

Ministerio de Educación Superior
Instituto Superior Minero Metalúrgico
“Dr. Antonio Núñez Jiménez”
Facultad Metalurgia-Electromecánica
Departamento Mecánica

MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES EN LA
INTERFASE DE ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS
FORMADA POR EXPLOSIÓN

Tesis en opción al título de Ingeniero Mecánico

Autor (a): Yalina León Thomas

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

Moa - 2018



Declaración de autoridad

Yo: Yalina León Thomas

Autora de este trabajo de diploma, certifico su propiedad intelectual a favor del Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa "Dr. Antonio Núñez Jiménez", el cual podrá hacer uso del mismo con la finalidad que estime conveniente.

Yalina León Thomas

Dr. C. Tomás H. Fernández Columbié

Agradecimientos:

***A Dios y a la Virgen
que siempre estan conmigo***

***A mis familiares por su apoyo incondicional
en estos años de mi vida.***

***Mi tutor, con todo el corazón, el Dr. C. Tomás
Fernández Columbié por confiar en mí en la
realización de este trabajo.***

***A mis profesores por los conocimientos
transmitidos durante mi trayectoria
universitaria.***

***A mis amigos, mis compañeros de cuarto y del
aula, mi grupo de baile AKALÉ por su
paciencia en mis días de flaqueza.***

***A los que de una forma u otra se hicieron
partícipe en la realización de este trabajo.***

A la revolución por darme esta oportunidad.

A todos,

Muchas gracias.

Dedicatoria

Quiero dedicar este trabajo a mis familiares.

A mi madre: Rosa Thomas Iznaga por su amor, comprensión, dedicación y ser mi guía durante toda mi vida.

A mis hermanas Nhailet y Thaillet.

A mis tías y mis abuelos en especial a Juana y Benis, a quienes les dedico mi título.

A mis amigos, compañeras de cuarto por estar conmigo en las buenas y en las malas.

A mi novio por ser mi ángel de la guardia todo este tiempo.



Pensamiento

El que posee las nociones más exactas sobre las causas de las cosas y es capaz de dar perfecta cuenta de ellas en su enseñanza, es más sabio que todos los demás en cualquier otra ciencia.

La inteligencia consiste no sólo en el conocimiento, sino también en la destreza de aplicar los conocimientos en la práctica.

Aristóteles



RESUMEN

Este trabajo tiene como objetivo establecer el comportamiento microestructural de la unión disímil del acero AISI 316 y del acero AISI 304 luego del proceso de soldadura por explosión, siendo el acero AISI 316 la placa volante. La velocidad de detonación empleada fue de 2 500 m/s, para una configuración paralela con un ángulo de 10° . Luego de la soldadura se observó que en la interfase, la zona fundida (ZF) y la zona de influencia térmica (ZIT) que se obtiene en ambas aleaciones, una matriz austenítica con una red de ferrita, del tipo δ y dendrítica, que provocó un incremento de la dureza desde 290 HV hasta 325 HV y desde 230 HV hasta 252 HV, provocado por el tensionamiento de la red cristalina y por la disminución del tamaño de los granos. Al realizar la distribución de fases se determinó que la estructura es homogénea, la austenita en las diferentes zonas ocupa un 56,5 % del área sobre un 45,5 % de la fase ferrítica, distribución provocada por una velocidad de impacto de 359 m/s y de $9,87^\circ$ como ángulo de curvatura dinámico. Se realiza la valoración económica y el impacto medio ambiental del proceso de soldadura por arco eléctrico y por soldadura por explosión.



ABSTRACT

This work has as objective to establish the behavior microstructure of the union dissimilar of the steel AISI 316 and of the steel AISI 304 after the welding process for explosion, being the steel AISI 316 the flying badge. The speed of used detonation was of 2 500 m/s, for a parallel configuration with an angle of 10° . After the welding it was observed that in the interface, the fused area (ZF) and the area of thermal influence (ZIT) that is obtained in both alloys, a main austenítica with a of the type ferrite δ and dendrites that caused an increment of the hardness from 290 HV up to 325 HV and from 230 HV up to 252 HV, caused by the stress of the crystalline net and for the decrease of the size of the grains. When carrying out the distribution of phases it was determined that the structure is homogeneous, the austenita in the different areas squatter 56,5% of the area on 45,5% of the phase ferrite, distribution caused by a speed of impact of 359 m/s and of 9.87° as dynamic bend angle. He is carried out the economic valuation and the half environmental impact of the welding process for electric arch and for welding for explosion.

TABLA DE CONTENIDOS	Pág
RESUMEN	
INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS	
1.1. Introducción	5
1.2. Fenómeno de la corrosión en los aceros	5
1.3. Pasividad de los aceros inoxidables	7
1.4. Zonas estructurales del cordón de soldadura	9
1.5. Procesos de soldadura por explosión	10
1.5.1. Características de la unión por explosión	13
1.6. Parámetros de la soldadura por explosivos	15
1.7. Método empleado para la soldadura de placas por explosión	17
1.7.1. Metalurgia de la soldadura por explosión	18
1.8. Conclusiones del capítulo	22
CAPÍTULO. 2 MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	23
2.2. Composición química estándar de las aleaciones	23
2.2.1. Características de las aleaciones sometidas a explosión	24
2.3. Material explosivo empleado para la unión	24
2.4. Plan experimental	25
2.4.1. Variables a considerar en el experimento	26
2.5. Parámetros en el proceso de soldadura por explosión	27
2.5.1. Cálculo de las velocidades por el modelo de Gurney	29
2.6. Preparación metalográfica de las muestras	31
2.6.1. Corte de las muestras	31
2.6.2. Desbaste y pulido de las muestras	32
2.6.3. Observación microscópica	33
2.6.4. Microestructura patrón de las muestras	33
2.6.5. Ensayo de dureza aplicado a las muestras	34
2.6.6. Microscopio óptico para el análisis de imágenes	35



2.6.7. Obtención del porcentaje de microconstituyentes	36
2.7. Conclusiones del capítulo	38
CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS	
3.1. Introducción	39
3.2. Análisis de la composición química de las aleaciones	39
3.3. Análisis de los parámetros del proceso de soldadura	40
3.4. Análisis microestructural de la unión de soldadura por explosivos	44
3.4.1. Análisis microestructural de la zona de fusión	45
3.4.2. Análisis microestructural en la zona de influencia térmica	46
3.5. Análisis de la dureza	47
3.5.1. Procesamiento estadístico	48
3.6. Determinación del porcentaje de microconstituyentes	50
3.7. Valoración económica	53
3.8. Valoración del impacto medio ambiental	53
3.9. Conclusiones del capítulo 3	55
CONCLUSIONES GENERALES	
RECOMENDACIONES	
BIBLIOGRAFÍAS	

INTRODUCCIÓN

La necesidad de unir aceros disímiles mediante procesos de soldadura por explosión surge como resultado de la complejidad existente en la construcción de algunos equipos y maquinarias requeridas en la industria de generación de energía, tales como calderas, intercambiadores y recuperadoras de calor, turbinas, refinerías. El diseño de tales equipos tiene un alto nivel de exigencia en cuanto a la selección de los materiales a utilizar en su construcción, además del proceso de soldadura empleado en la unión de estos.

De todos los materiales existentes en el mercado, los aceros inoxidable del tipo austenítico son los preferidos en el diseño de estos equipos, debido a que estas aleaciones presentan buenas propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión a temperaturas extremas. Por lo que es muy común, que en la etapa de construcción sea necesario unir a los aceros inoxidable austenítico con otras clases de aceros inoxidable, o con aceros al carbono por medio de soldadura.

A medida que la tecnología avanza y la eficiencia de las máquinas aumenta, con el consecuente incremento del intervalo de temperaturas y presiones en el que dichas máquinas operan, se hace imperativa la necesidad de mejorar la calidad de la soldadura, esto se traduce en el mejoramiento del procedimiento empleado para hacer las uniones y un menor margen de error en la selección de las variables esenciales.

La soldadura mediante explosivos se utiliza principalmente en componentes planos o cilíndricos, no existiendo prácticamente restricciones en cuanto a las dimensiones de los componentes a ser revestidos. Esencialmente, se conocen dos tipos de métodos para conseguir este intersticio, es decir, el paralelo y el angular, se distinguen de acuerdo con la relación de posición de la dos placas de material metálico, es decir, en el que el intersticio entre el material de recubrimiento y el material base se mantiene a una distancia aproximadamente constante que es el que se indica como método paralelo y otro método en el que existe un ángulo relativo entre el material de recubrimiento y el material base de antemano, antes de la unión, que se designa por método angular.

Las características mecánicas tales como la resistencia de la unión del metal recubierto por explosión se deciden por la proporción del área de recubrimiento de ambos metales en la interfase de la unión, pero quedan influidas de manera decisiva por el estado de las

ondulaciones formadas en esta interfase de unión, la proporción de área y composición de compuestos intermetálicos que se interponen en ella.

Los explosivos (convencionales o químicos) poseen propiedades diferenciadoras que los caracterizan para ser empleados en el trabajo de explosión que se necesite realizar; sus características más importantes son: potencia, velocidad de detonación, densidad, presión de detonación, fuerza, sensibilidad y resistencia al agua (Pernia-Llera *et al.* 1989; Watanabe-Cabrera 2012).

Cuando se unen dos placas de materiales metálicos por medio de métodos de recubrimiento explosivo, es necesario que un material, que debe ser dotado de recubrimiento, sea apropiadamente acelerado por la exposición producida por explosivos, colisionando con un material base con un ángulo que se encuentra dentro de ciertos valores.

El recubrimiento de aceros es una técnica establecida para la protección frente a la corrosión o el desgaste. Los recubrimientos están constituidos por una fina capa de metal o aleación, resistente al ataque corrosivo del medio agresivo en contacto, unida al metal base por distintos procesos (López y Staia, 2007). Existen numerosas combinaciones de empleo habitual. El par AISI 316 y el AISI 304 son especialmente atractivos por la excelente resistencia a la corrosión en una extensa gama de medios.

Como **situación problemática** se plantea:

Los problemas derivados de la corrosión poseen un importante impacto económico dentro de la industria del níquel, particularmente en planta de producción de ácido sulfúrico, producto de la corrosión interna, debido a la disolución de gases en la mezcla de transporte, se generan pérdida de espesores de las mismas. Esto produce fallas que conllevan a problemas de producción y contaminación. La corrosión bajo tensión es una forma grave y costosa de corrosión dentro de la industria del níquel, debido a que la misma puede presentar una gran gama de comportamientos, desde corrosión casi nula hasta corrosión catastrófica en relativamente cortos periodos de tiempo.

Esto se debe a que existen muchas variables, tanto ambientales como microestructurales, que afectan y promueven este tipo de corrosión, tales como el patrón de flujo de la mezcla, el pH de la misma, la temperatura del medio, la concentración del gas disuelto y la microestructura presente en el acero. Los procesos de soldadura por fusión generan fenómeno de corrosión

intergranular en los aceros austenítico por lo que lograr una unión mediante explosión en aceros inoxidable con propiedades metalúrgicas establecidas por la American Welding Society repercutirá en un ahorro de recursos a la economía.

El problema a investigar lo constituye:

Las teorías existentes aún no fundamentan las variaciones metalúrgicas y las propiedades mecánicas en la interfase de aceros inoxidable austeníticos del tipo AISI 316 y AISI 304 formada bajo carga por explosión, para ser empleada en condiciones de corrosión.

Como posible solución al problema se establece la siguiente **hipótesis**:

Una carga de explosivos para una configuración paralela generará una velocidad de colisión entre dos aceros del tipo austenítico para formar su unión interatómica en la interfase y obtener propiedades metalúrgicas y mecánicas que garanticen resistencia al efecto de la corrosión.

El presente trabajo establece como **objetivo general**

Las variaciones microestructurales y las propiedades mecánicas, como la microdureza, en la interfase de la unión metalúrgica entre el acero AISI 316 y el AISI 304 obtenida mediante el proceso de soldadura por explosión.

El **objeto de estudio** es la unión metalúrgica del acero AISI 316 y el AISI 304 con el empleo de carga con explosivos.

El **campo de acción** es el comportamiento microestructural y la dureza en la interfase de aceros austenítico unido mediante soldadura por explosión.

Objetivos específicos:

1. Caracterizar las regularidades de los aceros inoxidable expuestos a condiciones del ciclo térmico de soldadura, efecto de la corrosión, así como las características fundamentales de las uniones disímiles realizadas bajo cargas de impactos por explosión.
2. Establecer el procedimiento metodológico que permita la caracterización metalúrgica y las propiedades mecánicas en la interfase de la unión mediante el proceso de soldadura por explosión entre aceros inoxidable austenítico.
3. Fundamentar las variaciones microestructurales y la dureza originadas en la interfase de la

unión metalúrgica de los aceros austeníticos obtenida por explosión.

Para dar cumplimiento a este objetivo se plantean las siguientes **tareas**:

1. Revisión bibliográfica relacionada con el objeto de estudio.
2. Planificación, diseño y realización de experimentos.
3. Análisis de resultados y obtención de las variaciones metalúrgicas y la microdureza resultantes del proceso de soldadura por arco explosión de los aceros austeníticos.
4. Fundamentación de las inestabilidades metalúrgicas que surge en el proceso de soldadura por explosión de los aceros austeníticos del tipo AISI 316 y AISI 304.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de corrosión, así como del proceso de soldadura por explosión.

Capítulo 1

Marco teórico. Antecedentes investigativos

CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1. Introducción

El acero inoxidable es una aleación de hierro y carbono que contiene por definición un mínimo de 10,5 % de cromo. Algunos tipos de aceros inoxidables contienen además otros elementos aleantes. Los principales son el níquel y el molibdeno. Es un tipo de acero resistente a la corrosión, el cromo que contiene posee gran afinidad por el oxígeno y reacciona con él formando una capa pasivadora que evita la corrosión del hierro contenido en la aleación. Sin embargo, esta película puede ser afectada por algunos ácidos o el proceso de soldadura por fusión dando lugar a un ataque y oxidación del hierro por mecanismos inter granulares o picaduras generalizadas.

En el presente capítulo se establece como objetivo realizar un análisis de la bibliografía existente relacionada con la soldadura por explosión en aceros austeníticos con el objetivo de minimizar el efecto de la corrosión intergranular que se origina en estos aceros.

1.2. Fenómeno de la corrosión en los aceros

La corrosión (figura 1.1) es un término que se utiliza para describir el proceso de deterioro de materiales metálicos (incluyendo tanto metales puros, como aleaciones de estos), mediante reacciones químicas y electroquímicas (Revie y Uhlig, 2008). Para el caso del deterioro relacionado con otros tipos de materiales, como los polímeros y cerámicos, se utiliza el término degradación.



Figura 1.1. Corrosión por fatiga en acero inoxidable. Fuente: Samal *et al.* (2011).

Plantea Samal *et al.* (2011) que se debe utilizar los tipos con el 0,03 % como máximo de carbono, 304L, 316L y 317L, para reparar recipientes, de los tipos 304, 316 y 317 siempre que

se desee reducir localmente las tensiones después de hecha la reparación. Únicamente el acero con el 0,03 % de carbono como máximo deberá ser calentado a más de 426 °C siempre que exista el riesgo de que se produzca corrosión intergranular.

Dentro del grupo de la serie AISI 300 los más representativos son el AISI 304, también denominado 18-8 (18Cr - 8Ni), siendo el más común de los fabricados en la actualidad y el AISI 316 que se diferencia del anterior, por la adición de Mo (~ 2 % en masa), lo que le proporciona una elevada resistencia a la corrosión localizada en ambientes clorurados. Siendo estos materiales el objeto de estudio en nuestro trabajo para someterlo a proceso de soldadura por explosión.

Estos materiales metálicos son obtenidos a través del procesamiento de minerales y menas, que constituyen su estado natural, induciéndolos a un estado de mayor energía. El fenómeno de la corrosión ocurre debido a que, con el tiempo, dichos materiales tratan de alcanzar su estado natural, el cual constituye un estado energético de menor potencial, lo que les permite estabilizarse termodinámicamente (Javaherdashti, 2008).

La mayoría de procesos de corrosión involucran reacciones de reducción-oxidación (reacciones electroquímicas), donde para que se desarrollen estos procesos, es necesaria la existencia de tres constituyentes: (1) unos electrodos (un ánodo y un cátodo), (2) un electrolito, como medio conductor, que en la mayoría de casos corresponde de una solución acuosa y (3) una conexión eléctrica entre los electrodos (ECCA, 2011).

De acuerdo con Revie (2011) y Schweitzer (2010), los productos que se forman a partir del proceso de corrosión, sobre la superficie del material, pueden afectar de manera negativa o positiva, las propiedades del material, dependiendo de su naturaleza y las condiciones que lo rodean. Para el caso del hierro (y otros metales), el producto que se forma se conoce como herrumbre y tiene una menor densidad que el metal base, lo que provoca que este se desprenda de la superficie, facilitando que la corrosión continúe ocurriendo, consumiendo el material.

Por otro lado, para otros tipos de metales, como el aluminio, el níquel o el cromo, los productos de la corrosión tienen una mayor densidad que el material base, formando una capa sólida y estable sobre la superficie de este, evitando que la corrosión se extienda, protegiendo al material. Este proceso se conoce como pasivación, fenómeno que brinda la denominación de inoxidable a un material como, por ejemplo, los aceros inoxidables (Schweitzer, 2006).

1.3. Pasividad de los aceros inoxidables

La propiedad más importante de los aceros inoxidables, y la razón de su existencia y uso extendido, es su resistencia a la corrosión; propiedad debida a la presencia de una película adherente, invisible, densa y estable, con un espesor que varía entre 2-3 nm (Mischler *et al.*, 1991) denominada capa pasiva que aísla al acero del medio agresivo.

Su composición ha sido estudiada durante varias décadas. Así, en los años 40 Fontana (Fontana, 1947), Mahla y Nielsen (1948), usando técnicas de difracción de electrones, encontraron que la capa pasiva estaba constituida por Cr_2O_3 y $\text{Cr}(\text{OH})_3$. Años más tarde y con el desarrollo de técnicas modernas de análisis de superficies, varios investigadores (Olefjord y Elfström, 1977) encontraron que, al exponer en soluciones acuosas ácidas a un acero inoxidable austenítico, la película pasiva formada, consistía de una capa interna de óxidos de cromo (III) y hierro (III), compuesta mayoritariamente por Cr_2O_3 y una capa externa de hidróxidos.

La resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables está controlada por la naturaleza de su película pasiva y las propiedades de ésta dependen de la composición de la aleación, el medio corrosivo, el tratamiento superficial y la temperatura (Cieslak y Duquette, 1984). Sin duda alguna, el elemento esencial para la formación y estabilización de la capa pasiva es el Cr. Para que se forme esta película protectora, es necesario adiciones superiores al 12 %. En la figura 1.2 se observa que la presencia de 12 % de Cr en el acero expuesto a la atmósfera reduce de manera significativa la velocidad de corrosión.

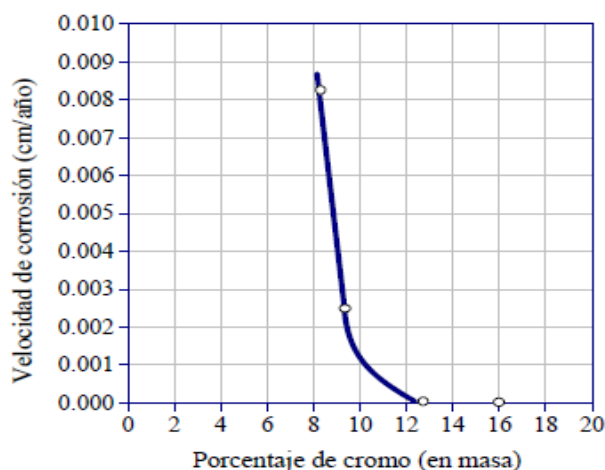


Figura 1.2. Influencia del contenido en cromo en la velocidad de corrosión de aleaciones Fe-Cr en contacto con la atmósfera. Fuente: Cieslak y Duquette (1984).

Cuando el acero inoxidable austenítico se somete a elevadas temperaturas, entre 500 y 900°C durante el procesamiento, soldadura o servicio, pueden precipitar carburos ricos en cromo ($M_{23}C_6$) (Matula *et al.*, 2003 y Marshall, 1984) o fases intermetálicas (Sigma, Chi, Laves) (Wasnik *et al.*, 2002) en límites de grano, originando un empobrecimiento en Cr en las regiones adyacentes a estos, fenómeno que se conoce como sensibilización (Wasnik, 2003). En esta condición, el acero es susceptible a la corrosión intergranular cuando se sitúa en contacto con medios agresivos fundamentalmente de tipo ácido u oxidante.

Durante los procesos de sensibilización y envejecimiento térmico de los aceros inoxidables austeníticos, se produce la precipitación de carburos, que en ausencia de elementos estabilizantes tendrán predominantemente la estequiometría $M_{23}C_6$ y pueden condicionar la resistencia a la corrosión intergranular y reducir la ductilidad y la tenacidad de los materiales.

Aunque el rango de temperaturas de precipitación de estos carburos es variable, en función sobre todo de la composición química de los aceros, puede ser establecido entre los 500 y los 900 °C. En presencia de Ti o Nb (como ocurre en los AISI 321, AISI 316+Ti y AISI 347) se formarán preferentemente carburos tipo MC, siendo el Ti o el Nb los elementos metálicos constituyentes de los carburos (Tverberg, 2000).

Otra forma del fenómeno de la corrosión en los aceros inoxidables es la formación de fases intermetálicas como sigma (σ), que es rica en Cr y Mo y de carácter duro y frágil. El intervalo de temperatura para su precipitación se encuentra normalmente entre 560 y 980° C. Tiene efectos perjudiciales en la ductilidad, la tenacidad y la resistencia a la corrosión intergranular de los aceros inoxidables austeníticos (Kasajara *et al.*, 1996; Manideep y Balachanda, 2012).

Su mecanismo de nucleación es materia de controversia, particularmente en lo que concierne al papel de la ferrita δ y los carburos del tipo $M_{23}C_6$. Algunos estudios indican que su precipitación está provocada por la disolución de $M_{23}C_6$ y aunque siempre ha estado asociada a ferrita δ , puede formarse directamente en la austenita (Esmailian, 2010).

La fase σ precipita en la mayoría de los aceros inoxidables austeníticos, incluyendo los grados estabilizados, en los cuales su formación es más rápida (Valiente, 2012). Elementos tales como Cr, Mo, Nb y Ti promueven su formación y el Si además de promoverla, la acelera. En general, la formación de fase sigma en la austenita es alrededor de 100 veces más baja que en la ferrita, por lo que la presencia de ferrita δ acelera su precipitación (Valiente, 2012).

1.4. Zonas estructurales del cordón de soldadura

Las uniones soldadas de los aceros pueden ser divididas en dos zonas: la zona de fusión y la zona afectada térmicamente (ZAT). 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.

La soldadura implica la aplicación de calor altamente localizado en metales que responden a la ley física de expansión-contracción, capaces de afectar su estructura y en condiciones de movimiento restringido, de esta manera se puede afirmar que durante el calentamiento que la soldadura impone a una pequeña parte de las piezas, el aumento de volumen de ésta resulta impedido por el calentamiento desigual del metal base y por el grado de embridamiento que tenga la misma, por lo que el crecimiento del volumen libre será función directa del gradiente de temperatura « ΔT » y del coeficiente « α » de dilatación del material calentado (Masubuchi, 1980; Mochizuki *et al.* 2005).

Cuando la nucleación de la fase ferrita toma lugar en los bordes de grano de la fase austenita, la transformación *austenita* $\rightarrow$ *ferrita* es facilitada al incrementarse las áreas de los bordes de grano de la fase austenita (Bhatnagar *et al.*, 1979). Los cambios microestructurales en el metal de soldadura suceden durante el enfriamiento las cuales son las mismas a las 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 soldadura (Oystein, 1994).

La evolución microestructural de la ZAT de los aceros inoxidables depende de diferentes factores como: la microestructura del metal base, la temperatura pico alcanzado y las velocidades de calentamiento y enfriamiento (Nelson *et al.*, 1985). Según el criterio de Nelson *et al.* (1985), la microestructura resultante en la ZAT es diferente a la que presenta el metal base, pero muy parecidas a la del metal de soldadura en los aceros inoxidables la ZAT se presenta en una región estrecha, la cual es difícil de distinguir.

Por otro lado, Lippold y Kotecki (2005) consideran que la formación de la zona afectada térmicamente (ZAT) puede ser explicada en función de los ciclos térmicos a los cuales están

expuestos y puede dividirse en tres regiones distintas en función de los ciclos térmicos y temperaturas a las que estén expuestos.

Especifica Lippold *et al.* (1994) que existen cuatro tipos de posibles solidificaciones y transformaciones hasta el estado sólido para la soldadura de los aceros inoxidables austeníticos. Las solidificaciones tipo A (Austenita) y AF (Austenita – Ferrita) están asociados con la austenita primaria. Las solidificaciones tipo FA (Ferrita – Austenita) y F (Ferrita) tienen ferrita delta como fase primaria.

1.5. Procesos de soldadura por explosión

En la soldadura por explosión, la unión se forma como resultado del impacto por deformación que actúa en los materiales a ser unidos. Este impacto es caracterizado por la alta velocidad de la colisión de los materiales y el período del contacto es muy corto (10^{-6} s). Los procesos de difusión no pueden ocurrir dentro de un período corto de tiempo, es por lo que éste método es extensamente aplicado en la producción de metal en lámina o placa de materiales disímil. Cuando los materiales son muy difíciles o imposibles de unir usando los métodos tradicionales, la soldadura por explosión se caracteriza por la alta fuerza de la soldadura, por lo que es muy empleado ampliamente en varias industrias (Tseng *et al.*, 2010).

Castillo-Matos *et al.* (2017) plantea que el proceso de soldadura por explosión como una transformación física - química rápida de la sustancia, la cual va acompañada de la energía potencial de la sustancia explosiva o los productos de su transformación a energía cinética. El proceso ocurre por el brusco aumento de la presión en el medio circundante, a consecuencia de lo cual surge una onda de choque y un campo de tensiones.

Como ha demostrado por Karakozov (1986), esta reacción incluye las fases siguientes: (1) cuando se aplastan los microasperezas, se forma el contacto físico; (2) se activan las superficies del contacto, se forman los centros activos para la unión interatómica entre los materiales soldados (la interacción divide en zonas) en las áreas dónde las dislocaciones surgen; (3) las zonas de la interacción se unen y las tensiones son relevadas.

Karakozov (1986) ha demostrado que la naturaleza de formación de la soldadura de los materiales a través del estado sólido, los procesos se han basado en numerosos experimentos y en estudios teóricos. La diferencia está en las cinéticas de algunas fases del proceso. La

cinética es determinada por la temperatura y la velocidad condicionada del metal a la deformación, así como el área y los mecanismos de la deformación plástica.

Ha sido demostrado por Lysak y Kuzmin (2003) que, al soldar con explosivo, como cualquier otro método, es obtener una unión por la presión, se caracteriza por varios parámetros interrelacionado y distribuido interdependiente. La combinación de estos parámetros determina la deformación, la temperatura y las condiciones temporales en la formación de la unión en estado sólida. La valoración acerca para determinar el papel de estos parámetros en la formación de la junta es variable.

En la soldadura por explosión por sus siglas en inglés (EXW) y como se muestra en la figura 1.3, la unión se establece a través de la deformación intensa de la interfase. Una esterilla explosiva se coloca encima de la lámina o placa de revestimiento (la placa móvil), mantenida a una distancia crítica de la superficie del material base.

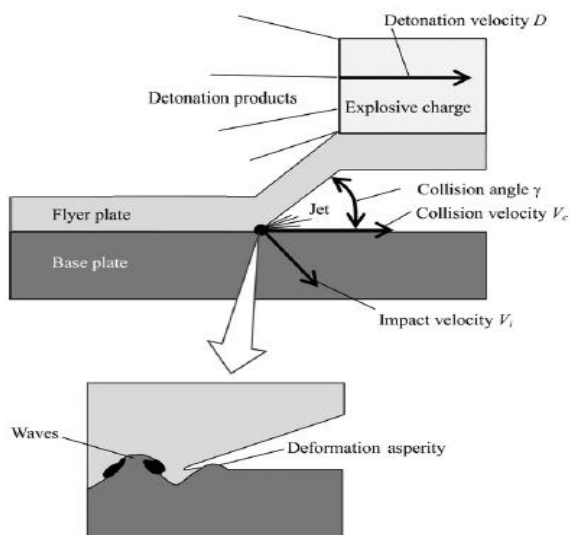


Figura 1.3. Proceso de soldadura por explosión. Fuente: Karakozov (1986),

Según Petuskov (1976) y Mendes *et al.* (2012), este fenómeno se describe mediante un modelo hidrodinámico que se basa en el estudio de la colisión oblicua el modelo asocia de manera directa o indirecta varios parámetros, tales como: resistencia, densidad de los metales que colisionan, punto de fusión, capacidad de absorción de calor y velocidad de la unión.

El concepto fundamental de este modelo hidrodinámico propuesto por Petuskov (2003) y Zlobin (2002) descrito por Almira (2015), Alcántara (2016) y Silva (2016) se basa en la definición de una deformación plástica muy peculiar, en la cual se generan patrones mas o menos simétricos de ondas sinusoidales de manera repetitiva y alternada a lo largo de toda la

superficie de contacto(figura 1.4), siempre y cuando la soldadura se realice a una velocidad que oscile entre los 2 000 y los 3 000 m/s. En el referido fenómeno se produce un movimiento de las partículas a dos velocidades distintas, es decir, las partículas del metal mas blando se moverán hacia la parte superior de la cresta de la ola, mientras que las partículas del metal más duro tratarán de oponerse a este movimiento dada su propia inercia, esto genera un contra flujo que a su vez produce la forma típica de la ola.

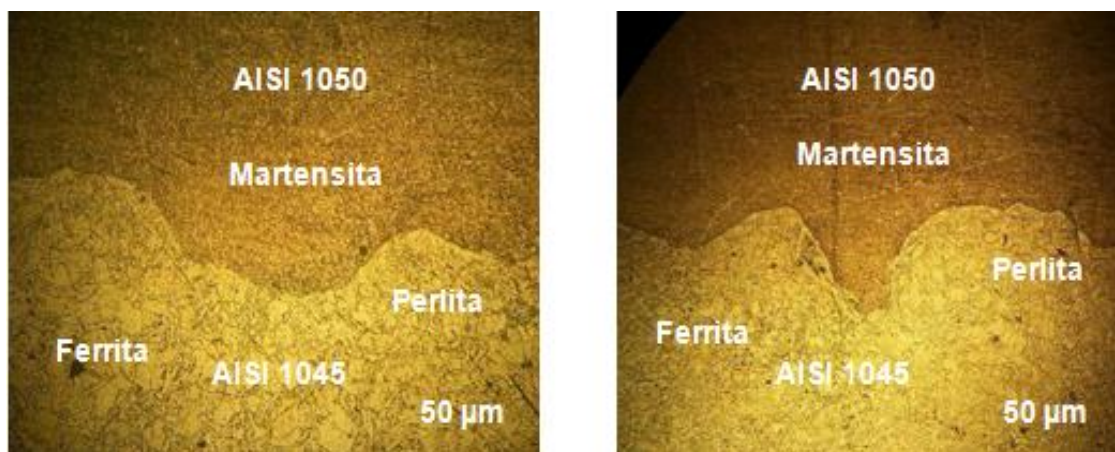


Figura 1.4. Forma típica de la ola en la soldadura por explosión. Fuente: Alcántara (2016).

Las variaciones en la velocidad de choque y en ángulo de impacto durante el proceso pueden provocar una interfase ondulada o rizada entre los dos metales. Este tipo de interfase fortalece la unión, debido a que aumenta el área de contacto y tiende a entrelazar mecánicamente las dos superficies por esta razón es muy utilizada (Al-Hassani *et al.*, 1984).

En muchos casos y de acuerdo con Findik (2011) y Zhang *et al.* (2014) no hay fusión, pero la combinación de la adhesión y del entrelazado mecánico, asegura una fuerte unión. La técnica se utiliza para revestir placas grandes para la industria química, aunque el proceso se ha generalizado a otras industrias. Comúnmente usado para unir dos metales disímiles, en particular para revestir un metal en la superficie de un metal base, sobre grandes áreas.

Por otro lado coinciden en plantear Walsh *et al.* (1953 y Durgutlu *et al.* (2005) que al iniciarse la detonación, la carga explosiva se propaga de un extremo de la placa volátil al otro. Una dificultad en la comprensión de lo que sucede en la soldadura por explosivos es el concepto erróneo común de que ocurre al instante una explosión; en realidad es una reacción progresiva, muy rápida, que se propaga a velocidades hasta de 8 500 m/s, la zona de alta presión resultante impulsa la placa volátil para que choque con el metal de soporte en forma progresiva a alta velocidad, por lo que toma una forma angular conforme avanza la explosión.

En este proceso de acuerdo con Byers y Braithwaite (1993) especifican que la placa superior permanece en su posición en la región donde el explosivo todavía no ha detonado. Debido a que la colisión ocurre a alta velocidad en una forma progresiva y angular, provoca que se vuelvan inestables las superficies en el punto de contacto y las películas de superficie son expelidas hacia delante desde el vértice del ángulo. Por tanto, las superficies que chocan están químicamente limpias y el comportamiento del fluido del metal, que implica una cierta fusión interfacial, proporciona un contacto íntimo entre las superficies y conduce a la unión metalúrgica.

Las variaciones en la velocidad de choque y en ángulo de impacto durante el proceso pueden provocar una interfase ondulada o rizada entre los dos metales. Este tipo de interfase fortalece la unión, debido a que aumenta el área de contacto y tiende a entrelazar mecánicamente las dos superficies por esta razón es muy utilizada (Al-Hassani *et al.*, 1984).

Según Trufiakov *et al.* (1972); Didyk *et al.* (1994); Petushkof *et al.* (2000) y Petushkof, (2003), la energía liberada en la detonación de una sustancia explosiva, como fuente de impacto localizado en la zona afectada por el calor resulta un método alternativo y prospectivo, para aplicarse en el alivio de las tensiones residuales de estructuras metálicas voluminosas y de difícil acceso y en soldaduras de planchas luego de ser sometidas a procesos de soldadura por proceso de fusión.

1.5.1. Características de la unión por explosión

Mashayekhi *et al.* (2015) y Tinsley (2005) coinciden en plantear que la soldadura por explosión o en estado sólido que los efectos del proceso, en general dependen del sistema explosivo empleado, son del criterio además que, bajo condiciones ideales de soldadura, la resistencia a la tracción y al cizallamiento del compuesto soldado es mayor que la del más débil de los componentes, debido al endurecimiento por choque y que el porcentaje de alargamiento del compuesto soldado es en cambio apreciablemente menor.

Otros autores en los que se encuentran Szmelter y Yeo (2003) y Findik (2011) que la reducción en la resistencia a la fatiga no es importante, mientras que otros (Kulawiak, 2004) revelaron que la resistencia a la fatiga era levemente mayor que el más resistente de los materiales. Varios autores como Bai *et al.* (2009) y Mendes *et al.* (2012) han medido la dureza en secciones normales a la soldadura. El resultado de estos ensayos varía considerablemente,

pero sin excepción, la dureza general de ambos componentes se ve aumentada por el paso de la onda de choque a través de ellos.

En muchos casos como el de De Rosset (2006); Zamani y Liaghat (2012) se ha encontrado valores muy altos de dureza como resultado de la fusión y del rápido enfriamiento. El efecto del endurecimiento interfacial, que muchas veces se encuentra en este tipo de soldadura, ha sido aprovechado en el endurecimiento de superficies de rieles.

Según Masubuchi (1980) y Mochizuki *et al.* (2005), la soldadura implica la aplicación de calor altamente localizado en metales que responden a la ley física de expansión - contracción, capaces de afectar su estructura y en condiciones de movimiento restringido, de esta manera se puede afirmar que durante el calentamiento que la soldadura impone a una pequeña parte de las piezas, el aumento de volumen de ésta resulta impedido por el calentamiento desigual del metal base y por el grado de embridamiento que tenga la misma, por lo que el crecimiento del volumen libre será función directa del gradiente de temperatura y del coeficiente de dilatación del material calentado.

Plantean Kalpakjian y Schmid (2006) y Vlasova *et al.* (2015) que en la soldadura por explosivos la composición del explosivo y el tipo se selecciona para rendir un descargo de energía específico y una proporción de la detonación específica (la velocidad a que la detonación viaja delante de la capa explosiva). La proporción de la detonación debe ser supersónica con respecto a las velocidades acústicas de los metales.

El explosivo que es generalmente granular es uniformemente distribuido en la superficie de la placa de revestimiento, que llena el marco de la contención, el explosivo con una alta velocidad de propulsión, se enciende en un punto predeterminado de la superficie de la placa, luego la detonación viaja fuera de los límites de iniciación y por la superficie de la placa, se genera la expansión del gas y la detonación explosiva acelera la placa del revestimiento, produciéndose una colisión angular. El impacto resultante crea las altas presiones localizadas en el punto de la colisión (Didyk *et al.*, 1994).

La velocidad de colisión (m/s), con la cual la onda de detonación recorre una columna de explosivo, puede ser afectada por el tipo de producto, por su diámetro, por el confinamiento, la temperatura y el cebado. En los explosivos comerciales fluctúan desde cerca de 152 hasta más de 670 m/s. Durante el proceso las primeras capas de material tienen características de plasma

debido a la alta velocidad de impacto de 200 a 500 m/s Mientras mayor sea la rapidez de la explosión, mayor suele ser el efecto de unión. La presión en el punto de colisión, que puede ser entre 700 a 4 200 MPa, es suficiente para mantener el material con aspecto de fluido viscoso.

Las velocidades de detonación varían generalmente entre 1 800 y 10 000 ms^{-1} , lo cual está en correspondencia con la composición química y la naturaleza de los explosivos, para altas velocidades de detonación, esto implica tiempos de reacción muy cortos, de tal manera que, en la zona de reacción, no existe o hay poca expansión de los productos gaseosos. Como consecuencia, los gases producidos por la detonación ocupan casi el mismo volumen que el explosivo inmediatamente antes de detonar.

Durante el desarrollo del proceso de explosión, considera (Broeckhove, 2010) que como condición, la velocidad de colisión y la velocidad de la plancha volante deben ser menores que la velocidad del sonido en cada uno de los componentes a soldar, lo cual se establece como una explicación de la condición necesaria para que la onda de tensión reflejada no interfiera con la onda incidente en el punto de colisión, ya que como la velocidad de colisión está relacionada con la velocidad de detonación y el ángulo β (ángulo de la placa volante), ésta puede ser ajustada por la reducción de la velocidad VD (velocidad de detonación) o por la introducción de un ángulo de oblicuidad.

1.6. Parámetros de la soldadura por explosivos

La soldadura por explosión se desarrolla de dos formas, la configuración oblicua y la configuración paralela, el método de la configuración oblicua, como se muestra en la figura 1.5, se realiza cuando el tamaño de la placa es de pequeño espesor, la configuración paralela, figura 1.5a, se considera al ser de mayor espesor la placa a soldar (Prazmowski, 2012).

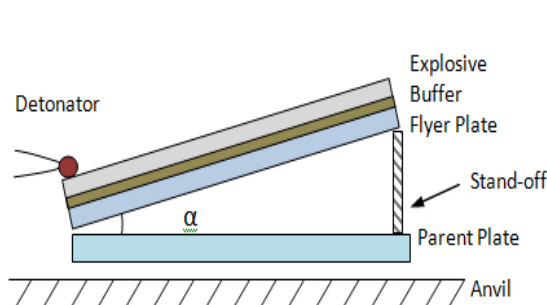


Figura 1.5. Configuración oblicua.

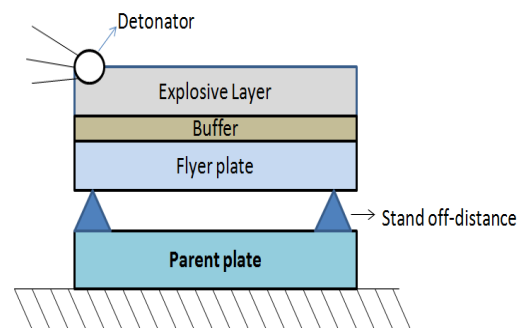


Figura 1.5a. Configuración paralela.

De acuerdo con Cowan *et al.* (1971), los parámetros específicos para la ejecución del proceso de soldadura por explosivos lo constituyen, el yunque, el cual sirve de apoyo a las dos placas a soldar y el cual debe estar seguro y rígido para evitar distorsiones y alabeos durante la explosión, que a su vez garantiza la fuerza del rendimiento y la dureza de la parte interna. Puede ser un centro sólido o un tubo con un mandril. La proporción de la masa explosiva con relación a la proporción de placa móvil, se considera que, en relación a la cantidad de explosivos en la parte superior, existirá mayor poder en la explosión. Este parámetro influirá en la fuerza del campo magnético.

La influencia de los parámetros del proceso para la soldadura por explosión ha sido estudiado por varios autores (Robinson, 1975; Drury y Westmaas, 1980 y Davis, 1987) y plantean que con el aumento de la placa móvil, el impacto transforma la interfase de la vinculación de liso a ondulado, explican que la comprensión radica en que con el aumento de la proporción de la masa explosiva, el aumento de la presión que la explosión ejerce en la placa volante, produce una aceleración superior.

Por otro lado Dick (1983) manifiesta que con el aumento de la distancia de la placa volante, alcanza una velocidad superior, con una disminución en el alejamiento, provoca bajas velocidades de impacto, lo cual no producen una superficie ondulada (< 200 m/s). La formación de olas que se obtienen en la unión por explosivos, aparecen, con el aumentando de la proporción de la masa explosivo y el alejamiento de la placa.

Holtzman y Cowan (1965) y Akbari-mousavi *et al.* (2008) plantean que con el aumento de la distancia y la amplitud, surgen las siguientes interfases: las olas pequeñas, olas más grandes, las olas con los vórtices, las olas con solidificación de bolsas de fusión y las capas continuas fundidas. De todas ellas, la interfase más deseable, es el enlace ondulado de la transición sin ninguna capa intermetálica. Un cambio continuo en la forma de onda (la amplitud y período), el estado detallado de la geometría de la ola puede atribuirse a las variaciones en la velocidad de la placa volante y el ángulo de impacto.

Con la formación de la capa intermetálica, existe la probabilidad de que sea baja la ductilidad y causa de carácter quebradizo (Frenkel y Smit, 2002). Los beneficios de la formación de la ola son: una superficie de contacto superior, superior movilidad de átomos y dislocaciones y levantamiento eficaz de contaminaciones. Algunos investigadores, en los que se destaca

Nordlund (2006) plantea que los puntos fuera de la ondulación de las interfases, no tienen un efecto en la fuerza de cohesión.

1.7. Método empleado para la soldadura de placas por explosión

De acuerdo con el criterio de Gold y Wu (2009) y que coincide con Morizono *et al.* (2015), el plaqueado fue la primera aplicación práctica de la soldadura por explosión y se usa a escala comercial en varios países. Teóricamente no hay limitación en el tamaño de las placas a soldar; incluso se realizan en forma rutinarias plaqueado de aproximadamente 30 m². No hay limitación del espesor de la placa base, las dos placas a ser soldadas no necesitan ser de la misma aleación o tener el mismo espesor y se pueden lograr altas velocidades de producción.

Según Gurney (1979); Borges y Nussbaumer (2008), una aplicación importante del plaqueado es la soldadura de plomo debido a la naturaleza letal del quemado del mismo, lo cual no ocurre en soldadura por explosión. Uno de los problemas prácticos que se presentan en el plaqueado de grandes chapas, es la deflexión que se producen en la chapa volante cuando ésta es delgada. En este caso se puede recurrir a la configuración en paralelo usando consecuentemente explosivo de baja velocidad de detonación. Para soportar la placa volante se pueden usar partículas metálicas o de poliestireno como espaciadores (figura 1.6) o produciendo una superficie con estrías en la placa base.



Figura 1.6. Espaciadores empleados en la soldadura. Fuente: Raghu *et al.* (2004).

Se ha comprobado experimentalmente plantea Noordhoek *et al.* (1987) que, en muchas zonas, estos espaciadores provocan una pequeña interrupción del chorro metálico y consecuentemente, una pequeña interrupción de la soldadura alrededor de las mismas; pero en muchos casos, estas zonas no representan más del 1 % del área total de la chapa y carecen de importancia. Otra alternativa para separar ambas placas, es usar un dispositivo según el cual

las placas volante flota sobre una película de gas que controla la distancia entre las mismas y que es variable.

Otro problema inherente al plaqueado y descrito por Tanapornraweevit y Kulsirikasem (2012), es el yunque que soporta a la placa base, en algunos casos son usados como yunque placas de acero sobre hormigón, pero se encontró que después de algunas experiencias el acero se distorsionaba y el hormigón se fisuraba. Si la placa base se coloca directamente sobre el suelo de tierra (en el caso de grandes chapas) después de la explosión el conjunto se enterraba a bastante profundidad. Posiblemente uno de los mejores yunques fue desarrollado por el Denver Research Institute y consiste en un pozo lleno de arena húmeda compactada mediante explosivos usando este tipo de yunque, se encuentra que las placas se frenan a sólo unos centímetros de profundidad.

Otro factor a tener en cuenta, es la onda y el ruido que se producen a causa de la explosión. En general, para las experiencias, se utilizan campos abiertos y alejados de ciudades para evitar estos inconvenientes.

1.7.1. Metalurgia de la soldadura por explosión

Morizono *et al.* (2015) plantea que los problemas metalúrgicos en la soldadura por explosión no son tan severos como los asociados con los métodos convencionales de soldadura por fusión, excepto aquellos problemas relacionados con la soldadura de material muy disimilares, los cuales no pueden ser soldados por medios convencionales. Sin embargo, hay algunos aspectos que están relacionados solamente con la soldadura por explosión, como el efecto de las ondas de choque.

Almira (2015) considera que para ángulos de oblicuidad grandes (15°), el chorro escapa completamente de la intercala y esto conduce a una soldadura en fase sólida. Cuando el ángulo de impacto es menor de 5° , el chorro queda total o parcialmente atrapado. En este caso, la energía cinética que posee se convierte en energía térmica, produciendo fusión en cierta zona y observándose (bolsitas) del metal fundido por delante y por detrás de las crestas de las ondas. Bajo condiciones extrema, es posible producir una intercara de soldadura que consiste totalmente en unión por fusión.

Según Almira (2015) esto ocurre debido a que la duración del proceso de soldadura en el punto de unión es corta, la zona de calor es reducida así como los efectos del calentamiento en

los materiales, las zonas fundidas sufren los problemas metalúrgicos normalmente asociados a la fusión, tales como cavidades de enfriamiento y producción de compuestos ínter metálico.

En la zona fundida asociada a los torbellinos de la intercara se alcanzan velocidades de enfriamiento muy rápidas, el tipo de solidificación de una capa de hierro fundida es de un espesor aproximado de $30\ \mu\text{m}$, en una soldadura por explosión. La relativa delgadez de estas capas interfaciales en este tipo de soldadura se debe a las altas velocidades de calentamiento y enfriamiento y por consiguiente, al intervalo de tiempo extremadamente pequeño en que esta intercara permanece a alta temperatura.

Consideraciones de Petushkov (2003) radica en que la deformación del grano interfacial y la formación de una onda sugieren que el mecanismo de soldadura debe ser asociado con un proceso de flujo. Se ha establecido experimentalmente el hecho de la existencia de un cortante interfacial durante la soldadura y se atribuye ésta al efecto del calor generado por dicho cortante en la intercara. Este podría causar suficiente calor en las capas límites como para propiciar la unión y podría también estar relacionado con la formación de la onda.

Una aplicación importante de la soldadura de explosión es la unión de metales disimilares que usualmente forman compuestos intermetálicos por los medios convencionales de soldadura. No obstante, hay que tener cuidado en la elección de los parámetros de soldadura, pues también se puede formar compuestos intermetálicos en las pequeñas zonas fundidas cuando se suelda por explosión. Una solución a este problema que han encontrado algunos investigadores consiste en hacer un eletrodepósito en una de las componentes a ser soldadas como medio de evitar la formación de compuestos intermetálicos frágiles (como son el que se forma entre el aluminio y el acero inoxidable).

Plantea Mochizuki *et al.* (2005) que las velocidades de deformación extremadamente altas en la zona de la intercara pueden conducir a altas concentraciones de defectos puntuales y dislocaciones. La recuperación y recristalización indican que se ha producido un reacondicionamiento de átomos y dislocaciones durante e inmediatamente después de la soldadura y no es irracional suponer que se puede producir difusión interfacial en la soldadura de materiales disimilares.

Debido a la detonación de la carga explosiva, la placa volante se encuentra sometida a una onda de choque de alta presión, la cual reverbera dentro de la misma (Gold, 2007), la

componente de compresión de la detonación normal de la superficie de la placa se refleja en la superficie inferior de la misma como una onda de extracción como se observa en la figura 1.7, la placa es acelerada hacia abajo en una serie de pasos. Se ha demostrado que el 90 % de la velocidad terminal de la placa volante se alcanza después de que tres ondas de compresión han atravesado la misma.

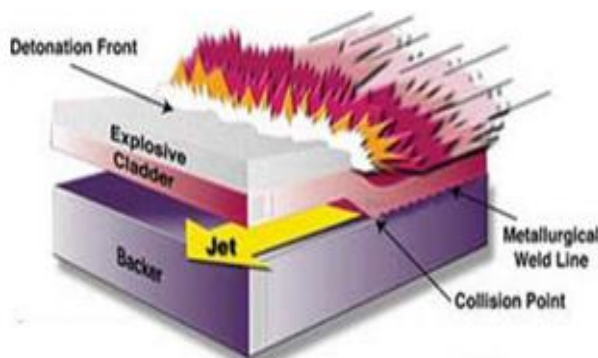


Figura 1.7. Detonación de la carga explosiva: Fuente: Verstraete *et al.* (2011).

Gold *et al.* (2007) plantea que cuando la placa volante choca contra la placa base, se generan nuevamente ondas de choque de alta presión en ambas placas. Estas ondas de choques de alta presión provocan un endurecimiento por choque, pero cerca de la intercara de soldadura, donde la liberación de calor es significativa, puede producirse una relajación de tensiones, dando lugar a la reducción de la dureza.

Kennedy (1972), Arnold *et al.* (2002) Bryan (2006) han atribuido el mecanismo de la soldadura por explosión a la acción de un chorro metálico de alta velocidad que se produce por el impacto oblicuo de la chapa metálica a ser soldadas. Este impacto provoca presiones y tensiones de corte muy elevadas de manera tal que la resistencia al corte de los metales involucrados en el proceso resulta despreciable.

En la soldadura por explosión se observa frecuentemente maclado, no solo en las estructuras cúbicas centradas, sino también en las estructuras cúbicas centradas en el cuerpo de baja energía de apilamiento. Otro efecto de las ondas de choque es el resquebrajamiento, que es causado por la onda de tracción reflejada en la superficie inferior de la placa volante. En general, en condiciones normales de soldadura, este efecto no se produce, pues se usa una cantidad moderada de explosivo. Además, este efecto tiene lugar cuando se usan explosivos de alta velocidad de detonación.

La velocidad de colisión y la velocidad de la plancha volante deben ser menores que la velocidad del sonido en cada uno de los componentes a soldar. Esta condición se establece como una explicación de la condición necesaria para que la onda de tensión reflejada no interfiera con la onda incidente en el punto de colisión. Como la velocidad de colisión está relacionada con la velocidad de detonación y el ángulo β (ángulo de la placa volante), ésta puede ser ajustada por la reducción de la velocidad D (velocidad de detonación) o por la introducción de un ángulo de oblicuidad (Ben-Artzy, 2010).

Una suficiente separación entre las planchas tiene que ser prevista de tal manera que la plancha volante sea acelerada con una velocidad de impacto requerida. Esa separación satisfactoria puede tomar valores comprendidos entre la mitad del espesor de la plancha y su valor completo. Algunos autores dan diferentes valores de este espacio en función de la gravedad específica del material de la plancha volante. Estos son múltiplos del espesor de la plancha en: $(1/2 - 2/3)$, $(1/2 - 1)$, $(2/3 - 2)$ para gravedad específica menor que 5, entre 5 y 10, y mayor que 10 respectivamente.

Del análisis de los parámetros físicos más importantes, la interacción entre la geometría y los parámetros de la colisión dinámica por un lado y las características del material por el otro, hace muy difícil separar completamente sus respectivos papeles. Consecuentemente algunos autores han intentado estimar la energía total requerida y de ésta, la cantidad de carga explosiva en preferencia a una aproximación teórica basada en el mecanismo de este proceso de soldadura (Ben-Artzy, 2010).

Se puede considerar de acuerdo a Acarer (2003) que bajo estas condiciones los metales se comportan como fluidos de muy baja viscosidad, durante un pequeño intervalo de tiempo y su comportamiento puede ser tratado mediante las leyes de la mecánica de los fluidos. De esta forma se produce un chorro (jet) metálico que limpia la superficie de óxidos o contaminantes, dando origen a la condición necesaria para una soldadura. En la soldadura por explosivos para garantizar una buena soldabilidad los metales deben poseer una alta conductividad térmica, insignificante coeficiente de dilatación lineal y pequeña contracción.

En el caso de la soldadura de dos metales diferentes en la soldadura por explosivos, hay que establecer una ventana de soldabilidad para cada metal y sobreponer una sobre la otra, resultando un área sobrepuesta dentro del cual se pueden obtener los parámetros con los que se soldará la combinación en cuestión.

1.8. Conclusiones del capítulo

- ❖ Se pudo determinar que en los aceros inoxidable la resistencia a la corrosión está controlada por la naturaleza de su película pasiva, sin embargo estos aceros al ser sometidos a procesos de manufactura y ser dañada esta capa, los mismos son propensos al fenómeno de la corrosión.
- ❖ En la soldadura con explosión, la calidad de la unión metalúrgica se logran a partir de diferentes parámetros como: el tipo de explosivo, la velocidad de detonación, la carga explosiva, así como a la conductividad térmica que posean los materiales a unir.
- ❖ En las literaturas consultadas se pudo establecer que en el proceso de soldadura por explosivos la zona de la interfase está caracterizada por una unión metalúrgica a partir de la formación de olas sin modificación de la estructura.

Capítulo 2

Materiales y métodos

CAPÍTULO. 2 MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

Un acero se considera soldable en un grado prefijado, por un procedimiento determinado y para una aplicación específica, cuando mediante una técnica adecuada se pueda conseguir la continuidad metálica de la unión, de tal manera que ésta cumpla con las exigencias prescritas con respecto a sus propiedades locales y a su influencia en la construcción de que forma parte integrante. La composición química del material de base, del aportado y las temperaturas a que han estado sometidos durante el soldeo tienen una influencia decisiva sobre la estructura metalúrgica y como consecuencia, en el comportamiento del conjunto soldado, tanto desde el punto de vista mecánico como frente a la corrosión.

El segundo capítulo tiene como objetivo establecer el procedimiento metodológico del proceso de soldadura por explosión de los aceros inoxidables del tipo austenítico.

2.2. Composición química estándar de las aleaciones

La composición química estándar de estas aleaciones según Alloy Casting Institute (ACI), muestra la designación adoptada por la ASTM, de la American Society for testing Materials – ASTM y la SAE, se muestran en la tabla 2.1 y 2.2.

Tabla 2.1. Composición química del acero inoxidable AISI 304, en %

Tipo	C*	Ni	Cr	Mn*	Mo	Si*	Fe
AISI 304	0,08	8 - 10,5	17 - 19,5	2,00	0,34	1,00	66 - 74

Tabla 2.2. Composición química del acero inoxidable AISI 316, en %

Tipo	Cr	Ni	C*	Mn*	Mo	Si*	S	Fe
AISI 316	16 - 18	10 - 14	0,08	2,0	2 - 3	0,77	0,03	Resto

* Concentración máxima del elemento.

De acuerdo a la composición química de ambas aleaciones, las mismas se corresponden con aceros austeníticos de la serie 300. En estas aleaciones el contenido de cromo generalmente varía del 16 al 26 % y su contenido de carbono se mantiene siempre muy bajo, en el rango de 0,03 a 0,08 %. El cromo proporciona una resistencia a la oxidación y a la corrosión hasta temperaturas aproximadas de 650 °C en una variedad de ambientes. El níquel en un rango desde 4 a 37 % y en menor extensión el manganeso en un 2,00 %, se adicionan a estos aceros

para estabilizar la fase austenítica en un amplio rango de temperaturas y evitar así su transformación en martensita cuando son enfriados rápidamente a temperatura ambiente.

También pueden contener molibdeno, cobre, silicio, aluminio, titanio y niobio, elementos que son utilizados para conferir ciertas características, como podría ser el prevenir en las estructuras soldadas la corrosión en la región cercana a la soldadura. Los elementos nocivos tales como el C, S, P, Si, en cantidades apreciables, pueden disminuir la resistencia a la corrosión a la mecánica.

2.2.1. Características de las aleaciones sometidas a explosión

El acero AISI 304 es una aleación de C % 0,08 máx, Cr % 19, Ni % 10, una denominación según: DIN X5CrNi189 W, No 1.4301, AISI 304. Es un acero inoxidable y refractario austenítico, aleado con Cr y Ni y bajo contenido de C que presenta una resistencia a la corrosión muy enérgica. Este tipo de acero es resistente contra corrosión intercrystalina a temperaturas de hasta 920 °C (1 700 °F) en servicio continuo y 870 °C (1 600 °F) en servicio intermitente, su bajo contenido de carbono lo hace muy apropiado para someterse a procesos de soldaduras, tiene propiedades para ser embutido profundo y no es templeable ni magnético. Su aplicación es frecuente en la industria alimenticia, tanques de fermentación, almacenamiento, barriles, maquinaria industrial como en los cuerpos de bombas y tubos.

El acero AISI 316 es una aleación: C % 0,08 máx, Cr % 17, Ni % 12, Mo % 2,5; se denomina según: DIN X2CrNiMo 1812 W, AISI 316, No 1.4435, es un acero inoxidable austenítico, antimagnético, no templeable, y con buenas propiedades de ductilidad y soldabilidad. Con bajo contenido de C alta resistencia a la corrosión energética e intercrystalina resistente contra muchos agentes químicos agresivos como también a la atmósfera marina.

La adición de molibdeno le confiere una resistencia a la corrosión considerablemente mayor que las demás aleaciones de la serie 18-8, en particular bajo condiciones de corrosión ácida, a temperaturas de hasta 870°C (1 600 °F) en atmósfera ordinaria. Su aplicación es frecuente en la industria alimenticia, papelera, construcción y piezas soldadas.

2.3. Material explosivo empleado para la unión

Se utilizó como sustancia explosiva industrial el TECTRON 100, emulsión encartuchada en mangas de polietileno de diferentes diámetros, única sustancia explosiva que se comercializa

en la actualidad en Cuba, el cual cumple con todos los requerimientos exigidos para la realización de la soldadura por explosivos de las aleaciones objeto de estudio. Los parámetros de detonación del TECTRON 100 se relacionan a continuación (Ulaex, 2000).

- ✚ Densidad (ρ); 1,15 g/cm³
- ✚ Energía específica (Ee); 860 J
- ✚ Velocidad de detonación (Vd); se establece en función del diámetro de la carga.
- ✚ Presión de detonación (Pd); se establece en función del diámetro de la carga.

Aunque la presión de detonación también puede obtenerse utilizando el gráfico correspondiente para establecer la zona de formación de las olas, se realizará el cálculo de esta presión teniendo como información primaria la velocidad de detonación de la sustancia explosiva y su densidad. Con esto se estará en condiciones de establecer la presión de detonación cualquiera que sea la configuración de la carga explosiva a emplear, solamente conociendo la densidad de la sustancia explosiva y su velocidad de detonación.

2.4. Plan experimental

Para el desarrollo del plan experimental se prepararon las muestras de las aleaciones objeto de estudio. se realizó primeramente la limpieza de la superficie de las planchas (AISI 304 - AISI 316), evitándose en este proceso el fenómeno de la acritud, así como la inclusión de partículas intermetálicas durante la formación del chorro a reacción. La unión se realizó en configuración paralela, como se muestra en la figura 2.1. Las dimensiones de las planchas empleadas para la unión son de 150 x 150 con espesor de 3 mm para el acero AISI 316 (placa de revestimiento) y de 12 mm el acero AISI 304 (placa base).

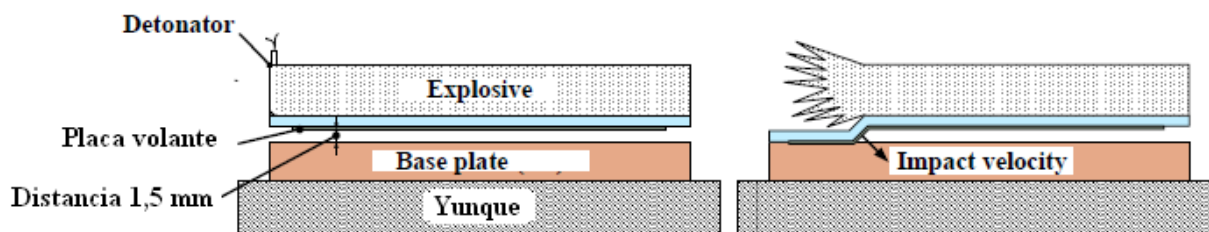


Figura 2.1. Preparación de la unión para la soldadura.

Generalmente, la distancia entre las placas debe ser dos veces el espesor de la placa volante, que sería suficientemente alta para que esta placa sea acelerada a la máxima velocidad. Sin

embargo, en este trabajo la distancia que se consideró fue de 1,5 mm para minimizar la velocidad de impacto y el ángulo de colisión.

La preparación de las muestras para la soldadura se realizó según Norma ASTM E - 92. Las muestras se cortaron longitudinalmente en una fresadora. En la tabla 2.3 se muestran los parámetros de la soldadura por explosión.

Tabla 2.3. Parámetros para la soldadura por explosión

No	Aleación	Vd (m/s)	β	Vc (m/s)	δ
1	Acero AISI 304 - Acero AISI 316	X	X	X	X

Se analizará la influencia del proceso de deformación en las variaciones microestructurales en la zona fundida (ZF), la zona de influencia térmica (ZIT) y en la interfase del cordón. Las características mecánicas tales como la resistencia de la unión del metal recubierto por explosión se deciden más o menos por la proporción del área de recubrimiento de ambos metales en la interfase de la unión, pero quedan influidas de manera decisiva por el estado de las ondulaciones formadas en la interfase de la unión y la proporción del área y composición de compuestos intermetálicos que se interponen en la interfase de la unión.

en el caso en el que la densidad del material del recubrimiento y del material de base sean aproximadamente iguales, es decir, metal de recubrimiento en el que la porción de densidad de ambos es aproximadamente 1 (como en este caso), la ondulación constituida en la interfase de la unión mostrará una forma similar a la de una ondulación senoidal. Si se desea incrementar las dimensiones relativas de esta ondulación, ello se puede realizar al incrementar la velocidad de desplazamiento en el punto de impacto o el ángulo de colisión y esto se consigue de manera específica al incrementar la cantidad de explosivos utilizados o incrementando la velocidad de explosión de los explosivos o ajustando el intersticio a un valor mayor.

2.4.1. Variables a considerar en el experimento

En la realización de los experimentos, se han escogidos dos variables a partir de las cuales es posible considerar los principales parámetros de detonación de la sustancia explosiva utilizada. Las variables escogidas consideradas como las más importantes son: la velocidad de impacto y la velocidad del ángulo de colisión.

El espesor de la carga explosiva (δ): cantidad de sustancia explosiva a utilizar, y en consecuencia sobre el efecto de endurecimiento que se produzca. Es una magnitud que se

relaciona con las propiedades energéticas de la sustancia explosiva empleada, estando vinculado en primer lugar con la velocidad de detonación del paquete explosivo y en segundo lugar con las presiones que se generan en las proximidades del frente de detonación, entre otros factores; en la medida en que se incrementan estos valores desde una magnitud crítica y hasta un valor límite.

Velocidad de detonación (V_d): es una variable cuantitativa, se puede repetir cuantas veces sean necesarias (obteniéndose un nuevo resultado en cada impacto) y se ajusta a las características que poseen las aleaciones objeto de estudio para variar sus propiedades mecánicas por impactos repetidos. Teniendo en cuenta cada valor de (V_d), se podrá conocer el valor total de la velocidad de deformación acumulada, considerada la misma como el producto de la magnitud (energía específica vs masa de sustancia explosiva) que recibe la plancha.

2.5. Parámetros en el proceso de soldadura por explosión

El proceso de soldadura con explosivos, puede ser dividido en tres etapas básicas, la detonación de la carga explosiva, la deformación y aceleración de la plancha volante y la colisión entre ambas planchas, los parámetros que se consideran en el proceso de soldadura por explosivos tenemos:

V_p - Velocidad de impacto.

β - Angulo de colisión.

V_c - Velocidad del punto de colisión.

E_k - Energía cinética del explosivo.

El dominio de los parámetros de soldadura explosiva son la velocidad de impacto V_p y la velocidad de colisión β , la relación que existe entre estos parámetros se calcula de acuerdo con Blazynski (1983) y Findik (2011) como:

$$V_p = 2V_d \sin \frac{1}{2} \delta \quad (2.1)$$

Donde:

V_p - velocidad de impacto; m/s

V_d - velocidad de colisión; m/s

δ - ángulo de curvatura dinámico, en grado

El ángulo de curvatura dinámico, como se muestra en la figura 2.2, se corresponde con la abertura que se forma durante la detonación para formar la unión entre el plato volante y la placa base.

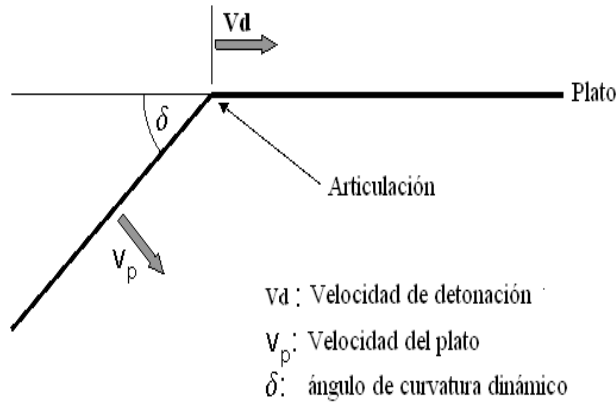


Figura 2.2. Ángulo de curvatura dinámico en el proceso de soldadura por explosión.

En adecuación a la ecuación 2.2 la articulación del ángulo de curvatura dinámico se determina como:

$$\delta = \arcsen\left(\frac{V_p}{V_d}\right) \quad (2.2)$$

En el cálculo de la inclinación de la placa volante, el ángulo de curvatura dinámico δ es dependiente adelante del explosivo y de las características de la placa volante. La proporción de la velocidad del punto del contacto de esta placa contra la placa base. La velocidad de detonación es determinada por δ y el ángulo de inclinación de la placa volante como se muestra en la figura 2.2.

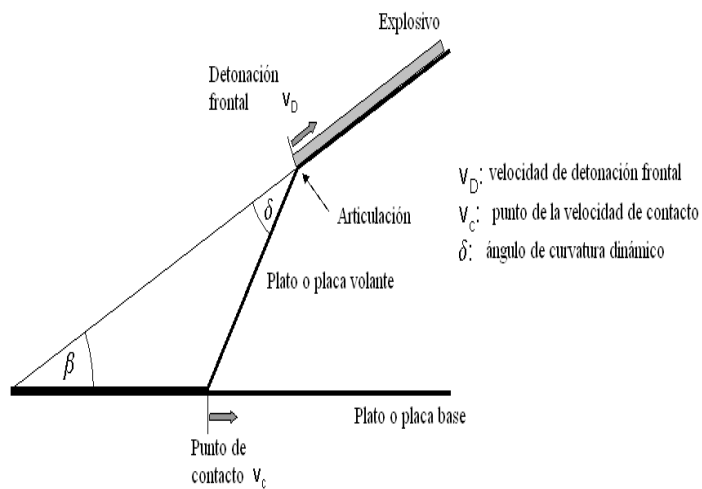


Figura 2.2. Velocidad del punto del contacto en la placa base según la inclinación de δ .

Esta relación puede calcularse por la ecuación siguiente:

$$\frac{V_c}{V_d} = \cos(\beta) - \sin(\beta) \cdot \cot(\beta + \delta) \quad (2.3)$$

Se requiere que la V_c este al menos de 120 % de la velocidad de sonido del material.

2.5.1. Cálculo de las velocidades por el modelo de Gurney

Una ventaja importante comparada a otros métodos de predecir las velocidades es la simplicidad de las ecuaciones. Gurney (1943) manejó derivar un acoplamiento simple entre la constante de Gurney y la proporción de la masa de metal (M) encima de la masa de la carga (C), la incertidumbre nominal de los resultados es sólo 10 % (Durgutlu *et al.*, 2005). Para calcular la velocidad del contacto, primero se calcula la proporción de la densidad del área de la placa volante y la densidad del área de la carga explosiva, según Gurney (1943).

$$\frac{M}{C} = \frac{\rho_m}{\rho_e} \cdot \frac{t_m}{t_e} \quad (2.4)$$

Donde:

ρ_m - densidad de la placa volante; kg/m³

ρ_e - densidad del explosivo; kg/m³

t_m - espesor de la placa volante; m

t_e - espesor del explosivo; m.

Se sustituye la expresión M/C obtenida de la ecuación 2.4 para obtener la ecuación para la velocidad de la placa volante V_p y determinamos la ecuación 2.5.

$$V_p = \sqrt{2E} \left[\frac{1 + \left(1 + 2\frac{M}{C}\right)^3}{6\left(1 + \frac{M}{C}\right)} + \frac{M}{C} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (2.5)$$

Una condición en la soldadura por explosión es imponer una velocidad de impacto bajo cierto valor, para que la dispersión de energía cinética no produzca una capa fundida continua en los materiales que serán soldados. El límite superior de la posibilidad de soldadura está relacionado con este requisito.

Los cálculos de los límites bajos y superiores de la soldadura por explosión del ángulo dinámico β fueron obtenidos experimentalmente por Cowan *et al.* (1971). Ellos expusieron

que el límite bajo está entre 2 y 3° y el límite superior de 31° para β en una geometría paralela. El límite más bajo de V_c según la hipótesis de los fluidos Cowan *et al.* (1971) la definió como:

$$Re = \frac{(\rho_F + \rho_B)V_c^2}{2(H_F + H_B)} \quad (2.6)$$

Donde:

Re - es el número de Reynolds

H - es la dureza Vickers, N/m²

ρ_F y ρ_B - representan la densidad de la placa volante y el plato base, kg/m³

El límite más bajo de la V_c que puede determinarse en el límite de la transición que ocurre es con $Re = 10,6$.

Wittman (1973) ha desarrollado una ecuación para velocidad de impacto máximo que evita la formación de una capa interfásica fundida (ecuación 2.7), donde es posible encontrar una relación entre el ángulo de colisión y el punto de la velocidad de colisión (ecuación 2.8), eso define el límite superior de posibilidad de soldadura.

$$V_p = \frac{1}{N} \frac{(T_m \cdot C_o)^{\frac{1}{2}}}{V_c} \left(\frac{k C_p C_o}{\rho h} \right)^{\frac{1}{4}} \quad (2.7)$$

$$\text{sen} \frac{\beta}{2} = \frac{1}{N} \frac{(T_m \cdot C_o)^{\frac{1}{2}}}{2V_c^2} \left(\frac{k C_p C_o}{\rho h} \right)^{\frac{1}{4}} \quad (2.8)$$

Los parámetros anteriores se refieren a las propiedades de la placa volante.

Donde:

T_m - temperatura de fusión; °C

k - conductibilidad térmica; W/m.°C

C_p - capacidad térmica; kJ/kg.°C

ρ - densidad del material; g/m³

h - espesor; cm

C_o - velocidad del sonido del material; cm/s

N - constante que para varios materiales toma el valor de 0,11 (Rosset, 2006).

β - expresado en radianes.

Mikhailov *et al.* (1976) propuso una ecuación empírica para la dependencia de la dimensión de las olas en los parámetros de la colisión.

$$\lambda = 26l_p \operatorname{sen}^2\left(\frac{\beta}{2}\right) \quad (2.9)$$

Donde:

λ - longitud de la onda, mm

l_p - espesor de la placa volante, mm

β - ángulo de impacto, grado

2.6. Preparación metalográfica de las muestras

La preparación defectuosa de las probetas puede arrancar las inclusiones importantes, destruir los bordes de grano, reventar un acero templado o en general, originar una estructura superficial distorsionada que no guarda ninguna relación con la superficie representativa y características del metal. Las operaciones se resumen en el siguiente orden, según la norma NC 10 - 56:86 y ASTM E 3 - 95.

1. Selección de la muestra.
2. Montaje y preparación de la muestra.
3. Ataque de la muestra.
4. Análisis microscópico.
5. Obtención de microfotografías.

2.6.1. Corte de las muestras

Las operaciones de corte para la toma de las probetas, se realizaron en una fresadora del tipo 6 M 12 L. En la figura 2.3 se puede observar las muestras cortadas.



Figura 2.3. Corte de las muestras.

Se prepararon por corte 3 muestras metalográficas, las cuales serán sometidas a posterior análisis como son: el análisis microestructural, el análisis de la dureza. Los regímenes de corte empleados son: números de revoluciones de 40 rev/min y avance de 25 mm/rev, se empleó estos parámetros tratando en lo posible que, por efecto de la fricción pudiera existir variaciones en el comportamiento microestructural en algunas de las zonas de las muestras soldadas, además se empleó abundante refrigeración. Las dimensiones de las muestras son de 30 x 12 mm.

2.6.2. Desbaste y pulido de las muestras

Después del corte, se realizó en una debastadora de cinta rotativa sobre papeles abrasivos de diferentes grados de las series: 280, 320, 400, 500, 800 y 1 000; las cuales se colocaron sobre discos giratorios para el desbaste. Se giró al pasar de un abrasivo a otro para ir borrando por completo las huellas del abrasivo anterior, luego se lavaron las probetas con agua abundante. Las características de la máquina son las siguientes:

Voltaje:250 V

Corriente:.....2,5 Amp

Número de revoluciones:.....300 – 1 000 r/min

Potencia del motor:..... 3,7 kW

El pulido se realizó para eliminar las rayas finas producidas en la última operación de desbaste hasta que se consiguió una superficie sin rayas y con alto pulimento a espejo. Se pulió con el apoyo de la cara desbastada de la probeta sobre un paño embebido con una suspensión acuosa de óxido de cromo el cual se aplicó sobre el disco de la pulidora, el paño utilizado fue de fieltro, luego del pulido se lavaron las probetas con alcohol y secada finalmente con aire seco y caliente. En la tabla 2.4 se muestra el modo de preparación del reactivo químico empleado.

Tabla 2.8. Reactivos químicos empleados.

Material	Reactivo/ Composición/uso
AISI 316 – AISI 304	Agua regia al 10 %. Mezcla de 10 mL de ácido nítrico (HNO ₃) y 30 mL de ácido clorhídrico a temperatura ambiente y durante 5 minutos.

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 bien atacada. El

tiempo de ataque fue muy variable y sólo la práctica o la observación repetida de la probeta al microscopio dirán cuando debe darse por terminado. Después del ataque se lavó la probeta de nuevo con abundante agua corriente y se secó con alcohol (absoluto) y secada al aire.

2.6.3. Observación microscópica

Para la observación de las probetas se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM – 100, como se observa en la figura 2.4, ubicado en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM de Moa, está 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 se montaron en un dispositivo con plastilina que permitió la nivelación adecuada de estas.



Figura 2.4. Microscópio óptico NOVEL modelo NIM - 100.

El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón de las aleaciones de acero inoxidable, se seleccionó la zona del metal base, es decir lo más alejado de donde pudiera tener influencia el ciclo térmico de soldadura, el objetivo de este análisis fue obtener una muestra sin afectación en su estructura cristalina que nos permitiera determinar posibles cambios ocurridos tanto en la zona fundida (ZF), la zona de influencia térmica (ZIT) y la interfase.

2.6.4. Microestructura patrón de las muestras

Para determinar el comportamiento microestructural de los materiales objeto de estudio se consideró la microestructura de una muestra patrón de cada una de las aleaciones objeto de estudio, las mismas fueron analizadas antes de ser sometida a tratamiento con el objetivo de evaluar las variaciones microestructuras en las zonas que se obtienen después de la

deformación plástica, ambas microestructuras se observan en la figura 2.5. La muestra 2.5(a) se corresponde con la muestra del acero AISI 304 y la figura 2.5 (b) es la del acero AISI 316.

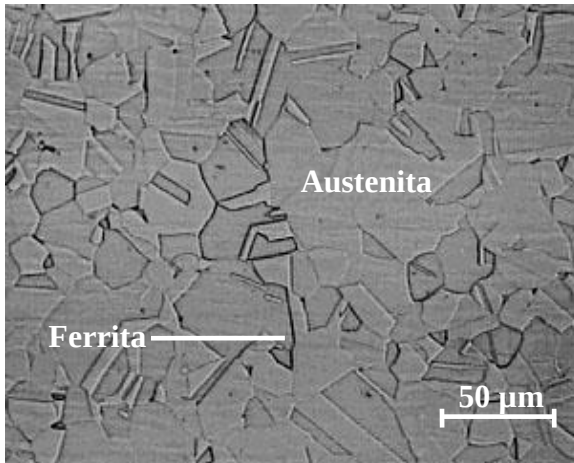


Figura 2.5(a). Estructura del acero AISI 304.

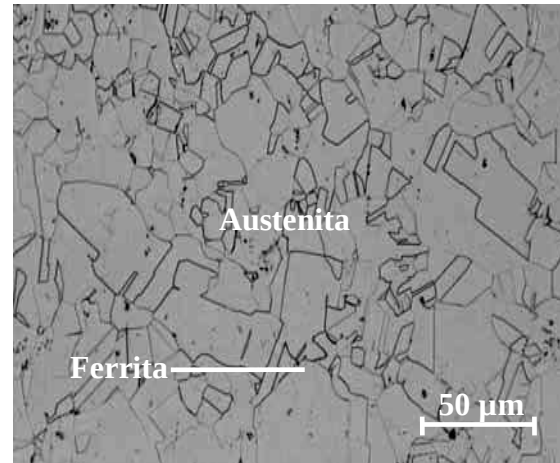


Figura 2.5 (b). Estructura del acero AISI 316.

De acuerdo con el comportamiento que presentan ambas microestructuras, tanto la del AISI 304 y la del AISI 316, al ser acero austenítico de la serie 300, con composición química similares, con diferencia en el elemento más notable que es el cromo, las dos están constituidas por los mismos microconstituyentes, una matriz completamente austenítica de granos equiaxiales de diversos tamaños con la presencia de ferrita.

En las condiciones de conformado plástico, los mecanismos de evolución de la estructura son de gran importancia práctica debido a la estrecha relación entre las propiedades del material después de ser conformado y su microestructura.

2.6.5. Ensayo de dureza aplicado a las muestras

El ensayo de dureza se aplicó para determinar la dureza de volúmenes microscópicamente pequeños en la aleación. En el ensayo se utilizó un microscopio modelo PMT - 3 No 168, del laboratorio de Ciencias de los materiales del ISMM Moa. La superficie de las probetas se preparó de igual forma que para el análisis microestructural (desbaste y pulido). El número de dureza HV se determinó por el tamaño de las huellas. En la figura 2.6 se muestran las zonas donde se realizó el ensayo.



Figura 2.6. Zonas de la medición de la dureza.

Para determinar la microdureza (HVN) de las probetas de análisis, se realizó el ensayo para una carga de 10 g, donde se midió los diámetros de la huella de la punta de diamante penetrada en un tiempo de 15 segundos, las medidas se tomaron para diferentes puntos de pruebas, seleccionados aleatoriamente en la superficie.

Para calcular la microdureza (VHN) se utilizará la fórmula:

$$VHN = 1,854 \cdot \frac{P}{d^2} \left[\frac{kgf}{mm^2} \right] \quad (2.10)$$

Donde:

VHN - número de dureza Vickers, MPa

1,854- constante

P - peso en el indentador; kg

El diámetro medio de las diagonales se determina por la ecuación siguiente:

$$\bar{d} = \frac{(d_1 + d_2)}{2} \quad (2.11)$$

Donde:

$\bar{d}$ - diámetro medio; mm

$d_1; d_2; d_3; d_4$ - longitud de las diagonales; mm

$$\overline{VHN} = \frac{\sum VHN_1 + VHN_2}{2} \left[\frac{kg}{mm^2} \right] \quad (2.12)$$

Donde:

$\overline{VHN}$ - microdureza promedio; MPa

2.6.6. Microscopio óptico para el análisis de imágenes

Para la observación de las probetas se empleó un microscopio óptico binocular reflexivo marca echoLAB como se muestra en la figura 2.7. El microscopio óptico está ubicado en el laboratorio de Materiales de la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, de Moa, está dotado de una cámara instalada mediante el hardware que refleja la fotografía en el computador.

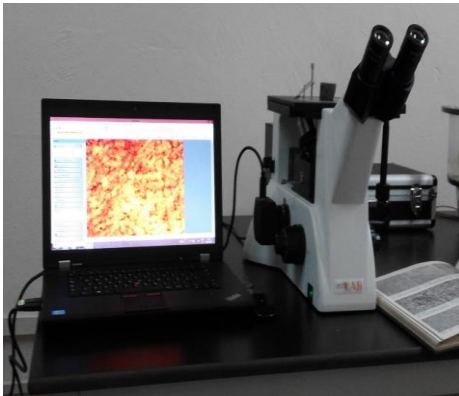


Figura 2.7. Microscópio óptico reflexivo.

Realiza la reflexión de la luz de una probeta ya pulida con el objetivo de evaluar los microconstituyentes con una cámara digital acoplada, la cual va desde el microscopio hacia una laptop marca LENOVO en la cual se encuentra un programa analizador de imágenes tomadas desde la cámara donde se evalúan las fases, tamaño del grano, inclusiones, afectaciones en los granos, en la misma se elabora un reporte técnico con estas características. En este microscopio se determinó el comportamiento microestructural de las muestras luego del proceso por explosión, así como el conteo del porciento de los microconstituyentes presentes.

2.6.7. Obtención del porciento de microconstituyentes

El porciento de microconstituyentes fue determinado en el microscopio reflexivo. Este tipo de microscopio funciona básicamente por medio de la combinación entre el sistema óptico y la iluminación. En este ensayo los granos van a presentar colores diferentes, lo que indica que poseen diferentes fases. Adicionalmente los átomos en los límites de grano son más reactivos durante el ataque químico y se disuelven en mayor cantidad que el grano mismo, por ello la reflexividad cambia y se acrecienta su visibilidad. En la tabla 2.9 se muestra el procedimiento para el análisis de los microconstituyentes según la norma ASTM A 247.

Tabla 2.9. Procedimiento para el análisis de los microconstituyentes.

Datos de la fase		
Microconstituyentes	Área	Área %
1	Área 1	Área 1 %
2	Área 2	Área 2 %

El análisis de imagen se realizó para determinar la cantidad de fases en la microestructura, para estimar los porcentajes de los microconstituyentes presentes en ambas aleaciones

austenítica luego del proceso de deformación plástica. Para el análisis de imagen se tomó en cuenta la fase austenita, con el fin de evitar excesivas partículas muy pequeñas que se encuentran segregadas a lo largo de la matriz.

Cada elemento en que se divide la imagen recibe el nombre de "píxel" (picture element). La primera etapa fue la adquisición de las imágenes (captura), para la cual se utilizaron dos elementos, un sensor y un elemento digitalizador. En el proceso como tal, se convirtió el objeto, en una representación apta para ser procesada por la computadora, la adquisición de la imagen se realizó por medio de un escáner.

Durante el procesamiento de la imagen, los procedimientos están dados en forma de algoritmos, siendo el software el medio por el cual se implementan y ejecutan, por ello el principal desafío es mejorar la calidad y reducir su costo.

2.7. Conclusiones del capítulo

- ✚ Se pudo establecer que en el proceso de soldadura por explosión, el dominio de los parámetros de soldadura explosiva son la velocidad de impacto V_p y la velocidad de colisión β , con los cuales se puede predecir el punto de colisión entre las placas a unir.
- ✚ Al establecer el comportamiento microestructural de las muestras patrón de las aleaciones de la serie 300 el acero AISI 304 y el AISI 316, ambas presentan morfologías con microconstituyentes iguales como la matriz austenítica, con presencia de ferrita, de igual manera ambas presentan, entre sus propiedades, buena soldabilidad.
- ✚ Quedaron establecidos los parámetros a considerar para realizar el proceso de soldadura por explosión, con los cuales se podrá predecir el comportamiento de la unión soldada disímil en la zona fundida (ZF), en la zona de influencia térmica (ZIT) y la interfase de las uniones soldadas, según la unión interatómica.

Capítulo 3

Análisis de los resultados

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

Los aceros inoxidables austeníticos son un importante tipo de aleación de ingeniería muy utilizados debido a que poseen gran estabilidad química. Estos aceros no son usados frecuentemente en la condición de trabajados en frío, debido a que la deformación plástica en frío tiene marcada influencia sobre las propiedades mecánicas, en particular a temperaturas menores a cero grados centígrados. Por otra parte, son ampliamente utilizados en aplicaciones donde se requiere combinación de alta resistencia a la corrosión, a la conformabilidad y a la soldabilidad, particularmente en la industria química, aeronáutica, alimenticia y de transporte. Esto determina su importancia crítica en el desarrollo de la industria tecnológica.

El objetivo de este capítulo es establecer el procedimiento para el proceso de soldadura por explosión de las aleaciones disímiles acero AISI 316 y del acero AISI 304, así como el análisis de las microestructuras obtenidas.

3.2. Análisis de la composición química de las aleaciones

El análisis químico de los materiales, como se observa en la tabla 3.1 y 3.2 se realizó empleando un espectrómetro de masa cuántico, ESPECTROLAB 230, con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón, ubicado en el laboratorio del taller de fundición de la empresa Mecánica del Níquel “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, Moa.

Tabla 3.1. Composición química real del acero AISI 304, en %

Aleación	C	Cr	Mn	Mo	Ni	Si	Fe
AISI 304	0,08	18,24	2,00	0,30	8,25	0,98	Resto

Tabla 3.2. Composición química real del acero AISI 316, en %

Aleación	C	Cr	Mn	Mo	Ni	Si	S	Fe
AISI 304	0,08	18,0	1,97	2,65	14,0	0,70	0,03	Resto

Al comparar la composición química real obtenida y mostrada en las tablas anteriores con las especificaciones estándar de las aleaciones planteadas en el epígrafe 2.2 del capítulo 2,

podemos afirmar que los resultados de los diferentes ensayos, se corresponden en un 100 % con las normas, por lo que estamos en presencia de los aceros AISI 304 y AISI 316.

En correspondencia con la composición química de ambos aceros austenítico, a temperatura ambiente, está constituido por una solución sólida homogénea de hierro gamma (austenita), en la que el carbono, cromo y otros elementos se encuentran en disolución. Al calentar un acero de más de 0,03 % de carbono a 500 °C, en las uniones, los cristales de austenita comienzan a formarse carburos de cromo. Estos carburos, que son de composición variable y cuyo contenido en cromo suele oscilar entre 30 y 90 % y de carbono entre 1 y 2 %, se forman a costa del carbono y del cromo de los cristales de austenita cercanos. Estos cristales se empobrecen en estos elementos, disminuyendo, por lo tanto, en esas zonas el porcentaje de cromo y de carbono.

3.3. Análisis de los parámetros del proceso de soldadura por explosión

El proceso de unión de materiales diferentes mediante soldadura por explosión comienza por la limpieza de las superficies a unir. Aunque el barrido de la onda explosiva ejerce una limpieza de las superficies es recomendable. Para determinar la velocidad de colisión o de impacto durante el proceso se consideró una velocidad de detonación de 2 500 m/s, se tuvo en cuenta un ángulo de colisión de 10°, entonces esta velocidad de colisión es de 200 m/s.

Para las dimensiones de la plancha a unir, la velocidad de colisión lograda es suficiente para mantener el metal con aspecto de fluido viscoso y lograr la unión metalúrgica entre ellos, ya que este mecanismo está basado en que bajo la acción de grandes cargas de choque que impactan la pieza a alta velocidad pueden precipitar fases secundarias, sobre todo del tipo carburo, en la matriz austenítica, lo que fue planteado por Zuidema *et al.* (1987), Lalonde (1998) y Xiaoyan y Yujiao (2001).

La forma más efectiva de reacción explosiva, para el endurecimiento de metales es la detonación, definida como: difusión de la reacción por la masa de sustancia explosiva con una velocidad supersónica, constante para cada sustancia y altura límite de la carga, condicionada por el paso de una onda de detonación. Las cargas explosivas planas tienen un comportamiento diferente al de las cargas explosivas cilíndricas, en particular en lo que respecta a la velocidad de detonación.

Para calcular el ángulo de curvatura dinámico y según el modelo de la figura 2.2, el valor de este ángulo es de $9,87^\circ$; con este ángulo la detonación del apoyo explosivo imparte una velocidad al plato de metal subyacente que en este caso se da por la abertura frente la colisión. Cuando la detonación provoca el desplazamiento de ambas placas, en la parte delantera, a todo lo largo de la parte trasera, el plato crea una abertura en el plato que se mueve a esta misma velocidad con un ángulo de curvatura dinámico denominado δ .

Como consecuencia, antes de la unión, es necesario que el material de recubrimiento que se desplaza debido a la exposición de los explosivos y por efecto del ángulo de curvatura, comprima y produzca la eliminación del aire existente en el intersticio, despidiéndolo hacia el espacio libre. En el caso en el que el área de unión sea grande, se producirán casos en los que el aire comprimido permanecerá sin ser eliminado o se alcanzarán temperaturas extremadamente elevadas debido a efectos de compresión adiabática, que tendrán el efecto de impedir que el material de recubrimiento pueda colisionar con el material de base de modo uniforme secuencialmente, con el resultado de que se presenten problemas tales como defectos en los que no se produciría el recubrimiento o en los que no se obtendría suficiente resistencia de la unión, lo que ha sido consideraciones de Bataev *et al.* (2017).

La relación entre la velocidad de colisión y la velocidad de detonación se calculó por la ecuación 2.3, esta relación en la unión del acero AISI 316 y AISI 304, en correspondencia con el ángulo de colisión y el dinámico es de 1,07. La relación obtenida entre estas dos velocidades igual a uno afirma que la configuración a emplear es paralela.

La selección de estos parámetros está basada en las propiedades mecánicas, la densidad y la velocidad de formación de la ola de cada componente y muchos de estos parámetros son determinados experimentalmente. En esta compactación dinámica entre la placa base y la placa volante, la onda de choque induce altas presiones que permiten la unión entre partículas y formación de compacto con altas densidades, sin inducir difusión de largo alcance o transformación de fase alguna. El efecto de frotación cortante, que se supone tiene lugar durante la compactación dinámica, produce una fuerte unión entre las partículas.

Los parámetros de soldadura obtenidos para la unión de las aleaciones por explosivos, es la menor magnitud de tensión obtenida ocasionada por la onda de choque de las planchas producidas por la velocidad de detonación, es el esfuerzo mínimo necesario para que se

produzca el desplazamiento en los aceros empleados, pero al incrementar gradualmente la masa de explosivo, las aleaciones fluirán deformándose plásticamente.

Por la ecuación de Gurney la 2.4 se determinó la condición de soldadura en correspondencia con la masa del metal y de la carga, según con los parámetros considerados para ambos materiales, esta es de 1,19; parámetro que representa la conversión de una porción de la energía química explosiva en la energía cinética de los productos gaseosos y la no reacción propulsada de los materiales en contacto. Sin embargo, refieren Backofen y Weickert (1999) que sólo aproximadamente el 50 % de la última velocidad, representa el 75 % de la energía cinética final que se imparte en la pared de las planchas por el proceso de empuje del gas.

Para un contacto lineal, como es el caso de preparación de las muestras para realizar la unión soldada por explosivo, la fluencia debajo de la capa superficial, comienza cuando la presión media de contacto es aproximada a la resistencia máxima de la aleación, sin embargo la zona sub - superficial plástica está rodeada y constreñida por material que aún está respondiendo elásticamente. Se pueden alcanzar magnitudes de la tensión de contacto con el límite de fluencia del material antes de que la zona crezca lo suficiente como para lograr, en la superficie, el resultado de un flujo plástico masivo, lo que es consistente con Mutlon (1992) y Han *et al.* (2002).

Teniendo en cuenta los resultados de la ecuación de Gurney (1943), se determinó por la ecuación 2.5 y bajo el mismo criterio de este autor, la velocidad de la placa volante, donde la misma es de 345 m/s. De acuerdo con este resultado se puede plantear que la velocidad decrece en función del espesor. El resultado es debido a que, las ecuaciones de Gurney dan un resultado que asume que la placa volante permanece intacta a lo largo del proceso de aceleración.

El Reynolds de transición calculado por la ecuación 2.7 y que garantiza la velocidad de colisión entre el AISI 316 y el AISI 304 es de 36,5; condición suficiente para que una velocidad de impacto V_p , donde por la presión de impacto a el punto de la colisión exceda la tensión del rendimiento de los materiales para promover la deformación plástica.

Durante el proceso de soldadura por explosión, la formación de las ola explosiva, se forman por pasos a través de ambos materiales a soldar, el movimiento de las partículas del fluido

se produce siguiendo trayectorias bastante regulares, separadas y perfectamente definidas dando la impresión de que se tratara de láminas o capas más o menos paralelas entre sí, las cuales se deslizan suavemente unas sobre otras, sin que exista mezcla macroscópica o intercambio transversal entre ellas, según Manikandan *et al.* (2011).

Esta ley establece la relación existente entre el esfuerzo cortante y la rapidez de deformación angular. La acción de la viscosidad puede amortiguar cualquier tendencia turbulenta que pueda ocurrir en el flujo laminar. En situaciones que involucren combinaciones de baja viscosidad, alta velocidad o grandes caudales, el flujo laminar no es estable, lo que hace que se transforme en flujo turbulento, según Manikandan *et al.* (2011).

La velocidad de impacto máximo que evita la formación de una capa interfásial fundida calculada por la ecuación 2.7 es de 359 m/s y la relación entre el ángulo de colisión y el punto de la velocidad de colisión calculado por la ecuación 2.8 que define el límite superior de posibilidad de soldadura es de $3,7^\circ$

Los resultados obtenidos permiten una deformación plástica significativa y la mezcla de las capas superficiales de los materiales a unir que pueden dar como resultado una interfase ondulada, estas deformaciones plásticas extremas y localizadas disipan una cantidad considerable de energía cinética de las placas colisionantes y reducen considerablemente la amplitud de la tensión de tracción reflejante que tiende a separar las placas.

Una vez que el valor de la velocidad de impacto V_p calculada se corresponde a la velocidad terminal, es necesario tener en cuenta su aceleración, para estimar la velocidad de impacto en el punto donde la placa volante colisiona con la placa base.

La longitud de la onda se determinó por la ecuación 2.9, donde para un espesor de 5 mm de placa volante, esta longitud es de 0,8 mm. Las soldaduras realizadas con explosivo TECTRÓN 100 dan como resultado una amplitud creciente de las olas con una velocidad de impacto creciente. De acuerdo con Manikandan *et al.* (2011), es razonable vincular la pérdida de energía cinética con la longitud de onda y la amplitud de onda, que es un requisito esencial para inducir flujo plástico para la soldadura. La pérdida de la energía cinética en la interfase de soldadura es una función de la velocidad de impacto y de la masa de las placas colisionantes por unidad de área, según Hokamoto *et al.* (1995).

3.4. Análisis microestructural de la unión de soldadura por explosivos

Para realizar el análisis microestructural de las muestras, se tuvo en cuenta la carga a la que fue sometida la unión. La microestructura analizada en la figura 3.1 se muestra el comportamiento microestructural en la interfase del cordón entre el acero AISI 304 y el acero AISI 316.

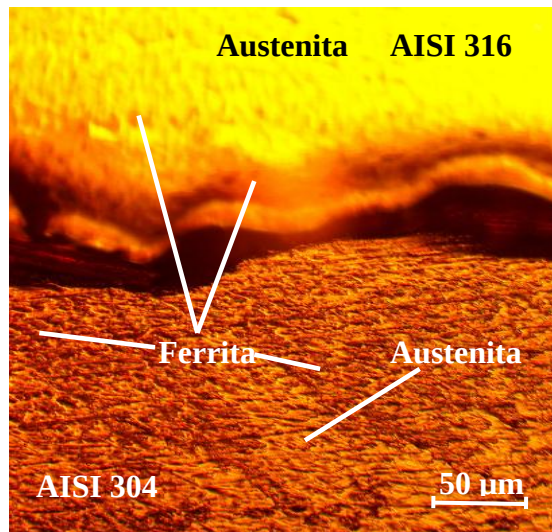


Figura 3.1. Interfase del cordón.

En la figura 3.1, que es la interfase del cordón de soldadura, la parte superior que se corresponde con el acero AISI 316, está compuesta por una estructura austenítica con granos de ferrita δ y ferrita columnar dendrítica, los cuales se incrementan en la medida que se acercan a la zona de fusión del acero AISI 304, en la zona del acero AISI 304, se observa una matriz austenítica con una distribución de ferrita dendrítica en toda la matriz.

El crecimiento ocurre ya que luego de ser sometida a proceso de soldadura por explosión, el efecto de la temperatura y de la colisión, provocan una disminución en el tamaño de los granos, la soldadura por explosión actúa como un tratamiento térmico de alivio de tensiones, disminuyendo las tensiones internas del ciclo térmico de soldadura.

En la interfase se observa como una superficie grabada en el AISI 304, mientras que en el AISI 316 el comportamiento en la estructura es más claro, se ha obtenido en esta zona una morfología del tipo ola. La franja negra que se observa en la unión es el resultado de inclusiones que se forman durante el proceso de explosión, se localiza bajo algunas de las crestas de la ola de la placa volante, áreas con falta de unión.

La soldadura explosiva y deformación multicapa es posible realizarla por el método propuesto. En las microestructuras de las placas disímiles soldadas y a diferentes distancias, se observa que en las interfases se ha obtenido una unión metalúrgica por el tamaño de las olas. En la soldadura de estas placas delgadas, el tamaño de la ola es similar en cada una de ellas. La variación de la longitud de onda con la distancia, existe una disminución con el aumento de la distancia horizontal.

3.4.1. Análisis microestructural de la zona de fusión

Se analiza el comportamiento microestructural de la zona fundida entre ambas aleaciones. La figura 3.2a se corresponden con la zona del AISI 304 y la 3.2b la del acero AISI 316.

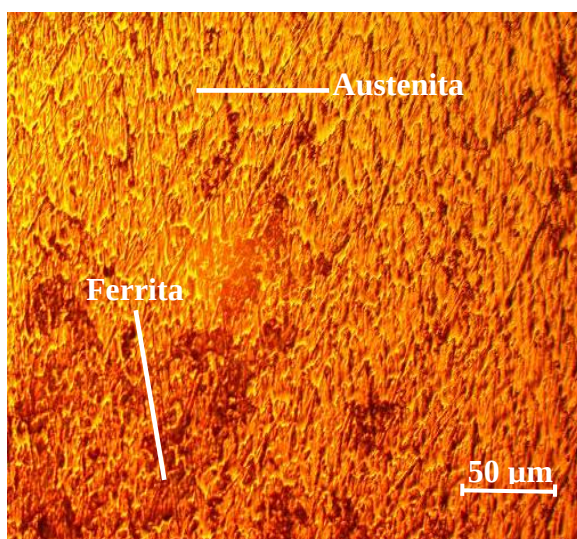


Figura 3.2a. Zona fundida AISI 304.

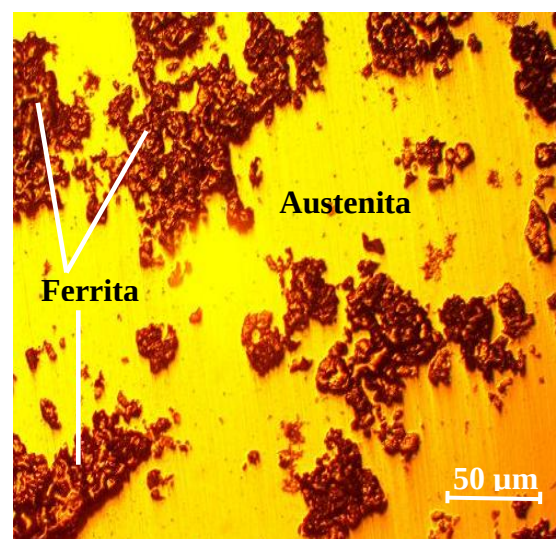


Figura 3.2b. Zona fundida AISI 316.

Según se muestra en las figuras analizadas y sometidas a las condiciones de soldadura por explosión, se puede observar que en la unión soldada la estructura del acero AISI 304 en la zona fundida (figura 3.2a) presenta una matriz austenítica con la presencia de una red de ferrita dendrítica, presenta granos finos y alineados del tipo ferrítico y en la zona fundida del acero AISI 316, una matriz austenítica con ferrita distribuida en esta matriz.

Se aprecia en la zona de soldadura una distribución casi influyente de los granos de ambas aleaciones en un sentido preferente, lo cual está asociado a la presión de detonación y la onda expansiva del explosivo al ejercer su fuerza sobre la placa volante (AISI 316), mientras que en el centro del cordón de soldadura, la microestructura es equiaxial debido a la solidificación constitucional del cordón después de realizado el proceso de soldadura.

3.4.2. Análisis microestructural en la zona influencia térmica

Se analizó la zona influencia térmica de las dos aleaciones luego de realizado el proceso de soldadura por explosión. En las figuras 3.3a y 3.3b se muestra el comportamiento obtenido.

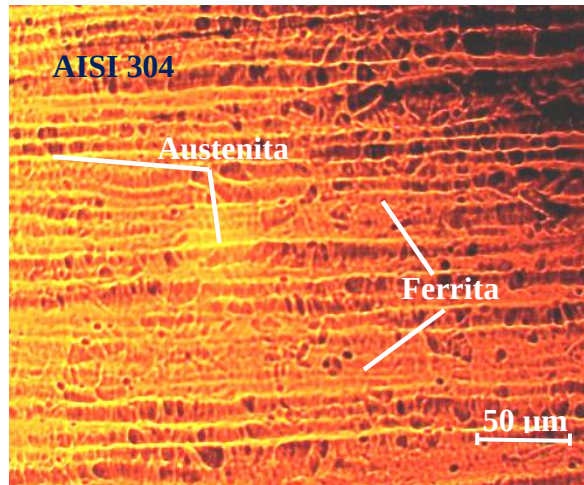


Figura 3.3a. ZIT 304.

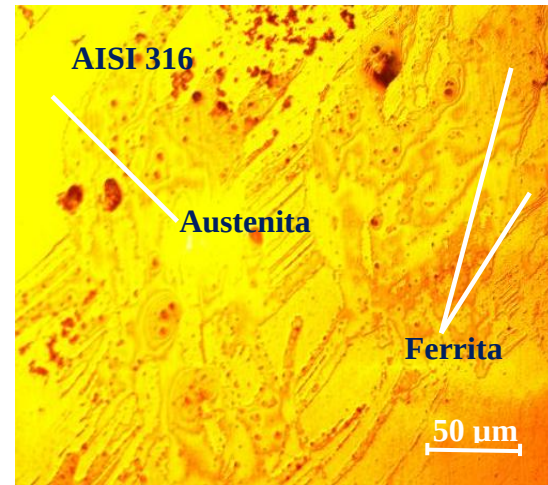


Figura 3.3b. ZIT AISI 316.

En ambas figuras de la zona afectada térmicamente (ZAT), se observa que en la ZIT del acero AISI 304 hay presencia de ferrita en la matriz austenítica del acero AISI 316, una matriz austenítica con ferrita δ , existe un crecimiento de grano marcado, por los límites de grano y en el interior de los granos existen pequeños subgranos, no se aprecia forma de ola, ni la presencia de los granos columnares cerca de la línea de fusión, la microestructura es equiaxial debido a la solidificación constitucional del cordón después de realizado el proceso de soldadura.

En ambas zonas, la distribución de temperaturas máximas se concentra a ambos lados del cordón de soldadura, en dos bandas estrechas y cuando aumentan la distribución de temperaturas máximas se dispersa, lo que provoca que las bandas se ensanchen. Las microestructuras observadas en las figuras, presentan una estructura de mayor tamaño en el crecimiento de grano. La fuerza impulsora del proceso del crecimiento de grano resulta de la disminución de la energía libre, como consecuencia de la reducción del área de la frontera de grano. El crecimiento de grano se produce por difusión cuando la temperatura es suficientemente elevada y el tiempo de tratamiento térmico suficientemente largo, lo que fue reportado por Mangonon (2001); Fukui *et al.* (2004) y Almira (2015).

En cuanto a la morfología, ambas aleaciones mantienen la misma fase, la austenita como matriz, pero con una disminución en el tamaño de los granos, aunque de mayor tamaño que lo observado en la interfase de la unión, sin embargo se ha obtenido una distribución homogénea de los granos de ambas aleaciones en un sentido preferente, lo cual está asociado a la presión de detonación y la onda expansiva del explosivo.

3.5. Análisis de la dureza

Para la evaluación de la dureza se realizó ocho mediciones como mínimo en cada una de la zona de soldadura de las aleaciones. En la figura 3.4 se muestran los resultados obtenidos de la dureza en la unión soldada del proceso por explosión.

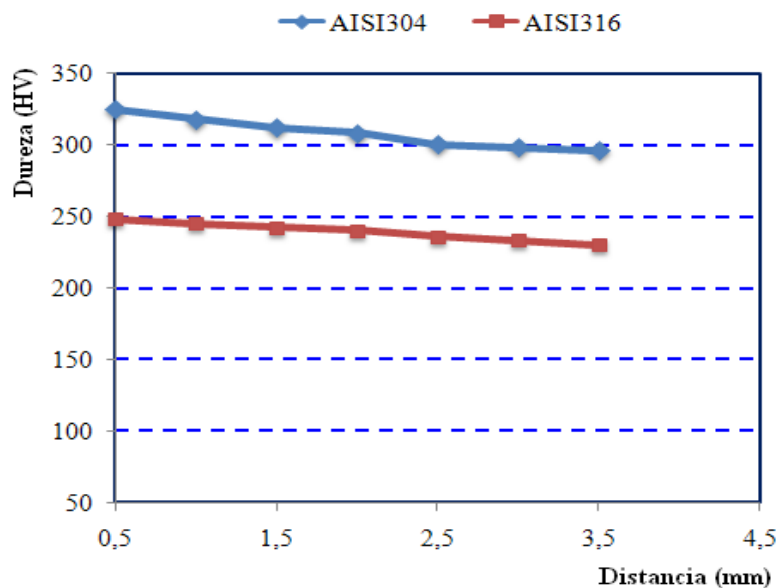


Figura 3.3. Valores de dureza en las diferentes zonas.

Como se observa en la figura, se aprecia un incremento de la dureza en la zona afectada térmicamente, específicamente en la zona cercana a la línea de fusión. El acero en estado de suministro presentó dureza de 230 HV para el acero AISI 316 y dureza de 290 HV para el AISI 304. Al realizar el análisis en la zona afectada térmicamente (entre 1,5 y 2,5) el valor máximo encontrado es de 300 HV y en la zona de fusión el metal soldado (punto 0,5) presenta una dureza de 325 HV para el AISI 304 y de 248 HV para el AISI 316.

El incremento de la dureza en el material es consecuencia de la disminución del tamaño de los granos por efecto de la compresión dinámica, la disminución de la dureza en la ZF y la ZAT se debe al tratamiento de alivio de tensiones experimentado por la carga de explosión.

El incremento de la dureza en el acero AISI 304 y del AISI 316, está asociado a que se ha producido una elevación de las tensiones a nivel cristalino.

Para incremento de la velocidad de detonación y velocidad de colisión entre las aleaciones, se puede observar que en la medida que se incrementan estas dos variables, aumenta la dureza. Lo que demuestra que las mismas son directamente proporcionales, ya que las líneas obtenidas mantienen una tendencia lineal a incrementarse en la medida que se incrementan estos valores, lo que trae consigo el incremento de la dureza.

3.5.1. Procesamiento estadístico

Se realizó el tratamiento estadístico para evaluar a través del análisis de regresión la influencia de la dureza a diferentes distancias. En la tabla 3.3 se muestra el comportamiento.

Tabla 3.3. Resultados del análisis de regresión

Análisis de regresión múltiple					
Variable dependiente: Distancia					
Error estadístico					
Parámetro	Estimación	estándar	T	P-Valor	
CONSTANTE	39,6476	1,23421	32,1238	0,0000	
AISI 304	-0,016657	0,0126575	-1,31598	0,2453	
AISI 316	-0,136252	0,0200848	-6,78383	0,0011	
Análisis de Varianza					
Fuente	Suma de cuadrados	GL	Cuadrado medio	Cociente-F	P-Valor
Modelo	10,4748	2	5,23739	1038,13	0,0000
Residuo	0,0252252	5	0,00504504		
Total (Corr.)	10,5	7			
R-cuadrado = 99,7598 porcentaje					
R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 99,6637 porcentaje					
Error estándar de est. = 0,0710284					
Error absoluto medio = 0,0504429					
Estadístico de Durbin-Watson = 1,79366 (P=0,1176)					
Autocorrelación residual en Lag 1 = -0,109261					

La salida muestra los resultados del ajuste a un modelo de regresión lineal múltiple para describir la relación entre la distancia y 2 variables independientes. La ecuación del modelo ajustado es:

$$Dis\ tan\ cia = 39,64 - 0,0166 \cdot AISI\ 304 - 0,1362 \cdot AISI\ 316$$

Dado que el p-valor en la tabla ANOVA es inferior a 0,01; existe relación estadísticamente significativa entre las variables para un nivel de confianza del 99 %. El estadístico R-cuadrado indica que el modelo explica un 99,7598 % de la variabilidad en el acero AISI 304. El estadístico R-cuadrado ajustado, que es más conveniente para comparar modelos con diferentes números de variables independientes, es 99,6637 %. El error estándar de la estimación muestra la desviación típica de los residuos que es 0,0710284. Este valor puede usarse para construir los límites de predicción para las nuevas observaciones de dureza.

El error absoluto medio (MAE) de 0,0504429 es el valor medio de los residuos. El estadístico Durbin-Watson (DW) examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se han introducido los datos en el fichero. Dado que el p-valor es superior a 0,05; no hay indicio de autocorrelación serial en los residuos. Para decidir la simplificación del modelo, tenga en cuenta que el p-valor más alto en las variables independientes es 0,2453; perteneciendo al acero AISI 316.

La estimación del modelo para la superficie de respuesta se muestra en la figura 3.4. Se observa la variación de la dureza en las muestras antes y después del tratamiento por explosión.

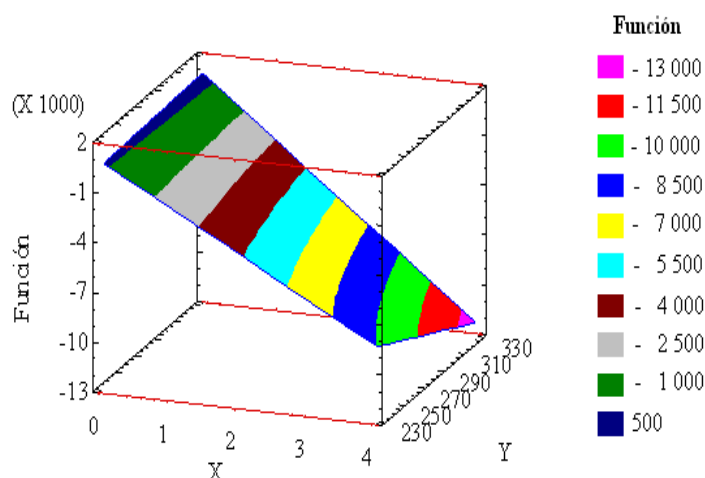


Figura 3.4. Gráfico de superficie de respuesta estimado para las variables.

Las tensiones máximas que surgen en el proceso, producto de la onda expansiva, incrementan la dureza por acritud al reducir el tamaño promedio de los granos y permiten el compactamiento de los mismos. Cuando la presión ejercida excede el límite de fluencia de la aleación, la superficie es plásticamente deformada en frío y el material fluye debajo de la

capa deformada, entonces como resultado se obtiene una superficie muy pulida y densamente compactada.

El apilamiento o aplastamiento de los granos es resultado de una integración causada por el deslizamiento intracristalino, por la migración de dislocaciones, acompañada de endurecimiento por deformación, lo que consolida progresivamente el cristal. Por otra parte el estado de tensiones en el grano, presumiblemente activan otros sistemas de deslizamiento, los que interactúan con él o los sistemas ya existentes, este mecanismo dificulta aún más la movilidad de los átomos y origina el fenómeno conocido como endurecimiento latente, lo que fue expuesto por Fernández *et al.* (2008a; 2009b y 2010).

3.6. Determinación del porcentaje de microconstituyentes

De acuerdo al procedimiento establecido para determinar el porcentaje de microconstituyentes, se determinó el contenido presente en la interfase de la unión soldada. En la figura 3.5 se muestra el resultado.

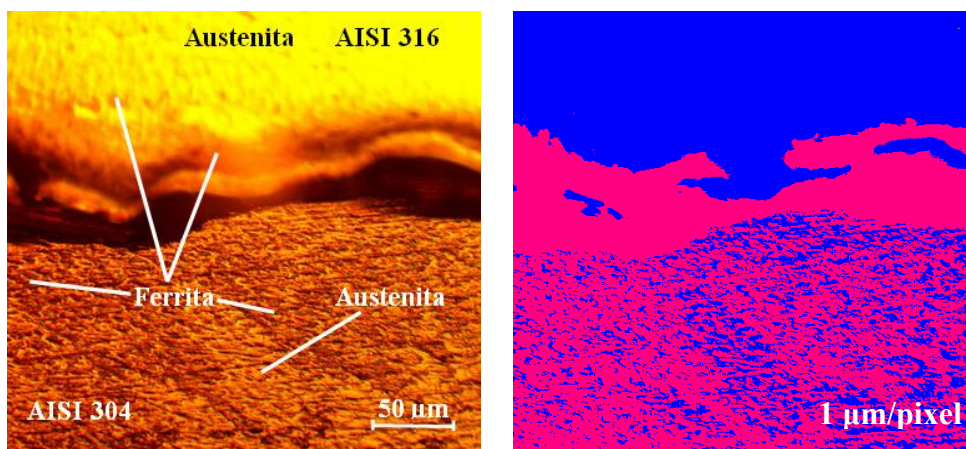


Figura 3.5. Porcentaje de microconstituyentes presentes en la muestra.

Distribución de las fases:

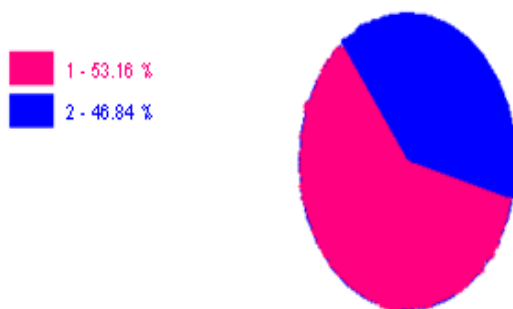


Figura 3.6. Porcentaje de microconstituyentes

En la tabla 3.4 se muestran los microconstituyentes con el área que ocupan en la microestructura.

Tabla 3.4. Datos de las fases de los microconstituyentes para la muestra

Datos de la fase		
Microconstituyentes	Área μm^2	Área %
Austenita	110 779	53,16
Ferrita	95 163	46,84

En la figura se muestra el porcentaje de microconstituyentes presentes en la microestructura luego del proceso de explosión, se mantienen las fases de ambas aleaciones luego del tratamiento, pero con un menor tamaño de granos, lo cual justifica que existe deformación plástica por aplastamiento de los granos.

Se analizó el porcentaje de microconstituyentes en la zona fundida del AISI 316 y del AISI 304. En la figura 3.7 se muestra el comportamiento obtenido en la zona del AISI 304.

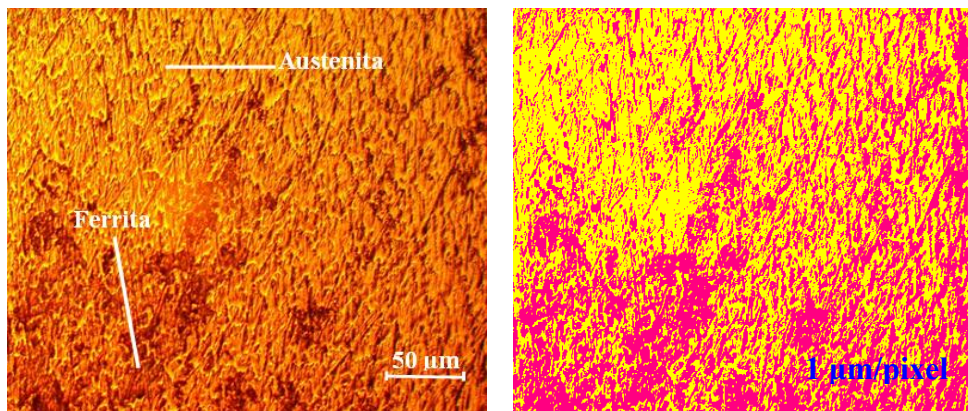


Figura 3.7. Porcentaje de microconstituyentes presentes en la muestra.

En la figura 3.8 se muestra la distribución de las fases.

Distribución de las fases:

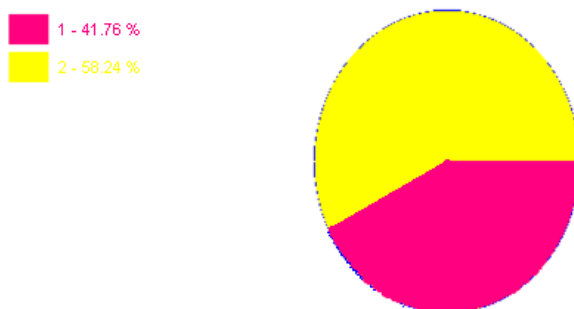


Figura 3.8. Distribución de las fases.

En la tabla 3.5 se muestra el área que ocupan en la microestructura.

Tabla 3.5. Datos de las fases de los microconstituyentes para la muestra

Datos de la fase		
Microconstituyentes	Área μm^2	Área %
Ferrita	98 955	41,76
Austenita	742 773	58,24

En el acero AISI 304 luego de la compactación dinámica mantiene una distribución de un 58,24 % en su fase austenita y un 41,76 % en la fase ferrítica, en esta zona tampoco existió transformación de fases.

El análisis para la zona fundida del AISI 316 se muestra en la figura 3.9.

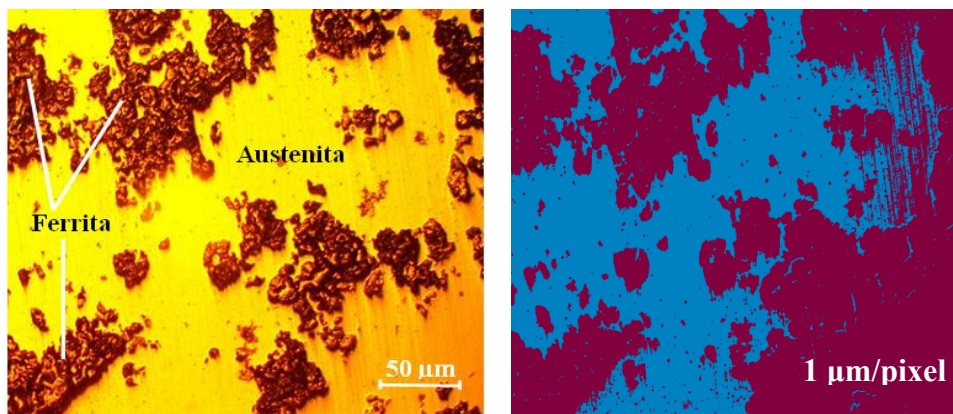


Figura 3.9. Porcentaje de microconstituyentes presentes en la muestra.

En la figura 3.10 se muestra la distribución de las fases.

Distribución de las fases:

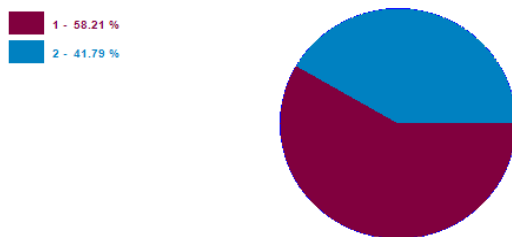


Figura 3.10. Distribución de las fases.

En la tabla 3.6 se muestra el área que ocupan en la microestructura.

Tabla 3.6. Datos de las fases de los microconstituyentes para la muestra

Datos de la fase		
Microconstituyentes	Área μm^2	Área %
Austenita	489 393	58,21
Ferrita	351 311	41,79

En el acero AISI 316 se observa una distribución homogénea de los microconstituyentes, presumiblemente la diferencia de la distribución se deba a la composición química, fundamentalmente al elemento químico níquel (14,0 %) mayor en relación al AISI 304 (8,25 %), elemento que ofrece más ductibilidad y plasticidad al material.

3.7. Valoración económica

Para la realización del análisis económico tomaremos como referencia el tiempo de ejecución obtenido durante el cálculo de los parámetros de trabajo en el laboratorio. En la tabla 3.7 se recoge el comportamiento de los costos.

Tabla 3.7. Costo por concepto de tiempo y consumo

Por concepto de tiempo				Por concepto de consumo				
	Tarifa (\$/h)	Tiempo (h)	Costo _{Ti} (\$)	Cantidad de equipos	Consumo (kW/h)	Tarifa (\$/kW)	Tiempo (h)	Costo _{Co} (\$)
Técnico	15,25	6	91,50	2 - lámparas 2 - Aire acondicionado	20 50	0,09 0,09	4 4	7,2 18
Costo Total para la preparación de las muestras			$C_T = \text{Costo}_{Ti} + \text{Costo}_{Co}$ $C_T = \$ 116,7$					

El gasto en el que se incurre trabajando en el laboratorio en preparación y observación de las muestras luego del proceso de soldadura con explosión es de 116,7 CUP, lo cual demuestra que una alternativa viable emplear el proceso de unión para mitigar el efecto de la corrosión y el desgaste, fenómeno muy común en los equipos de las industrias cubanas.

3.8. Valoración del impacto medio ambiental

En este medio se le denominan emanaciones a los gases tóxicos. Los gases que se originan de la detonación de explosivos principalmente, pero también se forman en cualquier detonación gases venenosos como el monóxido de carbono y óxidos de nitrógeno. En trabajos a cielo abierto, las emanaciones se pueden dispersar rápidamente por el aire, por lo que provocan poca preocupación, pero en trabajos subterráneos deben considerarse detenidamente, ya que las emanaciones no se disipan fácilmente y en este caso la ventilación es de fundamental importancia. También hay que considerar que las emanaciones provocan, mientras se disipan, tiempos de espera para poder reanudar los trabajos.

Tanto la naturaleza como la cantidad de gases venenosos varían en los diferentes tipos y clases de explosivos. Algunos de los factores que pueden incrementar los gases tóxicos son: fórmula pobre del producto, cebado inadecuado, falta de resistencia al agua, falta de confinamiento, reactividad del producto con el material y la reacción incompleta del producto.

El bióxido de carbono no es estrictamente un gas venenoso, pero su producción en grandes cantidades ha causado muchas muertes en tronaduras en áreas confinadas. El CO_2 detiene el funcionamiento de los músculos con movimiento involuntario del cuerpo, por ejemplo, el corazón y pulmones. Una concentración del 158 % o más en volumen, puede provocar muerte por asfixia.

Como el bióxido de carbono tiene densidad de 1,53 g/cc, tiende a estancarse en los sitios más bajos de la excavación o donde hay poco movimiento. Una solución práctica al problema es usar aire comprimido para diluir cualquier alta concentración posible.

3.9. Conclusiones del capítulo 3

- ❖ De acuerdo a los parámetros establecidos por la ventana de soldadura por explosión, se establece que con los mismos se puede obtener la unión metalúrgica del acero AISI 304 y AISI 316, teniendo en cuenta que el AISI 316 como placa volante y de menor espesor, está sujeta a mayor deformación plástica.
- ❖ En las microestructuras obtenidas luego del proceso por explosión, entre el AISI 304 y el AISI 316, ambas placas mantienen las mismas fases antes y después del tratamiento, pero con una disminución del tamaño de grano en la interfase.
- ❖ Con el análisis del porcentaje de microconstituyentes se determinó que luego del proceso de explosión, ambas aleaciones mantienen una distribución homogénea en la matriz, pero con una reducción en el tamaño de los granos.

CONCLUSIONES GENERALES

- Al determinar el comportamiento microestructural en la unión metalúrgica del acero AISI 304 y el AISI 316, se observó que en la interfase, la zona fundida (ZF) y la zona de influencia térmica (ZIT) que se obtiene en ambas aleaciones, una matriz austenítica con una red de ferrita, del tipo δ y dendrítica.
- En los perfiles de dureza obtenidos en la unión disímil AISI 304 - AISI 316, se determinó que en el primero, luego del proceso existe un incremento de esta propiedad desde 290 HV hasta 325 HV y desde 230 HV hasta 252 HV, lo cual está asociado al tensionamiento de la red cristalina por la disminución del tamaño de los granos.
- La distribución de las fases obtenidas demuestra que, luego del proceso por explosión, la estructura es homogénea, la austenita en las diferentes zonas ocupa un 56,5 % del área sobre un 45,5 % de la fase ferrítica, distribución provocada por una velocidad de impacto de 359 m/s y de $9,87^\circ$ como ángulo de curvatura dinámico.
- El costo del proceso de soldadura por explosión entre el AISI 316 y el AISI 304, donde se consideró mano de obra directa, costo de energía eléctrica, materiales, es de 116,7 CUP; que lo convierte en un costo económico para mitigar el efecto del desgaste y la corrosión como soldadura por plaquado.

RECOMENDACIONES

- Establecer la influencia del ángulo de curvatura dinámico sobre las diferentes distancias en la que ocurre el proceso de soldadura por explosión, que permita la obtención de la variabilidad sobre la compactación dinámica.
- Efectuar un análisis de microdureza para la determinación de la dureza en cada una de las fases obtenidas en la unión metalúrgica entre las dos aleaciones, ya que esta formación es por deformación plástica y no por cambio de fases.

Referencias bibliográficas



BIBLIOGRAFÍAS

1. Acarer, M.; Gulenc, B.; F. Findik, Investigation of explosive welding parameters and their effects on microhardness and shear strength. *Materials & Design*, 24 (8): 659 – 664, 2003.
2. Aguilar, F. Los explosivos y sus aplicaciones. Editorial Labor, S.A. 1978.
3. Almira, N. Microestructuras de uniones disímiles obtenidas mediante el proceso de soldadura por explosivos. Tesis en opción al título de Ingeniero Mecánico. ISMMM. Tutor: Dr. C. Tomás Fernández Columbié. 2015.
4. Arnold, N.; Estermann, M.; Koch, A. A Simple Relation between the Detonation Velocity of an Explosive and its Gurney Energy. *Propellants, Explosives, Pyrotechnics*, pp. 365 – 368, 2002.
5. AWS. The metallurgy, welding and qualification of microalloyed (HSLA) steel weldments, AWS international conference, Houston, Texas, Nov 6 - 8. 1990.
6. Backofen, E.; Weickert, C. "Initial Free-Surface Velocities Imparted by Grazing Detonation Waves", in *Shock Compression of Condensed Matter* -, edited by M.D. Furnish, L.C. Chhabildas, and R.S. Hixon, American Institute of Physics., Part 2, pp. 919-922, 1999.
7. Badeshia, H.; Honeycombe, R. Steels, Third edition. Butterworth-Heinemann, Oxford, UK. 2006.
8. Banerjee, K.; Chatterjee, E. Effect of microstructure on hydrogen embrittlement of weld simulated HSLA-80 and HSLA 100 steels, *Metallurgical and Materials Transaction*, 34A (6): 1297-1309, 2003.
9. Bataev, A.; Lazurenko, V.; Tanaka, S.; Hokamoto, K.; Guo, Y.; Jorge, M. High cooling rates and metastable phases at the interfaces of explosively welded materials. *Acta Mater*; 135:277–289. 2017.
10. Ben-Artzy, A. Wave formation mechanism in magnetic pulse welding. *International Journal of Impact Engineering*, 37 (4): 397 - 404, 2010.
11. Borges, L.; Nussbaumer, A. Advanced numerical modelling of fatigue size effects in welded CHS K-joints, *Proc. 12th International Symposium on Tubular Structures (ISTS 12)*, Shanghai, ISTS 12, 2008.
12. Burgos, J., Tecnología de Soldadura. Editorial Pueblo y Educación. 1987.



13. Bhatnagar, S.; Guha, B.; Sinha, R. Vanadium high-strength low-alloy steels for low temperatures use, *Journal of Materials Science*, 14 (10): 1631-1640, 1979.
14. Bryan, K. Blast Intensification by Detonation Merging Experimental Proof of Concept Plan and Predictions. Master's thesis, Naval Postgraduate School (NPS), June 2006.
15. Caraballo, M. A. Comportamiento de piezas de acero Hadfield endurecidas mediante explosivos. *Revista Minería y Geología*. Volumen XX. No. 1. 2004.
16. Cary, H., *Modern Welding Technology*, 4th ed. Prentice Hall. Ohio. USA. 1998. pp. 107-204.
17. Casals, B. Soldadura y embutición por explosión del titanio con el acero 20K para la fabricación de recipientes a presión. Tesis en opción al grado de Doctos en Ciencias Técnicas. ISMMMoA. Facultad de Metalurgia y Electromecánica. 1997.
18. Cerjak, H., *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 4*. Materials Modelling Series. Primera edición. 1998.
19. Didyk, R.; V'Yunnik, A.; Zil, V.; Masakovskii, A. Explosive treatment as a means of redistribution of residual stresses in machine parts, *Problemy Prochnosti*, 11 (3): 50-54, 1994.
20. Doddy T. Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds for sour service, *Welding Journal*, 71 (3): 47-54, 1992.
21. Dutra, J.; De Paola, O. Comparacao entre o proceso MIG/MAG convencional e pulsada. XXII ENTS- Blumeneau/ S.C, 239-243, 1996.
22. Drury, F.; Westmaas, D. Considerations Affecting the selection and use of moders chemical explosives. SEE. 1980
23. Easterling, k. *Introduction to the physical metallurgy of welding*, s.l. 2nd edition, Butterworth-Heinemann, Oxford, UK., 1992.
24. Fernández-Columbié, T.; Rodríguez-González, I.; Alcántara-Borges, D.; Salazar-Preval, A.; Abad-Brocard, A. Caracterización microestructural de uniones soldadas de acero AISI 316L en tuberías. *Minería y Geología*, 32 (1): 60-75, 2016.
25. Fukui, Y.; Inamura, T. Mechanical properties of a Ti-Nb-Al Shape Memory Alloys. *Material Transaction*. 45 (4) 1077-1085, 2004.
26. Fosca, C. *Introducción a la metalurgia de la soldadura*, Lima PUCP, cuarta edición, 2003.
27. Gold, V. Engineering model for design of explosive fragmentation munitions, US Army ARDEC, AETC, Picatinny Arsenal, NJ, february 2007.



28. Gold, V.; Baker, E.; Poulos, W. Modeling Fragmentation Performance of Natural and Controlled Fragmentation Munitions, 23rd International Symposium on Ballistics, Tarragona, Spain, 16-20, april 2007.
29. Gold, V.; Wu, Y. Modeling Fragmentation Performance of Insensitive Explosive Fragmentation Munitions, 2009 Insensitive Munitions and Energetic Materials Technology Symposium, Tucson, Arizona, 11-14 May 2009.
30. Guliaev, A. P: Metalografía. Ed. Mir, Moscú T.I y II, 1977.
31. Gurney, T. The Influence of Thickness on the Fatigue Strength of Welded Joints, Paper 41, Proc. of the Second Int. Conf. on Behavior of Offshore Structures, London, England, 28 – 31 Aug. 1979, 523 – 534.
32. Glizmanenko, D. Soldadura y Corte de los Metales, Instituto del Libro, La Habana, pp. 124-145. 1968.
33. Han, C.; Pyoun, Y.; Kim, C., Ultrasonic micro – burnishing in view of eco – materials processing. Advances in Technology of Materials and Materials Processing Journal. 4 (1) 25 – 28, 2002.
34. Hokamoto, K.; Chiba, M.; Fujita, T. Soldadura explosiva de un solo golpe técnica para la fabricación de compuestos de base metálica de capas múltiples: efecto de la soldadura parámetros que conducen a condiciones óptimas de unión. Composites Engineering 5 (8): 1069-1079, 1995.
35. Jonas, A.; Walters, W. editors. Explosive Effects and Applications. Springer-Verlag, 2003.
36. Kennedy, J. Explosive Output for Driving Metal. Behavior and utilization of explosives in engineering design; and biomechanical principles applied to clinical medicine; proceedings of the 12th, pp. 109–124, 1972.
37. Kulawiak, M. Strong Detonation Effects on Shaped Charges Jetting. Master's thesis, NPS, June 2004.
38. Kuziak R., Bold T., Yi-Wen Cheng Microstructure control of ferrite-pearlite high strength low alloy steels utilizing microalloying additions, Journal of Materials Processing Technology, 53 (20): 255-262, 1995.
39. Lalonde, D. Austenitic Manganese Steel. Manganese Steel. htm. Página Webb. 2000.
<http://mypage.direct.ca/s/sdl/>



40. Lippold, J.; Kotecki, D. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel*. EE.UU: John Wiley & Sons Inc, 2005.
41. Lippold, J.; Varol, I.; Baeslack, W. The influence of composition and microstructure on the HAZ toughness of duplex stainless steels at -20°C, *Welding Journal*, 73 (4): 75s-79s, 1994.
42. Madhusudan, G.; Srinivasa, R., Microstructure and mechanical properties of similar and dissimilar stainless steel electron beam and friction welds, *International Journal of Advance Manufacturing Technology*, 2009, Vol 45, N° 5, p. 875 – 888. ISSN: 1433-3015.
43. Manikandan, P.; Lee, J.; Mizumachi, K.; Mori, A.; Raghukandan, K.; Hokamoto, K. Underwater explosive welding of thin tungsten foils and copper. *J. Nucl. Mater.*; 418:281–285. doi: 10.1016/j.jnucmat. 2011.07.013. 2011.
44. Maratray, F., Recargues por soldaduras resistentes a la abrasión. Consultado en marzo de 2000. Disponible en Web World Wide en www.soldadura.com.
45. Marulanda, J.; Zapata, A.; Mesa, D., *Fundamentos de la soldadura de metales*. Universidad Tecnológica de Pereira. 2007.
46. Masubuchi, K., *Analysis of welded structures: Residual stresses, distortion, and their consequences*, Massachusetts Institute of Technology, USA, 1980, pp.88-110, pp. 112-145, pp. 148-187, pp. 328 - 335.
47. Mead, D. Vibration and Buckling of Flat Free-Free Plates under non-Uniform in-Plane Thermal Stresses. *Journal of Sound and Vibration*. 260 (101): 141-165, 2003.
48. Mochizuki, M.; Matsushima, S.; Toyoda, M.; Thaulow, C. Fundamental study of thermal stress generation during welding heat cycles. *Studies on numerical simulation of temperature, microstructure and thermal stress histories during welding and their application to welded structures*». *Welding International*. 19 (9): 702-710, 2005.
49. Mangonon, P. *Ciencia de materiales: Selección y diseño*. Pearson Educación. México., p. 563 - 580. 2001.
50. Morizono, Y.; Yamaguchi, T.; Tsunekawa, S. Aluminizing of High-carbon Steel by Explosive Welding and Subsequent Heat Treatment. *ISIJ International*, 55 (1): 272-277, 2015.
51. Mutlon, P., Rolling contact fatigue in railway under high axis loads. *Wear*. 144 (28) 139 – 152, 1992.



52. Nelson, D.; Baeslack, W.; Lippold, J. Characterization of the weld structure in a duplex stainless steel using color metallography, *Metallography*, 18 (4): 215-225, 1985.
53. Noordhoek, C.; Van Delft, D.; Verhuel, A. The influence of plate thicknesses on the fatigue behaviour of welded plates up to 160 mm with an attachment or butt weld, *Proceedings SIMS 81*, Elsevier, 1987, 281 - 301.
54. Otaño, N. J. Fragmentación de rocas con explosivos. Editorial Félix Varela. La Habana. 1998.
55. Oystein G., Modelación Metalúrgica de la soldadura. 2da Ed. P 509 – 526. Instituto de Materiales, Londres, Inglaterra. 1994.
56. Peña, A. Soldadura de acero disímil por arco eléctrico del impelente del ventilador de la torre de absorción. Tesis en opción al título de ingeniero mecánico. ISMMM. Tutor: Dr. C. Tomás Fernández Columbié, 2012.
57. Pernia, J. Manual de perforación y voladura de rocas. IGME. Madrid. 1988.
58. Pernia-LLera, J; López-Jimeno, C.; Pla-Ortiz, F; López-Jimeno, E. Propiedades de los explosivos. En: *Manual de Perforación y Voladura de Rocas*. Instituto Geológico y Minero de España, cap. 10, p. 107-110. 1989.
59. Petushkov, V. Peculiarities of explosion treatment of the circumferential weld on pipe filled with liquid. *Paton Welding Journal*, 6 (2): 14-16, 2003.
60. Petushkof, G.; Kudinof, B.; Trufiakof, B. Parámetros de cargas de sustancias explosivas para eliminación de tensiones residuales soldadas a tope, *Avtomatichescaia Esvarca*, No 1, 1976.
61. Petushkov, V. Physical Interpretation of Explosion Welding Near its Lower Boundary, *IVIC*. Caracas, 36 (Iss 6): 771-776, 2000.
62. Quintero, M.; Cerpa, S.; Mejias, G.; León, J.; Quintero, A., Soldadura de un acero inoxidable dúplex 2205 por el proceso de soldadura GTAW. *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*. 56 (4) 1-3, 2006.
63. Radhakrishnan, V., Hot cracking in austenitic stainless steel weld metals. *Science and Technology of welding and Joined Magazine*. 5 (1) 25-32, 2000.
64. Ricks R., Howell, P., Barrite, G. The nature of acicular ferrite in HSLA steel weld metals, *Journal of Materials Science*, 17 (5): 732-740, 1982.
65. Rodríguez, H., Metalurgia de la soldadura. Editorial Pueblo y Educación. La Habana. Cuba. pp 134 – 154. 1987.



66. Rowe, R.; Jeffeys, L. Manual de Soldadura GMAW (MIG – MAG). Paraninfo Ediciones. España. 2008.
67. Sawhill, J., Welding HSLA line pipe steels, *Metallovedenie*, 7 (5): 56-60, 1977.
68. Sunghak, L.; Byung Chun Kim, Gongil Kwon Correlation of microstructure and fracture properties in weld heat affected zones of thermomechanically controlled processed steels, *Metallurgical Transactions A*, 23A (12): 2803-2816, 1992.
69. Shaeffler, A. Selection of austenitic electrodes for welding dissimilar metals, *Welding Journal*, 26 (10): 601s-620s, 1947.
70. Szmelter, J.; Yeo, J. A Method for Predicting Natural Fragmentation of Warheads, *Journal of Battlefield Technology*, 6 (2): 24-31, 2003.
71. Talero, J. Muñoz, M., Introducción al cálculo de estructuras metálicas según Eurocódigo 3. 1^{era} Edición corregida. España. 2000.
72. Tanapornraweekit, G.; Kulsirikasem, W. FEM Simulation of HE Blast-Fragmentation Warhead and the Calculation of Lethal Range. World Academy of Science, Engineering and Technology International Journal of Mechanical, Aerospace, Industrial, Mechatronic and Manufacturing Engineering, 6 (6): 1070- 1074, 2012.
73. Tinsley, I. Naturally Fragmenting Warhead - An Empirical Method for Measuring Initial Fragment Velocity and an Analysis of Fragment Size, MSc Thesis, Royal Military College of Science, Cranfield University, Jul 2005.
74. Trufiakov, B.; Mijiev, P.; Kudinov, V.; Petushkov, V.; Berezina, H.; Busha, O.; Levedets, V. Aumento de la resistencia al agotamiento de las uniones soldadas, con la utilización de cargas explosivas. *Paton Welding Journal*. No.5. 1976.
75. Villa-Rabasa, Alla.; K., Hernández, G., Apuntes de metalurgia de soldadura. SEPI-ESIME-IPN. 1999.
76. Wang, G.; Lau, T.; Weatherly, G.; North, T. Weld thermal cycles and precipitation effects in Ti-V containing HSLA steels, *Metallurgical Transaction A*, V.20, N.10, p. 2093-2100, 1989.
77. Watanabe-Cabrera, J. Explosivos tipos y propiedades. Consulta: 21 sept 2012. Disponible en: Monografias.com. 2012.
78. Weman, K. Welding processes handbook. New York: CRC Press LLC. ISBN 0 – 8493 – 1773 – 8, 2003.



79. Xiaoyan, Z; Yujiao, L. Effect of chromium on phase structure of austenite maganese steel. Department of Mechanical Engineering, GUT, Guiyang 550003. Página Webb. Enero del 2001. Disponible en la World Wide Web <http://power.luneng.com/power/library/gtyjxb/gtyj99/gtyj9903/990310.htm>
80. Zuidema, B. The effect of Aluminium on the work Hardening and Wear Resistance of Hadfield Manganese Steel. Metallurgicals and Materials Transaction. A. Volume 18 A. September 1987. p 1629
81. Zhang, W.; Elmer, J.; DebRoy, T. Integrated modelling of thermal cycles, austenite formation, grain growth and decomposition in the heat affected zone of carbon steel, Science and Technology of Welding and Joining, V.10, N.5, p.574-582. 2005.
82. Zlobin, B. Explosion Welding of Steel with Aluminum. IVIC. Caracas, 38 (Iss 3): 374-377, 2002.