enfriados a las velocidades normales de soldadura. Las zonas de fragilización en frío debido a la presencia de martensita, en caliente originada por la austenita, por fase sigma y la zona de crecimiento de grano ferrítico.

El contenido de cromo y níquel equivalente se calcularon por las ecuaciones 2.10 y 2.11, teniendo en cuenta los elementos químicos presentes en la superaleación hastelloy C-276 y en el metal de aporte, se tienen que:

Superaleación base níquel: $[Cr]=31,5\%$ y el $[Ni]=57,7\%$

Para el metal de aporte: $[Cr]=19,0\%$ y el $[Ni]=60,2\%$

En la figura 3.1 se muestra el comportamiento del depósito del cordón realizado, teniendo en cuenta los resultados del $[Cr]$ y el $[Ni]$.

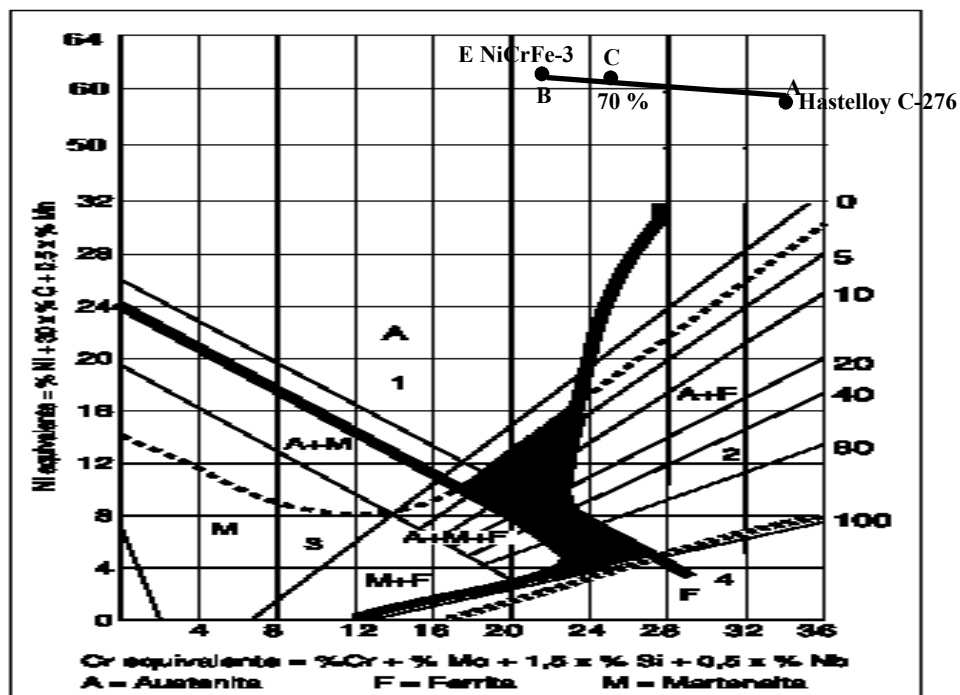


Figura 3.1. Composición química resultante del cordón de soldadura.

- El punto A le corresponde a la ubicación de la superaleación hastelloy C-276.
- El punto B le corresponde al material de aporte E NiCrFe-3.
- El punto C representa la participación de ambos materiales base en la soldadura.

En el depósito de la composición química del cordón resultante en la soldadura de la superaleación hastelloy C-276 con el electrodo E NiCrFe-3, se obtiene un depósito totalmente austenítico. Ha sido planteado por Kotecki y Siewert (1992) que, al ubicarse, luego de la soldadura, en este campo, la unión va a presentar fragilidad por fase sigma entre 500 y 900 °C y que un problema que debe tenerse presente con las aleaciones austeníticas es su baja resistencia a la corrosión bajo tensión en ambientes con iones cloruro, aún en la presencia de trazas de iones cloruros.

Las tensiones residuales existentes en el material promueven la corrosión bajo tensión, este efecto es localizado y opera en ausencia de corrosión generalizada, el agrietamiento ocurre en forma transgranular con escasa o nula deformación plástica y a menudo con efectos catastróficos, ocurre en los aceros que contienen Ni y con el mayor riesgo en aceros con los porcentajes usuales de Ni. Los remedios no son simples, porque consisten en reducir tensiones y eliminar iones cloruro.

Para una dada fuente de poder, la cantidad de energía que es absorbida por la pieza es función de la naturaleza del material, del tipo de fuente de calor y de los parámetros del proceso de soldadura. La eficiencia de la fuente de calor η se define como la relación entre la energía absorbida por la pieza y la energía entregada por la fuente de calor o sea la fracción de energía transferida de la fuente de calor a la pieza.

3.5. Comportamiento microestructural en la zona fundida

La microestructura que presenta la superaleación hastelloy C-276 es una estructura de matriz austenítica. Para el restablecimiento de los parámetros geométricos del cheque, este se realizó con dos cordones. Las estructuras de las figuras 3.2 se corresponden con la estructura de la zona fundida para el depósito del primer cordón, la figura 3.2(a) es el comportamiento en la sección longitudinal y la 3.2(b) es en la transversal.

En el depósito del primer cordón y en correspondencia con los resultados obtenidos del ciclo térmico de soldadura y con una composición química resultante del cordón en el campo 2 en el diagrama de Schaeffler, se ha obtenido en la zona fundida una morfología de esqueleto, con un patrón de solidificación dendrítico, la ferrita de esqueleto se encuentra distribuida en todo el cordón de soldadura, cerca de la interfase se da el crecimiento epitaxial, siguiendo la solidificación de patrón dendrítico dirigido hacia la dirección a la fuente de calor del arco eléctrico. Se puede apreciar además la formación de una estructura

Widmanstätten, compuesta de carburos eutécticos $M_{23}C_6$ (fase alargada blanca), lo cual provoca alta dureza y fragilidad en la unión soldada.

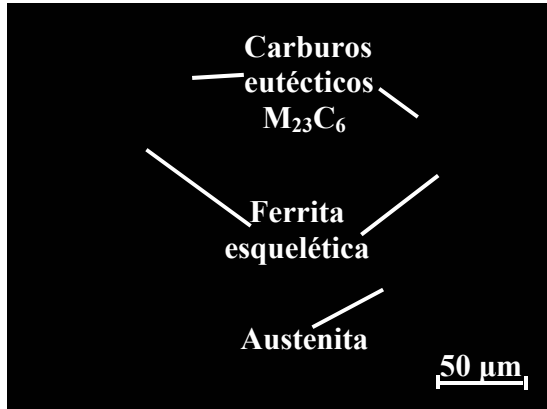


Figura 3.2(a). Sección longitudinal.

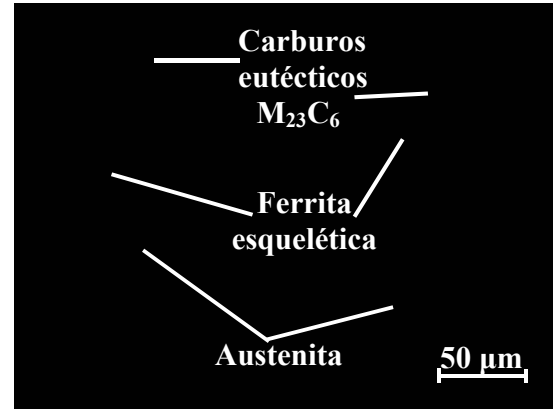


Figura 3.2(a). Sección transversal.

Según la muestra patrón del hastelloy C-276 ha existido una transformación en su microestructura, la cual origina un decremento en las propiedades de: resistencia, ductilidad y tenacidad, haciendo al material sensible al agrietamiento. La matriz juega un papel fundamental en la tenacidad al desgaste en las aleaciones, ya que dificulta la propagación de las grietas de unos carburos a otros, se considera además que las fundiciones de matriz austenítica poseen mayor tenacidad a fracturar que las fundiciones de matriz martensítica, según lo referido por Sare (1979) y Zhang *et al.* (2001).

En esta superaleación base níquel del tipo hastelloy C-276, la resistencia a la fatiga térmica es parcialmente controlada por la composición, pero es solo afectada significativamente por el área del límite de grano y la relativa alineación para aplicar esfuerzos. La orientación cristalográfica de los granos solo influye en la resistencia térmica, el módulo de elasticidad el cual influye directamente en esta resistencia, varía con la orientación del grano. La estabilidad de los valores de las propiedades es influenciada directamente por la estabilidad metalúrgica, cualquier cambio en la microestructura que se origine por una exposición en un largo tiempo a altas temperaturas bajo esfuerzo va a cambiar sus propiedades, criterio que refiere Aperador *et al.* (2012).

Las estructuras de la figura 3.3 se corresponden con la zona fundida luego del depósito del 2do cordón de soldadura. La 3.3(a) es la sección longitudinal y la 3.3(b) es la transversal.

En la pileta, luego de realizado el depósito del 2do cordón, se observa una microestructura consistente de una matriz austenítica con ferrita de morfología tipo esqueleto y listoncillo, con un patrón de segregación dendrítico, alineadas en dirección a la fuente de calor del arco

eléctrico. Solidificación del tipo ferrita-austenita (FA), debido a que la velocidad de enfriamiento es moderada. En la solidificación FA el núcleo dendrítico está significativamente enriquecido en cromo y desprovisto de níquel. Los núcleos de ferrita en las zonas ricas en cromo y carentes de níquel se presentan como una fase en no equilibrio.

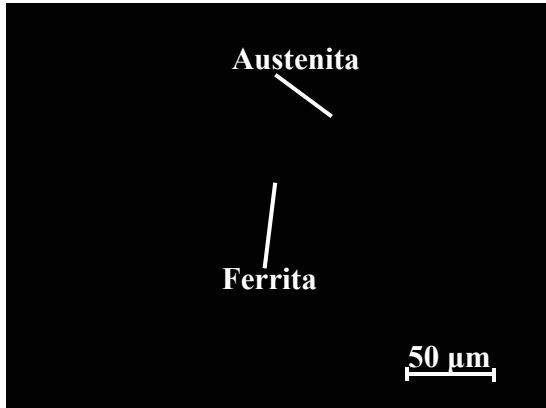


Figura 3.3(a). Sección longitudinal.

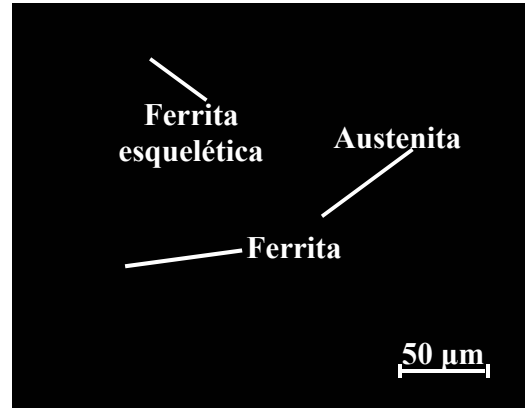


Figura 3.3(b). Sección transversal.

Durante el tratamiento térmico post soldadura tiene lugar la difusión de elementos segregados durante el proceso de solidificación, disminuyendo el gradiente de concentración de los mismos. Como consecuencia de este fenómeno difusivo la austenita retenida ya no se inestabiliza. Esto estaría asociado con la mayor velocidad de enfriamiento de la pileta líquida durante la solidificación que provocó una disminución del espaciado dendrítico primario y secundario, según ha sido planteado por Verhoeven (1987) y coincidente con Fernández-Columbié *et al.* (2019).

En soldadura de multipasadas la dilución de los cordones está relacionada con varios factores, como son la tensión, la oscilación, la corriente y la velocidad de soldadura. En multipasadas, un cordón está formado por la fusión y mezcla de tres materiales: el consumible de soldadura, el material base y el cordón previo.

3.5.1. Análisis microestructural en la ZAC

La figura 3.4 se corresponde con la zona afectada por el calor (ZAC). La 3.4(a) se corresponde con la sección longitudinal y la 3.4(b) es la transversal.

La zona afectada por el calor (ZAC), es la región que abarca varios milímetros desde la línea de fusión de la soldadura. Los cambios microestructurales que en esta región se producen, son debidos a la energía calorífica aportada por la soldadura y cuyo ciclo térmico genera productos de transformación, que dependen fundamentalmente de la temperatura alcanzada, velocidad de enfriamiento y composición química del metal base. En esta zona

se muestra la formación de la ferrita, la cual es de mayor tamaño cerca de la interfase y disminuye su tamaño conforme se aleja de esta, donde el ciclo térmico experimenta temperaturas pico justo por debajo de la línea de los solidus del hastelloy C-276.

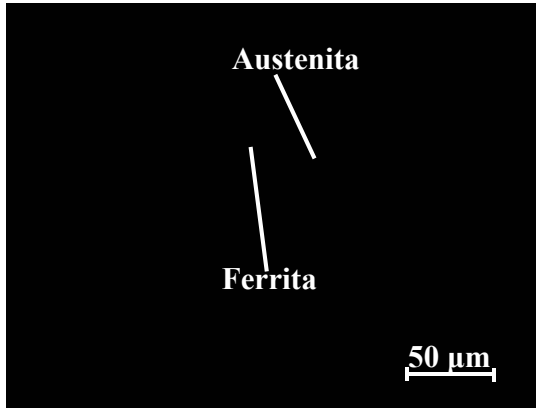


Figura 3.4(a). Sección longitudinal.

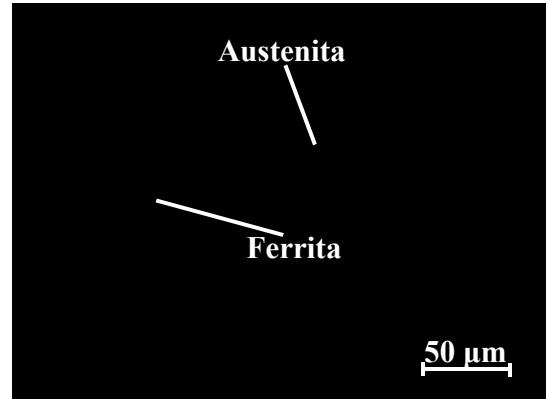


Figura 3.4(a). Sección transversal.

La introducción de calor en el material base permite establecer la dureza y la fragilidad que hay en la zona afectada por el calor (ZAC) en las uniones soldadas, son defectos metalúrgicos producidos por el ciclo térmico de soldadura y se cuentan entre las causas principales del agrietamiento. A su vez, este parámetro que se define como el calor generado en el arco, está relacionado con respecto a la velocidad de deposición, el cual se vuelve menor a medida que aumenta la velocidad de deposición, criterio que coincide con Fernández-Columbié *et al.* (2019).

3.5.2. Microestructura en la interfase del cordón

En la figura 3.5 se muestra el comportamiento obtenido en la interfase del cordón de soldadura entre el hastelloy C-276 y el electrodo E NiCrFe-3. La 3.5(a) se corresponde con la sección longitudinal del cordón y la 3.5 (b) con la transversal.

La interfase en la soldadura, es una línea donde el material base es parcialmente fundido, el cual está en contacto directo con la pileta, donde los granos empiezan con el crecimiento epitaxial y de forma perpendicular, con un refinamiento de grano, debido al choque térmico concedido por la temperatura propia de la soldadura.

En esta zona se observa la estructura austenítica del material base y la del material de aporte, para el material base se reveló una microestructura con alto contenido de ferrita acompañado de austenita primaria, austenita Widmanstätten y precipitación de austenita

secundaria al interior de la ferrita. Adicionalmente la cinética de reformación de la austenita se vio dificultada en las condiciones que presentaron mayor tamaño de grano ferrítica.

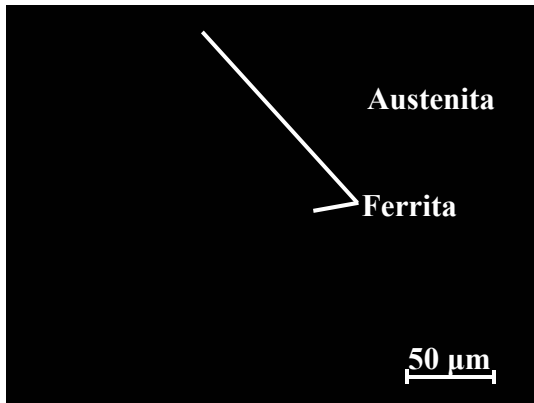


Figura 3.5(a). Sección longitudinal.

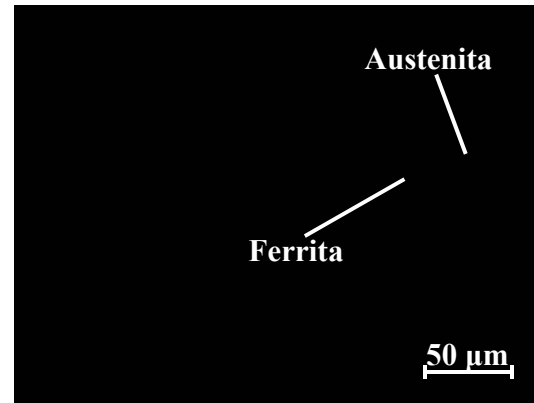


Figura 3.5(a). Sección transversal.

Se observan, en la zona correspondiente al material de aporte, brazos secundarios de austenita con morfologías tipo Widmanstätten y partículas aisladas menos pronunciadas. En esta zona se alcanzó temperaturas cercanas a la recristalización, lo cual propicia que la ferrita en esta zona se regenere y la austenita quede en forma más grande así, la ferrita origina mayor dureza y mayor fragilidad en esta zona. La formación de estructura del tipo ferrita en la soldadura del hastelloy C-276, está asociada al contenido del elemento químico hierro (5,25 %) que presenta.

3.6. Análisis del desplazamiento en la bomba FELUWA

Se determinó el efecto del desplazamiento en la bomba FELUWA, antes del proceso de recuperación. La figura 3.6 muestra el comportamiento del funcionamiento de la misma.

Se observa que, por el efecto del desplazamiento de los elementos que componen la bomba, los espectros muestran el predominio del desgaste que presenta el conjunto. Teniendo en cuenta la diferencia en las amplitudes de las vibraciones horizontales y verticales medidas en un mismo punto, se considera que el equipo o las componentes que este genera en el espectro, se encuentran trabajando en una zona resonante o cercana a ésta.

Los principales factores que ocasionan desgaste por corrosión y erosión, es la velocidad y el bajo impacto, cuando el movimiento es paralelo a la superficie. Por lo común este desgaste depende de la dureza de las partículas y en muchas ocasiones también de los filos que éstas presentan. Las partículas abrasivas pueden estar suspendidas o conducidas por un fluido (agua o aire) o pueden fluir por su propio peso (canal de arena), criterio de Alcántara *et al.* (2016).



Figura 3.6. Comportamiento del desgaste en la bomba por efecto del desplazamiento.

Al considerar el comportamiento del flujo en la bomba, se puede apreciar la variación de los picos en el oscilograma, donde se nota en los mismos el acentuado desgaste que ha ocurrido. Las cavidades originadas en el interior del cuerpo se deben a la variación de tensiones en las capas superficiales, esto trae como consecuencia la aparición del fenómeno de la fatiga superficial; el cual es similar a la rotura por fatiga volumétrica de los cuerpos sólidos, reportado por Durán-Martínez y Fernández-Columbié (2018).

En la erosión, el elemento abrasivo, en este caso la arena, es proyectado por la hidromezcla contra la superficie de la bomba, así parte de la energía cinética es absorbida por la pieza, causando deformación elástica o remanente en función del grado de tenacidad del material y la otra es absorbida por la partícula abrasiva, ya sea como velocidad de rebote o energía que lleva a la partícula a fracturarse.

Luego de la recuperación del elemento de la bomba FELUWA, se determinó el desplazamiento en la misma. En la figura 3.7 se muestra el comportamiento obtenido.

Se aprecia un comportamiento lineal y estable en el sistema de la bomba, luego de haber efectuado el proceso de recuperación, lo cual demuestra que los elementos que componen la misma, trabajan en un régimen armónico que condicionan el buen funcionamiento del equipo, encontrándose en los valores recomendados. Al producirse el movimiento relativo y debido a que las tensiones producto de la carga normal, no sobrepasan el límite de resistencia del material, entonces se logra la eficiencia del mecanismo.



Figura 3.7. Comportamiento de la bomba luego de la reparación.

En los puntos que disminuyeron sus niveles globales, se observa que todas las componentes armónicas, muestran una reducción respecto de la condición de desplazamiento, incluyendo los puntos donde aumentaron los espectros, confirmando que la respuesta vibratoria de un conjunto cuando está en desplazamiento, incrementa las amplitudes, las cuales disminuyen una vez que éste se corrige, según lo reporta Saavedra (2012).

3.7. Determinación de perfiles de microdureza

Este tipo de ensayos nos proporcionan una correlación con la microestructura ya que la resistencia mecánica de las uniones soldadas está en función del tipo de microestructura, mientras sea más fina, será mayor la resistencia a la tensión y mientras más gruesa sea, menor serán sus propiedades mecánicas, esto es debido a que, si la fractura se da intergranular, la microestructura fina presenta mayor área en los límites de grano que los granos gruesos o grandes. En la figura 3.8 se muestra el comportamiento de la dureza en las diferentes zonas de la unión soldada.

Se realizó con el objetivo de determinar las variaciones asociadas a la geometría deformada, teniendo en cuenta que no se alcanza la misma deformación en todos los puntos de las muestras. Al determinar los perfiles de dureza en cada zona se observó que, se presentó variación en los valores en las diferentes zonas seleccionadas, perteneciendo a la zona fundida, donde se generó la mayor transformación, ya que aquí se produce una concentración de compuestos intermetálicos de elevada dureza.

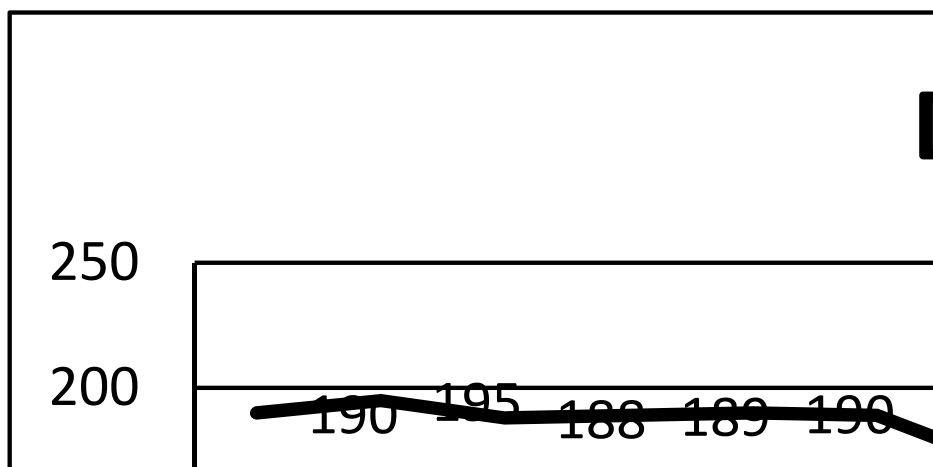


Figura 3.8. Comportamiento de la microdureza

Debido a su rápida nucleación y crecimiento, esta zona contiene una densidad de dislocaciones más alta, comparada con los granos de austenita en el estado no deformado, además un tamaño de grano equivalente menor. El menor tamaño y la mayor densidad de dislocaciones hacen entonces que, la fase Widmanstätten tenga una dureza mayor, reportado por Plaza *et al.* (2007) y coincidente con Fernández-Columbié *et al* (2019).

Para el material en estado de entrega se midió una dureza de 155 HV, siendo menor comparada con la obtenida para las tres zonas de soldadura. El incremento se debe a la presencia de la estructura de carburos eutécticos $M_{23}C_6$, que, debido a su rápida nucleación y crecimiento, esta contiene una densidad de dislocaciones más alta comparada con los granos de austenita en el estado no deformado, además de que tiene un tamaño de grano equivalente menor (espesor de las laminillas). El menor tamaño de grano y la mayor densidad de dislocaciones hacen entonces que estos carburos tengan una dureza mayor.

3.8. Procesamiento estadístico de los datos

A partir de los datos expuestos en el capítulo 2 para el diseño de experimentos, se determinó la variación de la longitud de las probetas durante el proceso de soldadura por fricción. En la tabla 3.2 se muestra el resultado obtenido.

En las variaciones de la dureza a diferentes distancias, se observa que desde la zona fundida hasta el metal base, existe variación de esta propiedad.

Tabla 3.2 se muestra el resultado obtenido del experimento

No	Zona	Distancia (mm)	Dureza (HV)	No	Zona	Distancia (mm)	Dureza (HV)
1	ZF	0	190	7	ZAT	9,2	170
2	ZF	0	195	8	ZAT	11,5	180
3	ZF	0	188	9	ZAT	14,2	170
4	ZCG	3	189	10	MB	17	155
5	ZCG	5,2	190	11	MB	20,8	156
6	ZCG	7,5	189	12	MB	24,5	155

En las variaciones de la dureza a diferentes distancias, se observa que desde la zona fundida hasta el metal base, existe variación de esta propiedad.

3.8.1. Análisis de varianza

Se modeló estadísticamente a través del análisis de regresión, la influencia del tiempo del proceso y la variación de la longitud en el comportamiento de la dureza que se obtiene en la zona fundida ZF, la zona de crecimiento del grano ZAC y el material base MB del hastelloy C-276. Se realizó el análisis de varianza, según el método de Fisher, para evaluar el nivel de significación de las variaciones provocadas por los diferentes experimentos. En la tabla 3.3 se muestran los resultados del análisis de regresión.

Tabla 3.3. Resultados del análisis de regresión.

Parámetro	Estimación	Error Estándar	Estadístico T	Valor-P
CONSTANTE	64,918	13,7248	4,72998	0,0021
Dureza	-0,322378	0,0765386	-4,21197	0,0040

En la tabla 3.4 se muestra los resultados del análisis de varianza

Fuente	Suma de cuadrados	Gl	Cuadrado medio	Razón-F	Valor-P
Modelo	255,478	1	255,478	17,74	0,0040
Residuo	100,804	7	14,4006		
Total (Corr.)	356,282	8			

R-cuadrada = 91,7066 porciento

R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 87,6646 porciento

Error estándar del est. = 3,79482

Error absoluto medio = 2,99568

Estadístico Durbin-Watson = 1,42231 (P = 0,0860)

Autocorrelación de residuos en retraso 1 = 0,17602

La salida muestra los resultados de ajustar un modelo de regresión lineal múltiple para describir la relación entre Distancia y una variable independiente. La ecuación del modelo ajustado es:

$$\text{Distancia} = 64,918 - 0,322378 \cdot \text{Dureza}$$

Puesto que el valor-P en la tabla ANOVA es menor que 0,05, existe una relación estadísticamente significativa entre las variables con un nivel de confianza del 95,0 %.

El estadístico R-Cuadrada indica que el modelo así ajustado explica 91,7066 % de la variabilidad en Distancia. El estadístico R-cuadrado ajustado, que es más apropiada para comparar modelos con diferente número de variables independientes, es 87,6646 %. El error estándar del estimado muestra que la desviación estándar de los residuos es 3,79482. Este valor puede usarse para construir límites para nuevas observaciones. El error absoluto medio (MAE) de 2,99568 es el valor promedio de los residuos. El estadístico de Durbin-Watson (DW) examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se presentan en el archivo de datos. Puesto que el valor-P es mayor que 0,05; no hay indicación de una autocorrelación serial en los residuos con un nivel de confianza del 95,0 %.

Para determinar si el modelo puede simplificarse, note que el valor-P más alto de las variables independientes es 0,004; que corresponde a Dureza. Puesto que el valor-P es menor que 0,05; ese término es estadísticamente significativo con un nivel de confianza del 95,0 %. Consecuentemente, probablemente no quisiera eliminar ninguna variable del modelo.

Se realizó la estimación para las durezas obtenidas en las diferentes muestras en las zonas de la unión soldada a distintas distancias. La figura 3.9 muestra la estimación para las durezas obtenidas. La función es del tipo: $10 + 2 \cdot X + 3 \cdot Y - 10 \cdot X \cdot Y$

En la figura se observa que, por efecto de la fracción de energía absorbida por la pieza, existe un incremento de la dureza, incluyendo la formación de la pileta líquida, el establecimiento del campo de temperaturas, dependiente del tiempo, a través de toda la soldadura y la evolución estructural con sus propiedades mecánicas resultantes. Los

fenómenos físicos que influyen en la absorción de energía por parte de la pieza son particulares de cada proceso.

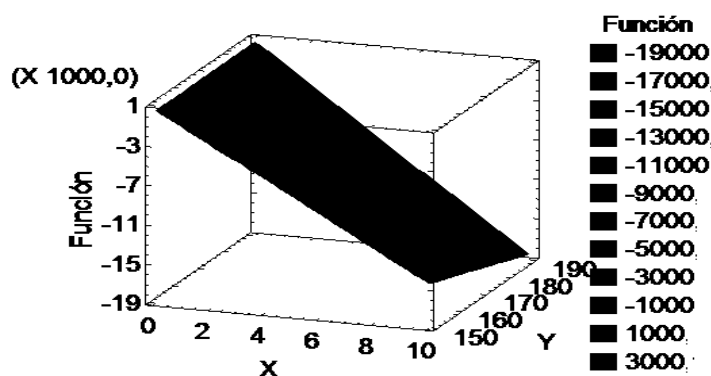


Figura 3.9. Estimación para las durezas obtenidas.

3.9. Valoración económica

El concepto de costo y gasto difieren. Todos los recursos que emplea una empresa han de ser catalogados en una de las dos categorías. Los costos se definen como aquellos recursos que aplicamos en la fabricación de los bienes o servicios que la empresa ofrece, por el contrario los gastos serían aquellos recursos, aplicados en el período contable, en los que se incurrió para conseguir los ingresos de un determinado período o que fueron necesarios para que la empresa pudiera existir durante el mismo.

Al abordar el aspecto económico, considerando el retiro de las bombas de la línea, la misma tiene un costo de 96 756,96USD, debido a las fallas reportada principalmente en desgastes de las bolas de los cheques, ponches en los diafragmas tubulares y desgastes en los asientos, se tuvo en cuenta las incidencias económicas que generan las mismas por fallos. Los resultados que se muestran en la tabla 3.5 se analizaron teniendo en cuenta por concepto de gasto de materiales y afectaciones a la producción.

Tabla 3.5. Efecto económico por fallos de las bombas

Denominación	Precio USD	Freq/anual	Costo USD
Bomba	96 756,96	1	96 756,96
Cheque	3 279,06	4	13 116,24
Guía de cheque	1 178,17	4	4 712,68
Diafragma	1 896,92	6	11 381,52
Plato de diafragma	6 650,46	2	13 300,92
Total gasto de material es: 13 9268,32 USD			

A esto se le añade los gastos realizados por concepto de reparaciones en el taller central de mantenimiento de la empresa, en el año actual el importe ascendió a 3 327,66 USD.

Costo total: 142 595,98 USD

Horas perdidas: 112

Mineral dejado de procesar: 631 t

Precio actual de la tonelada de Ni 12 487 USD

Por 112 horas perdidas en 365 días existe una pérdida de 78 79297 USD.

Durante la preparación de las probetas metalográficas, fue empleada la máquina herramienta fresadora vertical modelo 6 M 12 L, las mismas fueron ejecutadas en un tiempo de 1,5 h, con un gasto en salario de 12,12 CUP, en mano de obra de 37,57 CUP para un costo total de 49,69 CUP. Se consideró la valoración económica de los ensayos realizados por conceptos de mano de obra, materiales, sustancias químicas, materiales de aporte y energía eléctrica. En la tabla 3.6 se muestran los costos de realización de los ensayos.

Tabla 3.6. Costos de realización de los ensayos.

Denominación	Cantid	Precio unitario CUC	Precio total CUC
Electrodo AWS E –NiCrFe-3 Ø 3,2 (kg)	3	5,42	16,25
Precio preparación	1	36,82	36,82
Análisis Lab. Probeta.	1	18,29	18,29
Análisis microestructural	1	5,84	5,84
Proc. Maq. Peza.	1	26,20	26,20
Proceso de soldadura	1	9,30	9,30
Sub-total			131,52

Realizado el trabajo se tuvo en cuenta una estimación del costo de inversión del mismo, además de algunos gastos, tanto de materiales como de materia prima. Con la realización del trabajo, es beneficiada económicamente, ya que se puede incrementar la durabilidad de la pieza. Además, se puede lograr una calidad en la unión soldada, ya que los resultados obtenidos durante la investigación permiten predecir la obtención de una estructura favorable del material de aporte.

3.10. Valoración del impacto medio ambiental

Los vapores que se desprenden durante el proceso de soldadura, se podrían convertir en compuestos tóxicos por la radiación ultravioleta en el arco en sí. En la soldadura SMAW se

usan electrodos y en la FCAW alambres tubulares con fundente entre los componentes. En estos casos provienen del recubrimiento o el fundente compuestos de elementos tales como calcio, fluoruros, dióxido de titanio y de bario.

La Sociedad Americana de Soldadura (AWS) ha desarrollado un método estandarizado para la medición y determinación de las partículas producidas por los diferentes procesos de soldadura. Este método se encuentra explicado en el documento de la AWS llamado “Método de muestreo de partículas generadas por la soldadura y procesos relacionados a ella.” Mediante el uso de esta técnica pueden hacerse mediciones para determinar la contaminación.

Si se hace este análisis tomando como centro al soldador, se puede decir que a pesar de que se ha avanzado mucho en su calificación, lo que aumenta su cultura y profesionalismo, aún no se puede ser tan optimista en lo que a su salud y seguridad se refiere. Esto se debe a que, por causas económicas o de desconocimiento, en muchas ocasiones no se tienen en cuenta los riesgos que impone la realización de los procesos de soldadura, ni se toman las medidas de seguridad para la protección de los soldadores y demás operarios. Son alarmantes los datos acerca de los riesgos a la salud humana que trae consigo la realización, sin la protección necesaria, de la labor de soldadura. Son también impresionantes las cifras de dolencias y el número de soldadores que las padecen debido, sobre todo, a la ausencia de utilización de la protección necesaria para este trabajo.

Debido a los riesgos de enfermedades profesionales a que están sometidos los soldadores, ellos se incluyen dentro de un grupo llamado de sobre riesgo, con una elevada tasa de jubilación temprana a causa de las dolencias adquiridas en la ejecución de su trabajo. Esto también provoca la escasez de soldadores calificados que se mantengan de forma estable, con lo que se afecta seriamente el proceso de producción.

Los gases más comunes que aparecen como componentes del humo de soldadura son: el ozono, los gases nitrosos y el dióxido de carbono, aunque existen otros que se presentan en ocasiones particulares y en dependencia de las características específicas del proceso que se está realizando, como por ejemplo el gas fosgeno, los fluoruros, al evitará que estos contaminen el entorno laboral y a la atmósferas. Para esto se debe reducir la generación de sustancias de desechos y el ruido producido por las máquinas que están en operación, las cuales pueden provocar efectos nocivos sobre la salud del trabajador.

3.11. Conclusiones del capítulo 3

- Durante la soldadura de la aleación Hastelloy C-276 se requiere un control de los parámetros del ciclo térmico, teniendo en cuenta que elementos químicos como el carbono y el cromo son formadores de carburos del tipo $M_{23}C_6$ y M_6C que tienden a formarse en el límite de grano por efecto de la temperatura.
- Se determinó que los iones cloruros, presentes en la hidromezcla, impiden la formación de capas estables de óxidos provocando fragilización en la aleación hastelloy C-276 e incrementa el fenómeno de desgaste.
- Se realizó el análisis microestructural y la dureza de las zonas obtenidas en la superaleación hastelloy C-276, como la fundida, la afectada por el calor y la interfase, las cuales presentan diferentes comportamientos, tanto metalúrgicos, como mecánico.

CONCLUSIONES GENERALES

- Al soldar la superaleación hastelloy C-276 con electrodo E NiCrFe-3, en la zona fundida existe la formación de carburos eutécticos $M_{23}C_6$ y ferrita de listoncillo en el primer cordón, estructura que se transforma a austenita ferrita en la soldadura multipasada, en la afectada por el calor, se mantiene la austenita y la ferrita.
- Para un $[Cr]$ de 31,5 %; $[Ni]$ de 57,7 %, en el hastelloy C-276 y un $[Cr]$ de 19,0 % y $[Ni]$ de 60,2 %; obtenido por el diagrama de Schaeffler, la composición química del cordón resultante es consistente en un depósito de estructura austenítico con la presencia de ferrita, que lo caracteriza como una solidificación ferrita austenita (FA).
- En los perfiles de dureza determinados en cada una de las zonas analizadas, considerando la del hastelloy C-276 que es de 155 HV, en la zona fundida se incrementa hasta 195 HV, asociado a la energía introducida por el ciclo de soldadura.
- La incidencia económica en la que incurren las roturas de la bomba FELUWA, donde se tuvo en cuenta el efecto económico por fallos y gastos de materiales en 365 días es de 146 872, 50 USD, por concepto de reparación es 3 327,66 USD, el precio actual de la tonelada de níquel de 17 955 USD, el costo total es de 18 386 763, 885 USD.
- Las roturas de la bomba FELUWA trae consigo afectaciones al medio ambiente, el sulfuro de níquel al ser vertido al medio contamina el hábitat de diferentes especies, pero además estos desechos dañan también las aguas costeras, al reparar las mismas por soldadura, los gases afectan al soldador.

RECOMENDACIONES

- Considerar el efecto de la granulometría del sulfuro de níquel, el cual, por presentar partículas de arenas, actúa sobre el material de la bomba FELUWA como un abrasivo de mayor dureza desgastándolos.
- Determinar la velocidad del sulfuro de níquel, así como las características del mismo, al ser mezcla multicomponente, provoca en la superficie del hastelloy C-276 corrosión intergranular y desplazamiento de los elementos del sistema.

Referencias bibliográficas

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. APERADOR, W.; RAMÍREZ-MARTÍN, C.; BAUTISTA, J. (2011). Sinergia entre la corrosión-erosión del acero 1045 recubierto por multicapas de TiN/TiAlN. *Revista Mexicana de Física*. 57 (4): 350-355.
2. ALCÁNTARA, D.; FERNÁNDEZ, T. & RODRÍGUEZ, I. (2016). Influencia de la pulpa lixiviada sobre el desgaste de una aleación del tipo Hastelloy C-276. *Minería y Geología*. 32 (1): 93-105.
3. ASM, METALS HANDBOOK. (1992). Friction, Lubrication and Wear Technology. Vol 18. E.U.A.
4. APERADOR, W.; VARGAS, A.; BETANCUR, J. (2012). Evaluation of passivation of the austenitic FeMnAl alloy. *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*. 32 (2): 236-243.
5. ATTARHA, M.; SATTARI-FAR, I. (2011). Study on welding temperature distribution in thin welded plates through experimental measurements and finite elements simulation. *Journal of Materials Processing Technology*. pp. 688-694.
6. ASTA, E.; SALAZAR, F. (2007). Cambios. Tenacidad a la fractura en uniones soldadas de aceros estructurales de alta resistencia con riesgo de aparición de fisuras en el metal de soldadura. *Soldadura y tecnologías de unión*.
7. AGARWAL, D. (2000). Nickel and nickel alloys. In: Uhlig's corrosion Handbook. R. Winston Revie (ed.). John Wiley & Sons, Inc., New York, p. 831-851.
8. AWS (1990) The metallurgy, welding and qualification of microalloyed (HSLA) steel weldments, AWS international conference, Houston, Texas, Nov 6-8.
9. BHATTACHARYA, J. (2014). Root cause analysis A practice to understanding and control the failure management in manufacturing industry. En: *International Journal of Pharmaceutical Science Invention*. p. 12-20.
10. BADESHIA, H.; HONEYCOMBE, R. (2006). *Steels*, third edition. Butterworth-Heinemann, Oxford, UK. 2006.
11. BLAINE, G.; HUGO, L.; XIAO, H. (2010). Superalloys, alloying and performance, pp. 17-44: ASM International, USA.
12. BRUSCHI, S.; POGGIO, S.; QUADRINI, F.; TATA, M. (2004). Workability of Ti-6 Al-4V alloy at high temperatures and strain rates. *Materials Letters*. 58 (12): 3622-3629.

13. BEDOLLA-JACUINDE, A.; ARIAS, L.; HERNANDEZ, B. (2003). Kinetics of Secondary Carbides Precipitation in a High-Chromium White Iron Journal of Materials Engineering and Performance. 12 (4) 371-382.
14. BURGOS, J. (1989). Tecnología de soldadura. Ed. Pueblo y Educación
15. BANERJEE, K.; CHATTERJEE, H. (2003). Effect of microstructure on hydrogen embrittlement of weld simulated HSLA-80 and HSLA 100 steels, Metallurgical and Materials Transaction, V. 34A, N.6, p. 1297-1309.
16. BROOKS, C. (2003). Effect on the microstructure of aging Hastelloy B2 from 550 to 850 °C for 1 200 hours. Metallogr. 23 (1): 57-86.
17. BECKERLE, P., SCHAEDE, H., RINDERKNECHT, S. (2015). Fault diagnosis and state detection in centrifugal pumps. Review of applications Mechanisms and Machine Science. 30 (1): 1-9.
18. BURFORD, D. (2010). Evaluation of friction stir weld process and properties for aerospace application: e-NDE for friction stir processes. FAA Joint Advanced Materials & Structures (JAMS).6th Annual Technical Review Meeting. pp 19-20.
19. BHADESHIA, H. (2003). Nickel Based Superalloys, Cambridge Univesity, consultado el 10 enero, 2019 desde, <http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2003/Superalloys/superalloys.html>
20. CARRANZA, R.; RODRÍGUEZ, M.; REBAK, R. (2007). Efecto del potencial sobre la corrosión en rendijas de la aleación C-22. Congreso SAM/CONAMET 2007, San Nicolás, 4 al 7 de septiembre.
21. CHESTER, T. (1972). The Superalloys. Ed. John Wiley & Sons, Inc.
22. CARPENTIER, C.; RUDLIN, J. (2012). Manual ultrasonic inspection of thin metal welds, TWI (The welding Institute), vol. None, pp. 1-16.
23. CURTIS, R.; MIGLIETTI W. (2000). Development and implementation of effective repair processes for advanced industrial gas turbine hot sections components. Proc. Conf. Welding and Repair Technology for Power plants- EPRI 2000, 2000, Marco Island, USA. Publ. Electric Power Generations Institute, Charlotte, USA, Paper P01-GT.
24. CAVAZZINI, G.; PAVESI, G.; SANTOLIN, A.; ARDIZZON, G.; LORENZI, R. (2015). Using splitter blades to improve suction performance of centrifugal impeller pumps. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part A: Journal of Power and Energy. 5 (10): 43-51.

25. COLOMBIER, L.; HOCHMANN, J. (1955). Aciers inoxydables, aciers réfractaires.
26. CORREA-SUÁREZ, R.; FERNÁNDEZ-COLUMBIÉ, T.; RODRÍGUEZ-GONZÁLEZ, I.; ALCÁNTARA-BORGES, D. (2014). Comportamiento de la aleación de titanio Ti-6 Al-4 V empleado en la pulpa lixiviada caliente. *Ingeniería Mecánica*. 17 (1): 22-31.
27. DAVIES, G.; GARLAND, J. (1975). Solidification structures and properties of fusion welds, *International Metallurgical Review*. 20 (4): 83-106.
28. DEBROY, T.; DAVID, S. (1995). Physical processes of fusion welding, *Reviews of Modern Physics*. 67 (1): 85-112.
29. DURÁN-MARTÍNEZ, W; FERNÁNDEZ-COLUMBIÉ, T. (2018). Efecto del desgaste por corrosión en una superaleación expuesta a alta concentración de elementos en el fluido. *Ciencia & Futuro*. 8 (3): 20-31.
30. DYE, D.; HUNKINZER, O.; ROBERTS, S.; REED, R. (2001). Modelling of the mechanical effects induced by Tungsten Inert Gas Welding of IN718 superalloy. *Mat. Trans, A 32A*, 1713-1725.
31. EASTERLING, K. (1992). Introduction to the physical metallurgy of welding, 2nd edition, Butterworth-Heinemann, Oxford, UK.
32. Elkem. (2010). Graphite Structures in Cast Iron. Foundry Products Recuperado de <http://www.foundry.elkem.com>
33. ESPAÑA, L. (2001). Trabajo Especial de Grado. Universidad de Carabobo.
34. ESMAILIAN, M. (2010). The effect of cooling rate and austenite grain size on the austenite to ferrite transformation temperature and different ferrite morphologies in microalloyed steels. *Iranian Journal of Materials Science & Engineering* 7 (1): 7-14.
35. FERNÁNDEZ-COLUMBIÉ, T.; RODRÍGUEZ-GONZÁLEZ, I., CORREA-SUÁREZ, R.; ALCÁNTARA-BORGES, D. (2014). Junta de soldadura disímil de la aleación HK-40 y del hierro fundido 24. *Ingeniería Mecánica*, 17 (2): 98-107.
36. FERNÁNDEZ-COLUMBIÉ, T.; RODRÍGUEZ-GONZÁLEZ, I.; ALCÁNTARA-BORGES, D. (2016). Caracterización microestructural de uniones soldadas de acero AISI 316L en tuberías. *Minería y Geología*, 32 (1): 60-75.
37. FERNÁNDEZ-COLUMBIÉ, T.; RODRÍGUEZ-GONZÁLEZ, I.; COBAS-SUÁREZ, M.; ALDANA-CRUZ, M.; UTRIA-JIMÉNEZ, M.; MEDINA-ARCE, M. (2019). Microestructura de una aleación níquel-cromo-molibdeno soldada con electrodos revestidos. *Minería y Geología*. 35 (2): 220-232.

38. GOGLIO, L.; ROSSETTO, M. (1999). Ultrasonic testing of adhesive bonds of thin metal sheets, *NDT & E International*. 32 (6): 323-331.
39. GUIRAO, J.; RODRIGUEZ, E.; BAYÓN, A., BOUYER, F.; PISTONO, J.; JONES, L. (2010). Determination through the distortions analysis of the best welding sequencing longitudinal welds VATS electron beam welding FE simulation. *Fusion Engineering and Design*, 85 (11): 766-779.
40. HAAFKENS, M.; MATTHEY, J. (1982). A new approach to the weldability of nickel-base as-cast and powder metallurgy superalloys. *Welding Journal*. 61 (15): 25-30.
41. HERNÁNDEZ, G. (2006). *Manual del soldador*, Madrid CESOL, décimo quinta edición.
42. HENDERSON, M.; ARRELL, D.; HEOBEL, M.; LARSSON, R.; MARCHANT, G. (2004). Nickel-based superalloys welding practices for industrial gas turbines applications. *Science and technology of welding and joining*, 9 (1): 13-21.
43. HERNÁNDEZ, A.; CASTELLANOS, L. (2009). Diseño de una aleación termoresistente. *Suplemento de la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*. S1 (2): 685-693.
44. HOCHMANN, J. (1968). *Aceros inoxidable, Aceros refractarios*. Ediciones URMO, España.
45. HUANG, X.; CHATURVEDI, M.; RICHARDS, N. (1996). Effect of homogenisation heat treatment on the microstructure and heat affected zone microfissuring in welded cast alloy IN718. *Met. Trans. A*. 27A, 785-790.
46. INAGUA, Y. (2010). Theoretical analysis of mechanical efficiency in Vane pump. *Technical paper, JTEKT Engineering journal English edition N° 1007E*.
47. IZCARA, M. (2010). Development of methods for the determination of phase mixture at different steel grades by ultrasonic and eddy current techniques, *Salzgitter Mannesmann Forschung*, vol. None, pp. 1-49.
48. JENA, A.; CHATURVEDI, M. (1984). Review The role of alloying elements in the design of nickel-base superalloys. *Journal of materials science*. 19 (3): 3121-3139.
49. JENE, T. (2007). Monitoring of the friction stir welding process to describe parameter effects on joint quality. *IIW Doc III-1430-07 (TWI)*.
50. JOHANSSON, B.; OLSSON, A. (2000). Current design practice and research on stainless steel structures in Sweden. *Journal of Constructional Research*. 54 (21):3-29.

51. JONAS, T.; WEAVER, A.; BENNETT, E.; MARSCHER, W. (2015). Fluid-induced vibration problems in centrifugal pumps and turbomachinery Conference Proceedings - 39th Annual Training Conference. 8 (3): 103-112.
52. KARADENIZ, E.; OZSARAC, U.; YILDIZ, C. (2007). The effect of process parameters on penetration in gas metal arc welding processes. *Materials and Design*. 28 (4): 649-656.
53. KARASSIK, J., KRUTZCH, W., FRASER, W., MSSINA, J. (1976). *Pump Handbook*. New York: McGraw-Hill.
54. KOTECKI, D.; OGBORN, J. (1995). Abrasion resistance of iron based hard facing alloys. *Welding Journal* 74 (8): 269-278.
55. KOTECKI, D.; SIEWERT, T. (1992). Constitution diagram for stainless steel weld meta: a modification of the WRC 1988 diagram, *Welding Journal*, 71 (5): 171s-178s.
56. KUZIAK, R.; BOLD, T.; YI-WEN, C. (1995). Microstructure control of ferrite-pearlite high strength low alloy steels utilizing microalloying additions. *Journal of Materials Processing Technology*. 53 (11): 255-262.
57. MALIK, A.; QURESHI, E.; ULLAH-DAR, N.; KHAN, I. (2008). Analysis of circumferentially arc welded thin-walled cylinders to investigate the residual stress fields. *Thin-Walled Struct*. 46 (3): 1391-1401.
58. MANIKANDAN, M.; ARIVAZHAGAN, N.; NAGESWARA, R.; REDDY, G. (2015). Improvement of microstructure and mechanical behavior of gas tungsten arc weldments of alloy C-276 by current pulsing. *Acta Metall. Sinica*. 28 (6): 208-215.
59. MARULANDA, J.; ZAPATA, A.; MESA, D. (2007). *Fundamentos de la soldadura de metales*. Universidad Tecnológica de Pereira.
60. MARCHEGEANI, A. (2006). Cavitación. Universidad Nacional de Comahue. Facultad de Ingeniería. Dpto de mecánica aplicada, Máquinas hidráulicas.1 (2): 1-8.
61. MERTINGER, V.; NAGYB, E.; TRANTA, F.; S'OLVOM, J. (2007). Strain-induced martensitic transformation in textured austenitic stainless steels.
62. MISHRA, A.; FRANKEL, G. (2008). Crevice corrosion repassivation of Alloy 22 in aggressive environments, *Corrosion*. 64 (11): 869-844.
63. MITCHELL, R.; PREUSS, M.; HARDY, M.; TIN, S. (2006). Influence of composition and cooling rate on constrained and unconstrained lattice parameters in advanced polycrystalline nickel-base superalloys. *Materials Science and Engineering*. A 423, pp. 282-291.

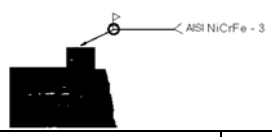
64. MOBLEY, R. (1999). Root cause failure analysis. Butterworth-Heinemann.
65. MODENESI, P.; MARQUÉS, P.; SANTOS, D. (2012). Introdução à Metalurgia da Soldagem. UFMG, Belo Horizonte, p. 209.
66. OSTLE, B. (1975). Estadística aplicada. Limusa - Wiley, México, Cap. 10.
67. OUTEIRO, J.; UMBRELLO, D.; M'SAOUBI, R. (2006). Experimental and numerical modelling of the residual stresses induced in orthogonal cutting of AISI 316L steel, International Journal of Machine Tools & Manufacture. 46 (14): 1786-1794.
68. OWCZARZKI, W.; DUVALL, D.; SULLIVAN, C. (1966). Weld J. 44, 155.
69. OYSTEIN, G. (1994). Metallurgical modelling of welding, 2nd edition, London: The Institute of Materials, UK.
70. PIKE, L.; KLARSTROM, D. (2004). A new corrosion-resistant Ni-Cr-Mo Alloy with high strength, Paper 04239, CORROSION 2004, NACE Intl.
71. PLAZA, L.; EIZAGUIRRE, I.; BARREDA, J.; AZPIROZ, L.; JIMÉNEZ, C.; IRISARRI, A. (2007). Predicción del riesgo de agrietamiento de las uniones soldadas de las aleaciones base níquel. INASMET-Tecnalia. Mikeletegi Pasealekua, 2 (1): 51-56.
72. QUINTERO, M.; CERPA, S.; MEJIAS, G.; LEÓN, J.; QUINTERO, A. (2006). Soldadura de un acero inoxidable dúplex 2205 por el proceso de soldadura GTAW. Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales. 56 (4): 1-3.
73. RADHAKRISHNAN, V. (2000). Hot cracking in austenitic stainless steel weld metals. Science and Technology of welding and Joined Magazine, 5 (1): 25-32.
74. RAMACHANDRAN, V (2005). Failure analysis of engineering structures: methodology and case histories. ASM International.
75. RAMÍREZ, G. (1980). Introducción a la técnica de ensayo no destructivos, Ed. Instituto Nacional de técnicas aeroespaciales, Madrid.
76. REBAK, R.; DILLMAN, J.; CROOK, P. & SHAWBER, C. (2001). Corrosion behaviour of nickel alloys in wet hydrofluoric acid. Materials and corrosion. 52 (4): 289-297.
77. REBAK, R. (2003). Metallurgical effects on the corrosion behavior of nickel alloys, ASM Metals Handbook, Vol. 13A, Corrosion: Fundamental, Testing, and Protection, pp 279-286, ASM International.
78. REED, R. (2006). The Superalloys Fundamentals and Applications. Ed. Cambridge University Press. pp. 1-29.

79. RICAURTE, O.; AGUIRRE, H.; PARRA, H. (2007). Soldabilidad en aceros inoxidables y aceros disímiles. *Scientia et Technica*, 13 (2): 273-278.
80. RICKS, R.; HOWELL, P.; BARRITE, G. (1982). The nature of acicular ferrite in HSLA steel weld metals, *Journal of Materials Science*. 17 (6): 732-740.
81. RODRÍGUEZ, H. (1987). *Metalurgia de la soldadura*. Editorial Pueblo y Educación. La Habana. Cuba. pp 134-154.
82. RODRÍGUEZ, G.; GARCÍA, I.; DAMBORENEA, J. (1998). Aleación superficial de superaleaciones base níquel mediante laser. *Rev. Metal*, 34 (2), 175-179.
83. RODRÍGUEZ, M. (2004). Aleación C-22: una Barrera frente a la corrosión en contenedores de residuos nucleares de alta actividad. Tesis de Doctorado, Instituto de Tecnología. Universidad Nacional de General San Martín, Argentina.
84. ROWE, R.; JEFFEUS, L. (2008). *Manual de Soldadura GMAW (MIG – MAG)*. Paraninfo Ediciones. España.
85. SAAVEDRA, P. (2012). Curso análisis de vibraciones de máquinas categoría I. Facultad de Ingeniería Mecánica, Universidad de Concepción, Chile.
86. SALAH, N.; ENGIN, S. (2010). Machining conditions impact on the fatigue life of Waspaloy-Impact of grain size, 7th International Symposium on superalloy 718 and derivates, TMS.
87. SÁNCHEZ, A. (2006). Nuevo criterio para el análisis de estabilidad del proceso de soldadura GMAW, empleando técnicas de emisión acústica e inteligencia artificial. Tesis de Doctorado.
88. SÁNCHEZ, V.; RAMÍREZ, C.; RUBIO, C.; CHAPARRO, J. (2006). Susceptibilidad a la fractura inducida por hidrógeno de soldadura de placa clad de acero inoxidable 12 % Cr. *Información Tecnológica*, 17 (2): 53-62.
89. SARACHE, L. (2004). Diseño de experimentos y análisis multifactorial aplicado a la industria. Facultad de Ingeniería, *Revista Ingeniería Industrial*, 4 (5): 585-590.
90. SARE, I. (1997). Abrasion resistance and fracture toughness of white cast irons. *Metals Technology* pp 412-419.
91. SATHIYA, P.; ARAVINDAN, S.; AJITH, P.; ARIVAZHAGAN, B.; HAQ, A. (2010). Microstructural characteristics on bead on plate welding of AISI 904 L super austenitic stainless steel using gas metal arc welding process. *International Journal of Engineering, Science and Technology*. 2 (6): 189-199.
92. SAWHILL, J. (1977). Welding HSLA line pipe steels, *Metallovedenie*. 12 (7): 56-60.

93. SONG, L.; CHEN, P.; WANG, H. (2014). Automatic detition method of optimum symptom parameters and frequency bands for intelligent machinery diagnosis: Application to condition diagnosis of centrifugal pump system. *Advances in Mechanical Engineering*. 4 (3): 18-24.
94. SORELL, G. (1997). The role of chlorine in high temperature corrosion in waste to energy plants, *Materials at High Temperatures*. 14 (3): 137-150.
95. SUNGHAK, L.; BYUNG, K.; GONGIL, K. (1992). Correlation of microstructure and fracture properties in weld heat affected zones of thermomechanically controlled processed steels. *Metallurgical Transactions A*. 23A (12): 2803-2816.
96. SURESHA, C. (2009). Applicability of acoustic emission in the analysis of friction stir welded joints. *International Journal of Recent Trends in Engineering*. 1 (5): 86-89.
97. STURLA, A.; CASTELLANO, E. (1951). *Metalografía microscópica: guía práctica de metalografía microscópica y macrografía*. Buenos Aires: Alsina. 278 pp.
98. TABATABAEIPOUR, S.; HONARVAR, F. (2010). A comparative evaluation of ultrasonic testing of AISI 316L welds made by shielded metal arc welding and gas tungsten arc welding processes. *Journal of Materials Processing Technology*. 210 (8): 1043-1050.
99. THOMPSON, R; MAYO, D.; RADHAKRISHNAN, B. (1991). *Metal transa*.
100. VALLÉS, L.; CORTEZ, T. (2003). Determinación de la disminución del rendimiento global que presenta una bomba. *Revista Ingeniería UC*. 10 (3): 65-74.
101. VARIA, V.; GANATRA, Y. (2013). Ultrasonic testing of welded joints prepared at deferent voltage and current. *International Journal of Research in Engineering and Technology (IJRET)*. 2 (1): 738-742.
102. VERHOEVEN, J. (1987). *Fundamentos de Metalurgia Física*. 1 ed. Limusa, p. 593.
103. VILLANUEVA, D.; JUNIO, F.; PLAUT, R.; PADILHA, A. (2006). Comparative study on sigma phase precipitation of three types of stainless steels: Austenitic, Superferritic and Duplex, *Material Science and Technology*, 22 (2): 1098-1104.
104. WANG, G.; LAU, T.; WEATHERLY, G.; NORTH, T. (1989). Weld thermal cycles and precipitation effects in Ti-V containing HSLA steels, *Metallurgical Transaction A*. 20 (10): 2093-2100.
105. WILLIAMS, J. (2005). *Wear and wear particles-some fundamentals*, Tribology International, Cambridge.

106. WU, D.; MA, G.; NIU, F.; GUO, D. (2013). Pulsed laser welding of Hastelloy C-276: high-temperature mechanical properties and microstructure, *Mater. Manuf. Process.* 28 (5): 524-528.
107. WU, T.; UME, I. (2012). Prediction and experimental validation of penetration depth of butt welds in thin plates using superimposed laser sources. *NDT & E International.* 50 (0): 10-19.
108. WULPI, D. (2013). *Understanding how components fail.* ASM international.
109. XIAOPING, H.; TORGIERR, M. (2006). Improved modeling of the effect of R-ratio on crack growth rate, Norway.
110. XU XIAOLEI, WANG LIANG, YU ZHIWEI, HEI ZUKUN. (2005). A comparative study on microstructure of the plasma-nitrided layers on austenitic stainless steel and pure Fe; *Surface and Coatings Technology*; 192 (43): 220-224.
111. YU, C.; YANG, L.; SHEN, C. (2007). Corrosion behaviour of thermo hydrogen processed Ti-6 Al-4 V. *Scripta Materialia.* 56 (43): 1019-1022.
112. ZADOROZNE, N.; CARRANZA, R.; GIORDANO, C.; ARES, A.; REBAK, R. (2011). Effect of the Composition of Nickel Alloys on the Anodic Behavior in Aqueous Solutions of Chloride and Bicarbonate, Vol. 1475, XXXV International Symposium. Scientific Basis for Nuclear Waste Management, Materials Research Society, Buenos Aires, Argentina, October 2-7.
113. ZHANG, M.; KELLY, P.; GATES, J. (2001). The effect of heat treatment on the toughness, hardness and microstructure of low carbon white cast irons. *Journal of Materials Science.* 36 (15): 3865-3875.

ANEXO 1

No: _____		Denominación: Tapa del conjunto cojinete	
OT: _____		Destino: _____	
Proceso de Soldadura: <u>SMAW</u>		Tipo: _____	
Elaborado por: Miguel Cobas Suárez		Revisado por: Tomás Fernández Columbié	
Fecha: _____		Fecha: _____	
<u>Metal Base:</u> Especificación SFA No: Hastelloy C - 276 Análisis Quím. y Prop: C: 0,03; Cr: 17; Ni: 54 Otros: _____		<u>Croquis:</u> 	
Clasificación AWS:	E NiCrFe - 4	Largo	110 mm
Dimensión del Electrodo:	Ø 3,2 ; L = 300 mm	Ancho	30 mm
Espesor del Depósito:	4 mm	Espesor	20 mm
Preparación:	Mecánica		
Fundente del elect.	Básico		
<u>Posición:</u> Posición de la ranura: Plana Progresión de soldadura: Ascend. _ Descend. _____ Plana: X _____		<u>Pre calentamiento:</u> Temp. mín. de precal: - °C Temp. máx. de interpasos: 150 °C Temp. de Post: _____ °C Otros TT:	
<u>Tratamiento Térmico Post – Soldadura:</u> Rango de Temp.: _____ Tiempo de Permanencia: _____ Enfriamiento: Al aire _____ Medio: Al aire _____		<u>Gas:</u> <u>Composición %:</u> Gas: Mezcla: Flujo: Protección:	

Características Eléctricas:								
Corriente: <u>Directa</u> Polaridad: <u>CCPN</u> Voltaje (Rango) <u>16</u> (Volts)								
Amperaje: <u>120</u> (Amp:) (Amp:)								
Técnica:				Valoración Económica:				
Dimensiones de la boquilla: _____				Valor inicial: \$				
Método de ranurado posterior de la raíz: <u>X</u>				Precio de Recup.: _____				
Mov del electrodo: Recto <u>X</u> Oscilatorio _____				Gasto de material: kg. _____				
Distancia boquilla superficie de trabajo: _____				Gasto de mano de obra: hrs. _____				
Pases sencillos o múltiples (por lados): _____				Otros Gastos: _____				
Electrodos: Sencillos _____ Múltiples <u>X</u>				Peso de Pieza: kg. _____				
Velocidad de ejecución (Rango): <u>0,008</u> mm /seg.				Costo de Recuperación: \$ _____				
Martillado: _____								
Otros:				Ahorro: \$				
No. Corden	Proc	Metal de aporte Clase	Diám	Corriente AC/CD AMP	Voltaje Mín	Max	Vel de ejec (mm/seg)	Otros
16	SMAW	E NiCrFe - 3	3,25 mm	CD	120	16	25	0.008

Técnica de reparación o mantenimiento preventivo

Tipo de limpieza inicial y entre pases:

Cepillo solventes abrasivos Calor otros

Preparación:

- ❖ Maquinar la superficie a recuperar.
- ❖ Eliminar toda grasa y suciedades del metal.
- ❖ Limpiar con acetona u otro líquido la superficie a soldar.

Factores del paro de trabajo

❖ Desgaste por:

Impacto Presión / Fricción Abrasión Corrosión Calor
 Cavitación Erosión

❖ Rotura por:

Accidente Fatiga Choque Sobrecarga Temperatura

4. Otros

Defectos de fundición Defectos por maquinado

5. Técnicas de Aplicación

- ❖ Revisar el material que esté limpio de suciedad.
- ❖ Control de la temperatura de calentamiento y mantenerla durante el proceso.
- ❖ Evitar el derrame del depósito en los extremos.
- ❖ Limpiar cada cordón después del primer pase o al concluir el mismo.
- ❖ No depositar cordones de forma continua para evitar torceduras.