

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

ESTUDIO Y CARACTERIZACIÓN DE UN ACERO INOXIDABLE DUPLEX SAF 2205 SOLDADO POR ARCO DE PLASMA A TRAVES DE LA TECNICA “OJO DE CERRADURA”

Presentado ante la ilustre
Universidad Central de Venezuela
para optar al título de
Ingeniero Metalúrgico
por el Br. Quintero Parra Miguel Angel

Caracas, Mayo del 2002

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

ESTUDIO Y CARACTERIZACIÓN DE UN ACERO INOXIDABLE DUPLEX SAF 2205 SOLDADO POR ARCO DE PLASMA A TRAVES DE LA TECNICA “OJO DE CERRADURA”

TUTOR ACADEMICO: Prof. Amado Quintero Hernández

Presentado ante la ilustre
Universidad Central de Venezuela
para optar al título de
Ingeniero Metalúrgico
por el Br. Quintero Parra Miguel Angel

Caracas, Mayo del 2002

Quintero P. Miguel A.

**ESTUDIO Y CARACTERIZACION DE UN ACERO INOXIDABLE
DUPLEX SAF 2205 SOLDADO POR ARCO DE PLASMA A TRAVES
DE LA TECNICA “OJO DE CERRADURA”**

**Tutor Académico: Prof. Amado Quintero. Tesis. Caracas, U.C.V. Facultad de
Ingeniería. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales**

Soldadura-Plasma –Ojo de cerradura- Dúplex-2205

Resumen.

En este estudio se realizó la soldadura de juntas a tope por arco de plasma de un acero inoxidable dúplex SAF 2205. Estas juntas o uniones después de soldadas, fueron enfriadas una en agua y la otra en aire agitado. Se determinaron las variables o parámetros adecuados para la soldadura; tales como velocidad de trabajo, intensidad de corriente, flujo de gas de plasma, siendo este uno de los objetivos del estudio, para obtener uniones con adecuadas propiedades mecánicas y un correcto balance de fases en toda la junta después de realizado el proceso de soldadura.

Los ensayos mecánicos destructivos y no destructivos se realizaron de acuerdo a las normas para verificar la integridad de la soldadura y determinar como influyen el proceso y forma de enfriamiento en las propiedades mecánicas de la junta soldada con respecto al metal base. A través de microscopia electrónica de barrido (MEB) se determino la distribución, morfología, tamaño y orientación de fases tanto en el metal base como en la unión o junta.

Entre otras conclusiones se obtuvo un proceso adecuado de soldadura por arco de plasma de uniones a tope de aceros inoxidables dúplex del tipo SAF 2205 de hasta 6 mm de espesor que puede ser extrapolado hasta espesores de 12mm el cual puede ser utilizado de manera industrial y comercial para obtener juntas de estos aceros con adecuadas propiedades mecánicas.

INDICE GENERAL

INTRODUCCIÓN	V
I.-FUNDAMENTO TEÓRICO	1
ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX (Ferríticos-Austeníticos)	1
De Bajo Contenido de Nitrógeno	2
De Medio Contenido de Nitrógeno	3
De Alto Contenido de Nitrógeno	3
INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS ALENATES EN LOS ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX	3
Níquel	3
Cromo	4
Molibdeno	4
Nitrógeno	4
Carbono	4
FASES SECUNDARIAS QUE PUEDEN PRECIPITAR EN LOS ACEROS INOXIDABLES DUPLEX Y UNIONES SOLDADAS DE ESTOS ACEROS	5
Fase Sigma (σ)	5
Austenita Secundaria	6
Nitruros de cromo	7
Fase χ	7
Fase R	7
Fase π	7
Fragilización a 475 °C	8
ASPECTOS GENERALES EN LA SOLDADURA DE LOS ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX	9
SOLDADURA DE LOS ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX POR ARCO DE PLASMA	11

Arco transferido o arco principal	12
Arco no transferido	12
Técnicas de soldadura	13
Técnica Ojo de Cerradura	13
Técnica de Microplasma	14
Técnica de Fusión	14
INFLUENCIA DE LOS PARÁMETROS O VARIABLES DE	
SOLDADURA POR ARCO DE PLASMA	14
Corriente de soldadura	15
Velocidad de soldadura	17
Flujo de gas de plasma	18
EQUIPO DE SOLDADURA POR ARCO DE PLASMA	20
PRINCIPIOS DE FUNCIONAMIENTO	21
PRINCIPALES VENTAJAS DEL PROCESO DE SOLDADURA POR	
ARCO DE PLASMA	22
LIMITACIONES DEL PROCESO DE SOLDADURA POR ARCO DE	
PLASMA	23
EVALUACIONES REALIZADAS A JUNTAS SOLDADAS	23
ENSAYOS NO DESTRUCTIVOS	24
Técnica de inspección visual	24
Técnica de Líquidos Penetrantes	24
Técnica de Radiografía Industrial	24
ENSAYOS DESTRUCTIVOS	25
Ensayo de Dureza	25
Ensayo de Tenacidad de Impacto	25
II. -PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	26
SOLDADURA	28
FORMAS DE ENFRIAMIENTO	28
METALOGRAFIA	29

EVALUACIONES REALIZADAS A JUNTAS SOLDADAS	29
ENSAYOS NO DESTRUCTIVOS	30
ENSAYOS DESTRUCTIVOS	30
Ensayo de Dureza	30
Ensayo de Tenacidad de Impacto	30
MICROSCOPIA ELECTRONICA DE BARRIDO	31
III.-RESULTADOS EXPERIMENTALES Y SUS	
DISCUSIONES	32
Condiciones Experimentales Establecidas	33
Condición N° 1	33
Condición N° 2	33
Condición N° 3	34
Condición N° 4	35
Condición N° 5	35
Condición N° 6	36
MODOS DE ENFRIAMIENTO	38
METALOGRAFIA	41
Desbaste Grueso	42
Desbaste Intermedio	42
Desbaste Final	42
Pulido	42
Ataque	43
Probeta Enfriada en Agua	44
Probeta Enfriada en Aire Agitado	47
ANALISIS DE IMÁGENES PARA CÁLCULO DE FRACCIONES	
VOLUMETRICAS	50
Muestra Enfriada en Agua	50
Muestra Enfriada en Aire Agitado	52
EVALUACIONES REALIZADAS A JUNATAS SOLDADAS	54
Ensayos no destructivos	54

Inspección Visual	54
Líquidos penetrantes	55
Radiografía Industrial	56
Ensayos Destructivos	57
Ensayo de Dureza	57
Probeta Enfriada en Agua	58
Probeta Enfriada en Aire Agitado	59
Ensayo de Tenacidad de Impacto	60
Muestra Enfriada en Agua	60
Muestra Enfriada en Aire Agitado	61
MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO	63
Muestra Enfriada en Aire Agitado	63
Muestra Enfriada en Agua	65
COMPARACION DE LOS RESULTADOS OBTENIDOS CON LOS OBTENIDOS POR EL PROCESO GMAW	67
CONCLUSIONES	69
RECOMENDACIONES	71
REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS	72
ANEXOS	75

INTRODUCCION

En la actualidad los nuevos aceros inoxidable dúplex han aumentado su consumo, especialmente en aplicaciones para la industria petrolera, química, alimentos y recientemente en el área de la medicina para ser aplicados como implantes quirúrgicos, principalmente por sus buenas propiedades mecánicas, anticorrosivas y las mejoras logradas en función de su soldabilidad.

Se hará el estudio y caracterización de la soldadura de un acero inoxidable dúplex SAF 2205, obtenida por arco de plasma. Se realizaran soldaduras en un solo pase en juntas dispuestas a tope (cupón de prueba), las cuales correspondan a uniones con la menor modificación posible de su microestructura, que conlleve en la conservación de sus buenas propiedades mecánicas y anticorrosivas.

Una vez conseguida la condición adecuada de soldadura, se realizaran dos formas de enfriamiento, uno en agua y el otro en aire agitado, con los cuales se tratara de evita la posible precipitación de ciertas fases perjudiciales, para determinar la influencia tanto del proceso como de las formas de enfriamiento postsoldadura establecidas, en las propiedades mecánicas de la junta soldada.

I.- FUNDAMENTO TEORICO

ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX (Ferrítico-Austeníticos)

Los aceros inoxidable dúplex, presentan una microestructura mixta de granos finos, donde la matriz es la ferrita y porciones en forma de islas constituyen la austenita, en fracciones volumétricas aproximadamente iguales, es decir (50/50), esta distribución de fases hace que estos aceros tengan simultáneamente buenas propiedades mecánicas y anticorrosivas; incluso mejores que las que pueden presentar los aceros monofásicos por separado.

El descubrimiento de esta microestructura dúplex ocurrió en 1927 por Bain y Griffith^(1,2). Estos aceros inoxidable dúplex se desarrollaron comercialmente a partir de 1930⁽³⁾ y fue a finales de la década de los 70's y principios de la década de los 80's que terminaron de establecerse como materiales adecuados para altas exigencias.

El mayor interés en años recientes sobre los nuevos aceros inoxidable dúplex, han sido las mejoras logradas en función de su soldabilidad, por la disminución del contenido de carbono. Además se ha logrado reducir sus costos con la disminución del contenido de níquel sustituido por el nitrógeno, sin verse afectadas sus propiedades mecánicas y anticorrosivas. Presentan un buen comportamiento anticorrosivo en medios ácidos y en presencia del ión Cl⁻, los cuales representan un grave problema para la industria petroquímica, siendo esta una de las razones por las cuales actualmente es el sustituto ideal en muchas aplicaciones de los aceros inoxidable austeníticos. Sus propiedades de resistencia a la corrosión están comprendidas entre los aceros inoxidable austeníticos AISI 316 y los súper austeníticos 5-6% Mo, además se mejora en dos veces el valor de esfuerzo de fluencia comparado con el AISI 316 y el AISI 440.

En la siguiente tabla se indica su composición química (ver anexos, tabla VII, certificación de entrega)

Tabla 1. Composición química de los aceros inoxidable dúplex

N. Comercial	Designación	% Cr	% Ni	% Mo	% C	% N
SAF 2205	UNS S31803	22-25	4-7	3	↓ 0,03	0,17

El intervalo de temperatura para su trabajo óptimo es (-50 a 250) °C. Por debajo de este intervalo de temperatura el acero puede fallar por el carácter frágil de la fase ferrita y por encima de este, debido a un mecanismo de precipitación de una fase coherente con la matriz ferrítica (esta fase se denomina α') se aumenta la resistencia de la misma fragilizando el acero; este fenómeno se denomina fragilización a 475 °C^(4,5). Estos aceros inoxidable dúplex solidifican ferríticamente y presentan un valor de PRE >35 (índice teórico de resistencia a la picadura)^(1,2), el cual está relacionado con el porcentaje en peso de los elementos que favorecen sus buenas propiedades anticorrosivas, este valor es determinado por la siguiente fórmula:

$$\text{PRE} = \%Cr + 3,3(\%Mo) + 16(\%N)$$

En la siguiente figura se muestra la disposición de los granos de ferrita y austenita en la dirección de laminación que presentan estos aceros en condición de entrega.

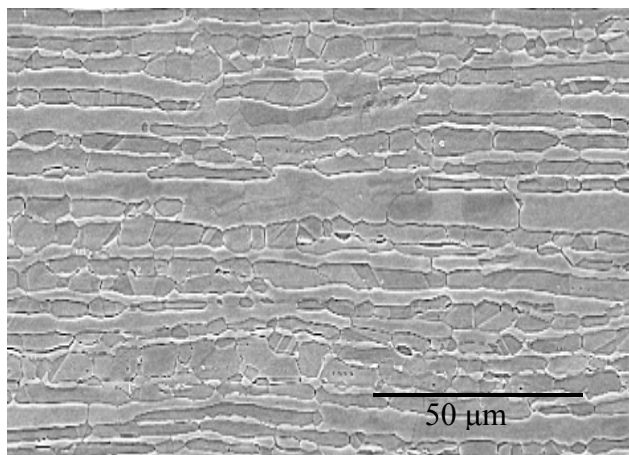


Fig. N° 1. Fotomicrografía a 200X, de un acero inoxidable dúplex SAF 2205. Las porciones en forma de islas constituyen la fase austenita y la matriz la ferrita.

Por todas estas características mencionadas, el consumo de los aceros inoxidables dúplex ha aumentado ampliamente en la industria petroquímica, pulpa, de papel, de alimentos y en aplicaciones como implantes quirúrgicos. Los aceros inoxidables dúplex pueden clasificarse en:

De bajo contenido de nitrógeno

Estos son empleados para sustituir a los aceros inoxidables austeníticos AISI 304 y AISI 316 en muchas aplicaciones. Presentan la siguiente composición química.

Tabla II. Composición química de los aceros inoxidable dúplex de bajo nitrógeno

N. Comercial	% Cr	% Ni	% N	PRE
SAF2304,UR3SN	23	4	0,1	25

De medio contenido de nitrógeno

Conocidos como aceros inoxidable dúplex propiamente dicho (SAF 2205), que han sido descritos previamente.

De alto contenido de nitrógeno

Conocidos como superdúplex, estos aceros inoxidable se utilizan en medios o condiciones de trabajo de mayor severidad. Poseen mejores propiedades mecánicas y anticorrosivas.

La tabla siguiente corresponde a su composición química y valor de PRE^(1,2).

Tabla III. Composición química de los aceros inoxidable superdúplex

N. Comercial	% Cr	% Ni	% Mo	% N	PRE
Zeron 100, UR52N, SAF2507	25	7	4	0,28	> 40

INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS ALEANTES

Como puede notarse, estos aceros en cualquiera de sus formas, presentan cantidades importantes de elementos aleantes. Cada uno de estos elementos aleantes cumple una función específica en el comportamiento de estos aceros. Por esta razón, es importante describir las funciones de cada uno de los elementos aleantes.

Níquel

Amplía el campo de formación y estabilidad de la austenita. De acuerdo con la proporción de cromo y níquel, se consiguen aleaciones con microestructura bifásica ($\delta+\gamma$) a temperatura ambiente. Se mejora la resistencia a la corrosión, las propiedades mecánicas en caliente, la ductilidad, la tenacidad, la templabilidad y la soldabilidad. A temperaturas elevadas se favorece la formación de la austenita a partir de la ferrita y a bajas temperaturas se favorece la formación de una estructura martensítica.

Cromo

La resistencia a la corrosión en las aleaciones de base hierro o de base níquel está fuertemente influenciada por la presencia de este elemento. En medios muy reductores como ácido sulfúrico diluido, el contenido de Cr disminuye la resistencia a la corrosión; sin embargo, en medios oxidantes como ácidos, el contenido de Cr incrementa la resistencia a la corrosión.

Molibdeno

Está presente en las aleaciones Fe-Cr-Ni en un intervalo de (2-4)%. Se mejora la resistencia a la corrosión en medios tales como ácidos reductores, ácidos orgánicos y en presencia del ión Cl⁻. Se mejora la resistencia mecánica en caliente. Además, con contenidos de cromo mayor a 20% y contenidos de níquel de 4,5% se favorece una estructura austenítica. También se favorece la formación de fases intermetálicas tales como la fase sigma (σ), la fase Chi (χ) y Fe₃₆Cr₁₂Mo₁₀.

Nitrógeno

Este elemento amplía la estabilidad de la fase austenita por su alta difusividad. Además se mejora la deformación en frío y en caliente. También se reduce la formación de nitruros a bajas velocidades de enfriamiento. Además, junto con el Cr se favorece la inoxidableidad. En los nuevos aceros inoxidableables dúplex, con la adición de N y la disminución del contenido de C y Ni, se disminuye o elimina completamente la posibilidad de precipitación de la fase sigma (σ).

Carbono

El carbono favorece la formación de la austenita. Los nuevos aceros inoxidableables dúplex presentan un bajo contenido de este elemento, mejorándose su soldabilidad, se disminuye la posibilidad de precipitación de la fase sigma^(1,4,5) y la precipitación de carburos en los límites de grano^(4,5).

FASES SECUNDARIAS EN LOS ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX Y JUNTAS SOLDADAS^(1,4,5,12)

Además de las fases mayoritarias como ferrita (δ) y austenita (Υ), se puede presentar una variedad de fases secundarias indeseables que pueden formarse en el intervalo de temperatura (1000-550) °C por la aplicación incorrecta de tratamientos térmicos o después de empleado un proceso de soldadura, tales como: la fase sigma (σ), la fase Chi (χ), la austenita secundaria (Υ_2) y los nitruros de cromo. Sin embargo, por debajo de los 500 °C, las reacciones de precipitación de las fases mencionadas son relativamente más lentas, produciéndose un fenómeno conocido como fragilización a 475° C, debido a la transformación espinodal que genera la fase ultramicroscópica (α'). Estas fases, influyen en menor grado en las propiedades mecánicas y anticorrosivas de estos aceros, ya que, son más fáciles de controlar.

A continuación se hace mención de dichas fases y como influyen en las propiedades mecánicas y anticorrosivas de estos aceros.

Fase sigma (σ)

Es la más perjudicial de todas las fases que pueden precipitar en estos aceros, influye de manera negativa en la tenacidad y la resistencia a la corrosión. Además, afecta tanto la ductilidad en caliente como la ductilidad a temperatura ambiente, tiene un valor de dureza mayor a 900 HV, es altamente frágil. Además este acero inoxidable por presentar una microestructura mixta de fracciones volumétricas casi iguales de ferrita y austenita, esta se ve favorecida por la ferrita, pudiendo aparecer como grietas muy finas.

El intervalo de temperatura dentro del cual puede precipitar esta fase es aproximadamente (900-550) °C, favoreciéndose su estabilidad por el elevado contenido de Cr, Mo, Nb presente en estos aceros. Esta fase precipita generalmente en las uniones triples o en los límites de grano ferrita/austenita. Esta fase coexiste con fases como los nitruros de cromo (Cr_2N , CrN), la austenita secundaria, la fase Chi (χ), la fase R, la fase π , M_7C_3 , M_{23}C_6 , y la fase τ las cuales afectan su nucleación y crecimiento.

Austenita Secundaria (Υ_2)

La descomposición de la ferrita (δ) a la austenita (Υ) puede ocurrir durante el enfriamiento en un amplio intervalo de temperatura. Para intervalos de temperatura mayores a 650 °C, la ferrita es transformada en austenita por difusión, la cual es más rápida, formándose precipitados de austenita con morfología similar a la morfología Widmanstätten, esta transformación obedece a la usual relación Kurdjumov-Sachs^(1,2,4,5), donde el contenido de Ni es significativamente mayor que el contenido de ferrita que la rodea y para intervalos de temperatura menores a los 600 °C, la ferrita es transformada en austenita de acuerdo al mecanismo propuesto por Southwick y Honeycombe^(1,4,5), quienes trabajaron con un DSS soldado y detectaron la presencia de austenita secundaria, específicamente en la zona afectada por el calor (ZAC) y la zona de fusión (ZF), con una orientación que obedece a la relación Nishiyama-Wasserman^(1,4,5).

Además de la precipitación de la austenita a partir de la ferrita (δ) durante el enfriamiento desde las altas temperaturas, se pueden considerar otras formas de transformación en estos aceros^(1,2,4).

(1) Por la reacción eutectoide $\delta \rightarrow \sigma + \gamma$, donde por la difusión rápida a lo largo de los límites de grano δ/γ resulta en una estructura típica eutectoide de fase sigma (σ) y de fase austenita (Υ), la cual ocurre generalmente en el intervalo de temperatura (900-700) °C.

Esta austenita formada en los límites de grano δ/γ es muy pobre en Cr, denominada austenita secundaria. Se presenta particularmente cuando el Cr_2N precipita cooperativamente, siendo una zona preferencial para el ataque por picadura.

(2) Como precipitados con morfología Widmanstätten

(3) Vía proceso de cizallamiento de la martensita

Nitruros de Cromo

Estos pueden precipitar cuando se realizan enfriamientos muy rápidos, en el intervalo de temperatura de (900-700) °C, por una sobresaturación de nitrógeno en la ferrita presentándose como partículas alargadas que precipitan intergranularmente de acuerdo a la relación cristalográfica $(0001)Cr_2N \parallel (011)\delta^{(4,5)}$, principalmente en los DSS y en los súper DSS como precipitados tipo $Cr_2N^{(1,2,4)}$. Además, del precipitado de nitruro de cromo (Cr_2N) hexagonal, también han sido observados precipitados de nitruros de cromo (CrN) cúbico en aceros inoxidable dúplex 2205 soldados, específicamente en la ZAC, sin modificación aparente de sus propiedades mecánicas y anticorrosivas^(1,2,4,5).

Fase χ

Esta fase intermetálica es cúbica y suele ser rica en Mo, siendo comúnmente encontrada en estos aceros inoxidable dúplex cuando han sido expuestos a prolongados tiempos en el intervalo de temperaturas de (700-900) °C. Además, esta fase tiene un efecto adverso sobre la tenacidad y las propiedades anticorrosivas, en menor grado que la fase sigma (σ), las cuales en muchos casos coexisten. Este efecto no debe ser ignorado, ya que durante tratamientos térmicos prolongados esta fase es sustituida por la fase sigma (σ).

Fase R

Es una fase intermetálica trigonal que puede precipitar en aceros inoxidable dúplex en el intervalo de temperaturas (550-800) °C. Infiuye en la fragilización y disminución de las propiedades anticorrosivas. Presenta una composición aproximada de (16-30) %Cr, (3-5) %Ni y (25-40) %Mo^(1,2).

Fase τ

Esta fase presenta una estructura cristalina cúbica y al igual que la fase R, contribuye a la fragilización y la corrosión por picadura cuando el material ha sido sometido a un tratamiento isotérmico de envejecimiento a 600 ° C. Esta fase contiene aproximadamente 28% Fe, 35% Cr, 3% Ni y 34% Mo, la cual se representa con la formula química de $Fe_7Mo_{13}N_4$,^(1,2,4).

Fragilización a 475 °C^(1,4)

La fase α' genera el fenómeno de fragilización que en algunos casos puede ser total en el material⁽²⁶⁾. Este tipo de fragilización ha sido observada en los aceros inoxidable ferríticos y en DSS en el intervalo de temperaturas (500-450) °C, donde la velocidad de precipitación es mayor (difusión). Este fenómeno de fragilización, es una consecuencia de la brecha de inmiscibilidad en el sistema Fe-Cr como fue propuesto por Williams⁽¹⁾. La fragilización es promovida principalmente por elementos tales como Cr, Mo, Cu. También el Ni tiene un efecto de forma indirecta, promoviendo la partición del Cr y Mo en la ferrita. Esta descomposición espinodal puede ocurrir de dos formas como se indica a continuación.

En el diagrama ternario del sistema Fe-Cr-Ni (ver anexo figura N° 52), ocurre la descomposición espinodal de la fase ferrita a la fase α' haciéndose rica en Cr y la fase ferrita queda rica en Fe y fuera de la espinodal pero dentro de la brecha de inmiscibilidad ocurre la clásica nucleación y crecimiento de la fase α' , fragilizando la ferrita. Esta fragilización es más rápida a elevadas temperaturas, aumentando su dureza. Este fenómeno se ha observado en aceros inoxidable dúplex 2205 soldados una vez alcanzada la temperatura aproximada de 380 °C, expuestos por prolongados periodos de tiempo, tales como unas 1000 horas^(1,4), ya que la forma como se distribuye el N en las fases no es una función sencilla de determinar.

Estas zonas enriquecidas en Cr (fase α') y Fe (fase δ), son las responsables del deterioro o pérdida de las propiedades mecánicas. La fase (α') puede formarse por nucleación y crecimiento o por descomposición espinodal^(4,26), como se describió anteriormente.

Como se menciona anteriormente, el Cr, Mo y Cu son los promotores de este fenómeno (fragilización a 475 °C). El Ni también tiene un efecto sobre la descomposición espinodal, pero este efecto es de naturaleza indirecta ya que el níquel promueve la partición del Cr y Mo en la ferrita. En trabajos recientes se ha encontrado que los aceros inoxidable

dúplex presentan un endurecimiento promovido y asociado con la fragilización debido a la precipitación de núcleos ricos en Cu al alcanzar temperaturas por debajo de los 500 ° C.

Este efecto de fragilización, se mide por la variación de los valores de dureza, tenacidad y también por el contraste modulado de la fase ferrita, el cual parece ser diferente al generado por la fragilización clásica a 475 ° C descrita anteriormente.

En la tabla siguiente, se indican las fases intermetálicas que pueden precipitar en los aceros inoxidable dúplex y juntas soldadas.

Tabla IV. Fases intermetálicas que se han podido observar en los aceros inoxidable dúplex después de soldados, con su respectiva información cristalográfica.

Tipo de precipitado	Formula	temperatura (°C)	Grupo espacial	Parámetro de red
Ferrita (δ)	-	-	Im3m	a = 0,286-0,288
Austenita (γ)	-	-	Fm3m	a = 0,356-0,362
Sigma (σ)	Fe-Cr-Mo	600-1000	P42/mnm	a = 0,879; c = 0,454
Nitruro de cromo	Cr₂N	700-900	P31m	a = 0,480; c = 0,447
Nitruro de cromo	CrN	-	Fm3m	a = 0,413-0,447
χ	Fe₃₆Cr₁₂Mo₁₀	700-900	I43m	a = 0,892
R	Fe-Cr-Mo	550-650	R3	a = 1,090; c = 1,934
II	Fe₂Mo₁₃N₄	550-600	P4I32	a = 0,647
T	ND	550-650	Fmmm	a=0,405; b=0,484; c=0,286
M₇C₃	-	950-1050	Pnma	a=0,452; b=0,699; c=1,211
M₂₃C₆	-	600-950	Fm3m	a = 1,056-1,065

ASPECTOS GENERALES PARA LA SOLDADURA DE LOS ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX

La soldadura, es una técnica industrial principalmente utilizada para la fabricación, mantenimiento, reparación y extensión de la vida útil de envases a presión, estructuras, maquinarias y muchos otros componentes, que de acuerdo a ciertas normas se puede calificar.

Para un componente o estructura soldada, el criterio de aprobación o rechazo dependerá del tipo de junta, procedimiento de soldadura seguido, consumibles, aplicación

de pre o post calentamiento, acabado superficial y evaluaciones mecánicas (destructivas y no destructivas).

Los tratamientos de pre o post calentamiento, normalmente no son recomendados, para estos aceros. Pero en algunos casos se requiere precalentar hasta los 150° C para eliminar la humedad en las juntas, secar el material de aporte, evitar distorsiones, así como aliviar las tensiones internas en piezas que han sido soldadas previamente, además, cuando se requiere realizar soldaduras con varios pases, esta temperatura de 150 °C, es importante controlarla; ya que, por encima de este valor se puede suministrar la energía suficiente para la nucleación de ciertas fases perjudiciales que pueden influir en las propiedades mecánicas de la junta soldada.

Con la limpieza de la superficie, se busca eliminar las fuentes de carbono que pueden afectar de forma directa la soldadura, ya que este elemento favorece la precipitación de la fase sigma (σ) que influye de manera negativa en las propiedades mecánicas, anticorrosivos y se disminuye la soldabilidad de estos aceros. También con la limpieza de la pieza de trabajo, se busca eliminar cualquier fuente de hidrógeno que posibilite su fragilización una vez realizada la soldadura.

El control de la entrada de calor^(16,23) en estos aceros inoxidable es esencial, ya que estos aceros inoxidable son muy susceptibles a cambios microestructurales que se generan durante la soldadura o al realizar tratamientos térmicos inadecuados. Entonces, una entrada de calor baja evitaría modificaciones excesivas en la microestructura del material soldado en relación con el metal base, manteniéndose el balance de fases (50% Ferrita-50% Austenita), conservando sus buenas propiedades mecánicas y anticorrosivas. La cantidad de calor aportada a la pieza de trabajo depende directamente del proceso de soldadura, es decir de la intensidad de corriente de trabajo, el voltaje y la velocidad de avance durante la soldadura, así como del espesor del metal base, temperaturas de interpases y velocidad de enfriamiento de la soldadura (ZF y ZAC).

Al utilizar material de aporte en la soldadura se busca que su composición sea similar a la del metal base o de composición austenítica que permita mantener el balance de fases en la soldadura, ya que de lo contrario se generan cambios químicos que influyen marcadamente en sus propiedades mecánicas y anticorrosivas. En este caso se emplea el cálculo del factor de dilución⁽⁶⁾ y el valor de aporte calórico^(7,15,16).

De acuerdo a la literatura, muchos autores^(8,9,16,17) coinciden en que para estructuras o piezas que han sido soldadas, el contenido de ferrita en el cordón debe estar entre (30-70) %, ya que, para niveles mayores de ferrita (\uparrow 80%), se reduce el valor de tenacidad, aumentando su fragilidad e incrementándose la posibilidad de susceptibilidad por hidrógeno. Por otro lado el contenido de ferrita en la ZAC corresponderá al intervalo (50-70) %. Estos valores representan la fracción volumétrica de las fases constituyentes en las distintas zonas de la junta soldada; siendo estas zonas donde se exhiben los cambios o modificaciones de las propiedades mecánicas y anticorrosivas, originados por el proceso de soldadura.

El acero inoxidable dúplex es fácilmente soldable en todas las posiciones por cualquiera de los procesos de arco, resistencia, láser y haz de electrones.

SOLDADURA DE LOS ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX POR ARCO DE PLASMA^(7,8,9,10)

El proceso de soldadura por arco de plasma de acuerdo a sus características físicas se considera una derivación del proceso TIG, ya que este utiliza un electrodo no consumible de tungsteno o tungsteno-(2%) torio que está en contacto con el gas de plasma dentro de una cámara constrictora donde se genera el arco.

La soldadura por arco de plasma, consiste en hacer incidir el arco de plasma sobre la pieza de trabajo, formando el charco metálico que genera la coalescencia del metal y posteriormente solidifica para formar el cordón de soldadura. Este arco de plasma se forma por el calentamiento del gas inerte alcanzándose temperaturas de (10000-17000) °C, hasta

ionizarlo logrando conducir electricidad, todo este fenómeno ocurre dentro de la cámara constrictora y luego el arco de plasma es forzado a salir por un orificio reducido, a gran velocidad generándose mayor constrictión, mayor direccionalidad y estabilidad del arco hasta incidir sobre la pieza de trabajo. Existen dos tipos de arco.

Arco transferido o arco principal

El arco se establece entre el electrodo y la pieza de trabajo. El modo de arco transferido se emplea generalmente para soldar cualquier material, se logra transferir mayor calor a la pieza, se puede soldar en cualquier posición. Se recomienda trabajar con niveles de corriente menores a 220 Amp^(7,15,24), estos bajos niveles de corriente permiten disminuir el deterioro del electrodo.

Arco no transferido

Este arco se establece, entre el electrodo y la boquilla constrictora, transfiriéndose una menor cantidad de calor a la pieza de trabajo. Se emplea generalmente para realizar cortes y soldar metales no conductores de electricidad. En la siguiente figura se muestra cada tipo de arco.

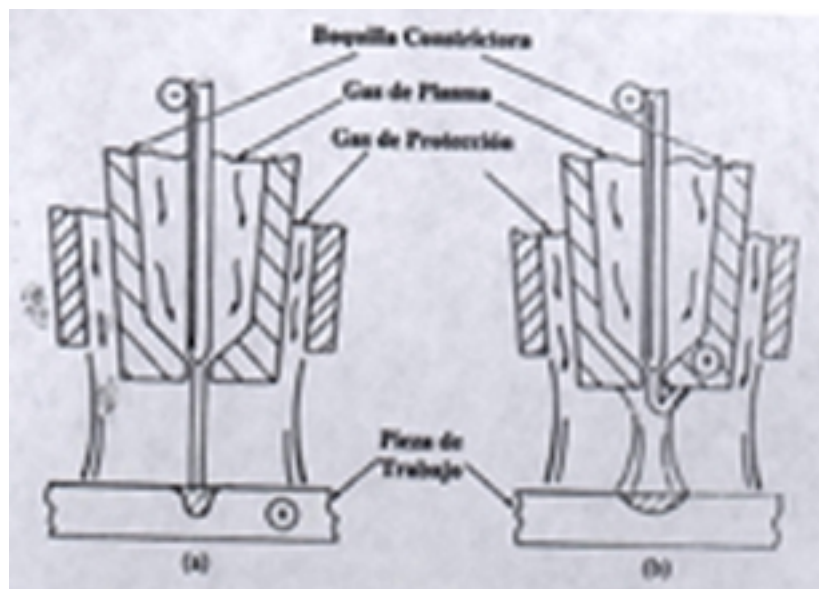


Fig. N° 2. (a) Arco Transferido, (b) Arco no Transferido

Técnicas de soldadura

Las técnicas de soldadura^(12,13,24,25) que se pueden aplicar por arco de plasma son.

*Técnica “Ojo de Cerradura”

La técnica “Ojo de Cerradura”, consiste en lograr iniciar, estabilizar y finalizar un arco de plasma con el cual se logra formar un charco metálico, penetrando completamente la pieza de trabajo, generándose un orificio llamado ojo de cerradura el cual va avanzado con el movimiento de la antorcha y el charco metálico va solidificando gradualmente hasta formar el cordón de soldadura.

Esta característica de soldabilidad depende principalmente de los parámetros o variables que tienen mayor influencia sobre el proceso, tales como: la corriente de soldadura, la velocidad de avance, el flujo de gas de plasma y el equilibrio de fuerzas de presión del arco sobre el charco metálico, lográndose una relación ancho/profundidad elevada por su carácter puntual, obteniéndose soldaduras de alta calidad, es decir soldaduras, con ZAC bien reducidas, buen aspecto superficial, buen refuerzo de raíz, en un solo pase con o sin material de aporte, para casi todos los materiales con espesores hasta 12mm, en todas las posiciones. En la siguiente figura se ilustra el ojo de cerradura y la uniformidad de la soldadura obtenida a través de esta técnica de soldadura por arco de plasma.

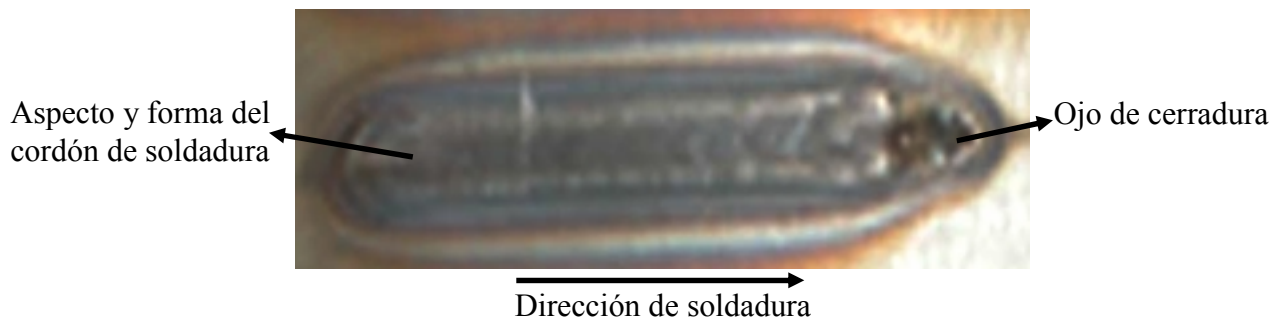


Fig. N° 3. Aspecto superficial de la soldadura y el ojo de cerradura

Los valores de intensidad de corriente que se emplean para esta técnica son mayores a 100 Amp y menores a 300 Amp, estos niveles de corriente permiten disminuir el deterioro

del electrodo, ya que el nivel de corriente de soldadura empleada depende del espesor del material. La inestabilidad del arco de plasma puede producir discontinuidades tales como socavadura, falta o exceso de penetración en la pieza, generándose soldaduras de mala calidad.

La abertura del orificio generada sobre la pieza de trabajo (ojo de cerradura)^(7,8,15), como se ilustra en la figura N° 3, sirve como vía de escape de las impurezas, poros o gases generados durante la soldadura. Esta particularidad hace que sea difícil conseguir soldaduras con estos defectos.

***Técnica de microplasma:**

Se aplica para piezas de espesores reducidos ($0,1 < e < 1,5$) mm, donde se utilizan bajos niveles de corriente ($I < 25$ Amp), obteniéndose uniones de poca penetración; ya que, el plasma se usa como fuente de calor. La soldadura por microplasma se utiliza ampliamente en la fabricación de mobiliarios de oficina, artículos domésticos, componentes electrónicos y aeroespaciales, criba metálica, termocuplas y tubos de pared delgada.

***Técnica por fusión:**

La soldadura por fusión se logra con un arco de plasma más suave, menos restringido y con bajo flujo de gas de plasma, que el requerido para la técnica “Ojo de Cerradura”. La intensidad de corriente puede variar desde 25 a 200 Amp. Se puede utilizar o no material de aporte. Se puede soldar en todas las posiciones, lográndose altos volúmenes de producción, es repetitivo, de alto ciclo y se opera de manera manual pudiéndose controlar la forma, acabado superficial y ancho de la soldadura.

INFLUENCIA DE LOS PARÁMETROS O VARIABLES DE SOLDADURA POR ARCO DE PLASMA^(7,8,15,16,25)

Para poder iniciar, estabilizar y finalizar el arco de plasma que genere el ojo de cerradura sobre la pieza de trabajo y lograr una soldadura adecuada, se debe conocer como

influye cada parámetro o variable en el proceso. Existen variables o parámetros que ejercen poca influencia sobre el proceso de soldadura, por lo que se pueden considerar constantes, estos son: la punta del electrodo dispuesta a 30°, el flujo de gas de protección y la distancia antorcha-pieza de trabajo^(7,15,25).

Por otro lado las variables o parámetros que tienen fuerte influencia sobre este proceso de soldadura por la técnica “Ojo de Cerradura” son:

Corriente de soldadura

La soldadura por arco de plasma por la técnica “Ojo de Cerradura”, depende no solo de la intensidad de corriente empleada, sino también de la velocidad de trabajo y el flujo de gas de plasma. Estas variables no se pueden evaluar por separado; ya que no tienen un efecto significativo en la soldadura. Como se mostrara en las siguientes figuras donde se relacionan estas variables.

Para aumentos excesivos de corriente se produce un colapso de la parte fundida, generándose uniones soldadas con excesiva penetración o en algunos casos corte de la pieza de trabajo, además de causar deterioros en el electrodo y la boquilla constrictora, debido a la formación de un arco doble, es decir uno entre el electrodo y la boquilla constrictora y otro entre la boquilla constrictora y la pieza de trabajo.

Para niveles de corriente de soldadura reducidos, no se logra estabilizar completamente el arco de plasma, disminuyendo las fuerzas que se generan para formar el charco metálico, obteniendo soldaduras de baja calidad por la falta de penetración y un acabado superficial basto.

El nivel de intensidad de corriente seleccionado depende directamente del espesor de la pieza de trabajo, este nivel de soldadura, influye en la calidad de la soldadura por las fuerzas de presión generadas en el charco metálico y la temperatura de arco alcanzada^(7,15,25). En la siguiente figura se observa como es la variación de la intensidad de corriente en función del espesor de la pieza de trabajo^(7,27).

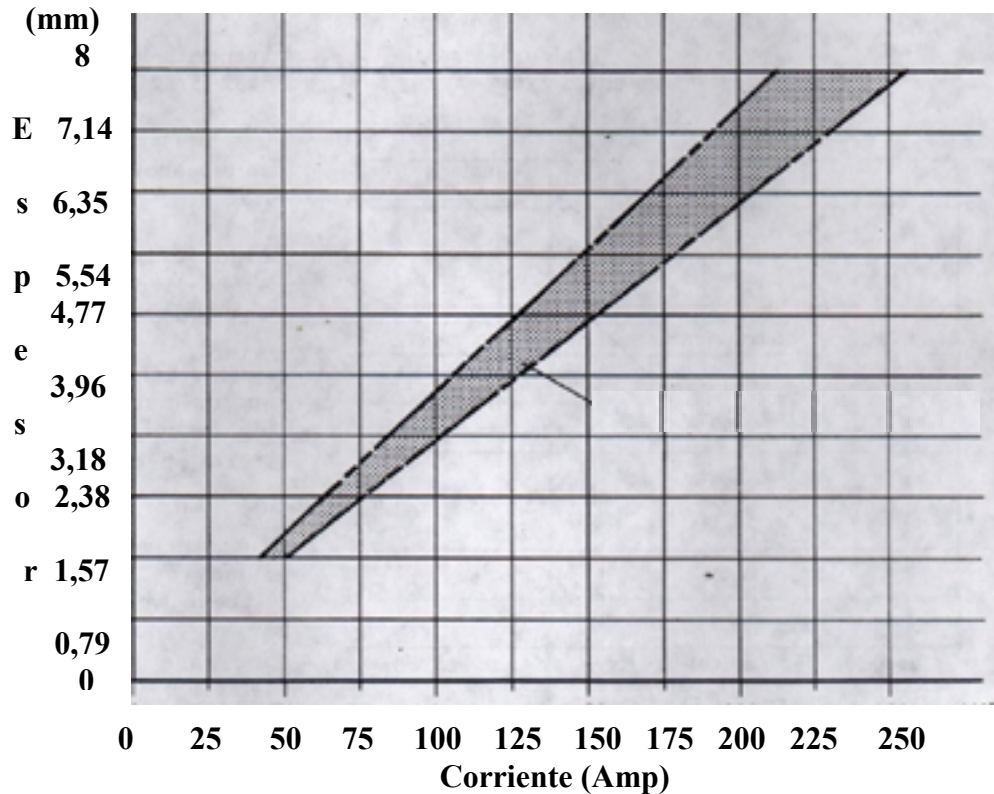


Fig. N° 4. Gráfica intensidad de corriente (Amp) vs espesor (mm)

De acuerdo con esta grafica los niveles de intensidad de corriente aumentan en función del aumento del espesor del material.

El modo de operación de corriente continua en electrodo negativo (CCEN) es el más utilizado, donde la mayor parte de la energía se suministra a la pieza de trabajo y el deterioro del electrodo es reducido, cuando se trabaja con intensidades de corriente por debajo de 200 Amp.

Por la técnica “Ojo de Cerradura”, se pueden soldar casi todos los metales en CCEN y en todas las posiciones, sin necesidad del diseño de juntas cuando se emplean materiales con espesores hasta 12 mm, en un solo pase, con o sin material de aporte, a excepción del aluminio y sus aleaciones que se unen por polaridad variable (CPV) y polaridad continua de electrodo positivo (CCEP).

La modalidad de CCEP genera elevado calentamiento del electrodo, acelerando su deterioro. La mayor aplicación con este modo de trabajo (CCEP), es para soldar aluminio y sus aleaciones.

En corriente continua pulsada (CCP), se varía la amplitud entre un valor mínimo llamado corriente de base (I_b) y un valor máximo llamado corriente de pico (I_p). Paula Jr y Lucas⁽²⁵⁾, lograron conseguir mejor estabilidad del ojo de cerradura por CCP; determinando que las variaciones de CCP son función del espesor y composición del material a soldar.

El modo de corriente continua de polaridad inversa (CCPI), se utiliza para eliminar la cascarilla de óxido que se forma sobre la superficie del metal. Se acelera el deterioro del electrodo por la elevada distribución de calor entre la pieza de trabajo y el electrodo; es decir, la pieza de trabajo actúa como polo negativo disipando cerca del 30% de calor y el electrodo que es el polo positivo disipa el 70% restante.

Para el modo de corriente de polaridad variable (CPV), la soldadura por la técnica “Ojo de Cerradura” se realiza en un solo pase, en juntas de raíz cuadrada, con penetración total para espesores hasta 12,7 mm en aluminio. Para espesores mayores se requiere el diseño de juntas y varios pases de relleno.

Velocidad de soldadura

Influye de forma significativa en la calidad de la soldadura, ya que esta directamente relacionada con la cantidad de calor suministrada a la pieza de trabajo por unidad de tiempo. Es decir, para velocidades elevadas de soldadura, no se puede llegar a estabilizar el arco de plasma que facilite la formación del ojo de cerradura, produciéndose falta de penetración y la formación de defectos tales como mordeduras, imperfecciones superficiales, las cuales son detectadas por inspección visual.

Las bajas velocidades de soldadura forman un excesivo ojo de cerradura, causando un colapso en el charco metálico, debido al desequilibrio de fuerzas para mantener la estabilidad del arco de plasma, generándose un aspecto superficial basto y en muchos casos

corte de la pieza de trabajo^(7,15,25). La grafica, indica como es la variación de la velocidad de avance en función de los niveles de corriente empleados^(7,27).

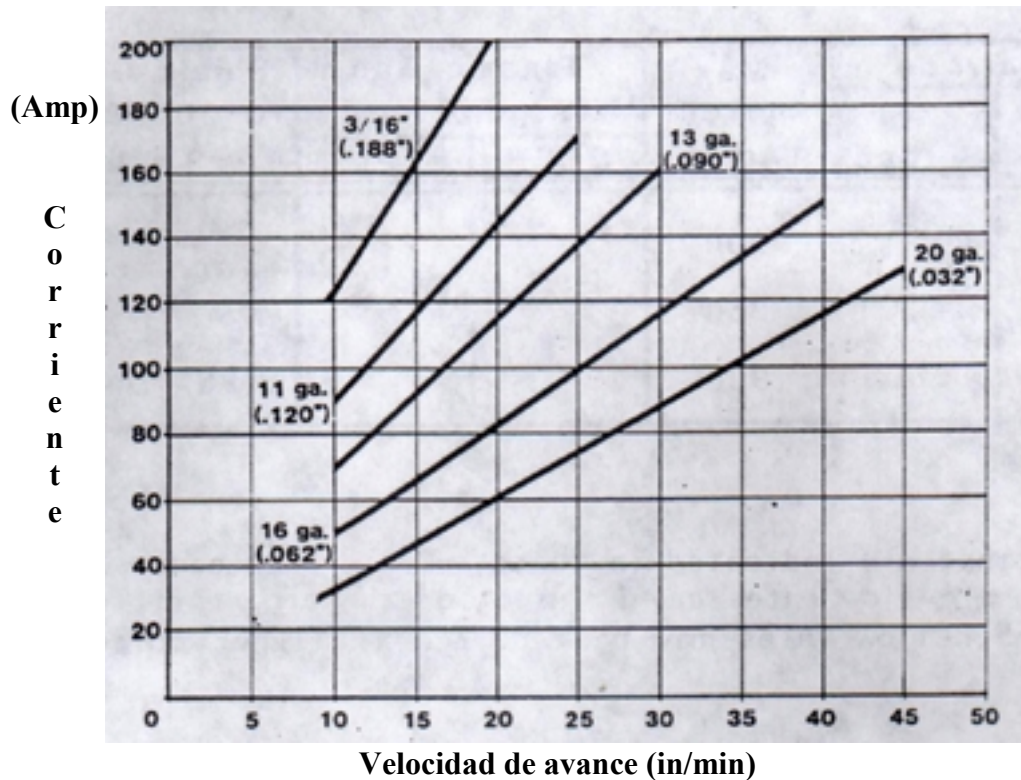


Fig. Nº 5. Gráfica intensidad de corriente (Amp) vs Velocidad de avance (in/mim)

Flujo de gas de plasma

La tasa de flujo de gas de plasma tiene un efecto significativo en la formación y estabilidad del arco de plasma para la formación del charco metálico y obtener un cordón de soldadura de buena calidad.

Un aumento en el flujo de gas de plasma resulta en un incremento de la velocidad de emisión del arco de plasma desde la cámara constrictora, aumentando la presión sobre el charco metálico, con lo cual se logra desplazar mayor cantidad de metal fundido, mejorándose las condiciones para la formación del ojo de cerradura. Es decir, a medida que se aumentan los niveles de flujo de gas de plasma, aumenta la relación profundidad/ancho del cordón, consiguiéndose los niveles de penetración adecuados.

Para flujos excesivos de gas de plasma se produce una expulsión pronunciada del metal fundido, por la alta velocidad de emisión del arco de plasma desde la boquilla constrictora generándose exceso de penetración, socavadura y en algunos casos corte de la pieza, además se genera un elevado deterioro en el electrodo y la boquilla constrictora.

Para bajos flujos de gas de plasma, el arco de plasma que se logra formar no posee la fuerza suficiente para generar el ojo de cerradura en el charco metálico, ya que este es emitido con una baja velocidad desde la boquilla constrictora generándose penetración incompleta y un cordón con aspecto superficial irregular una vez solidificado. (ver anexo, tabla VIII composición de gas).

La figura siguiente corresponde a la variación del flujo de gas de plasma en función de la intensidad de corriente^(7,27).

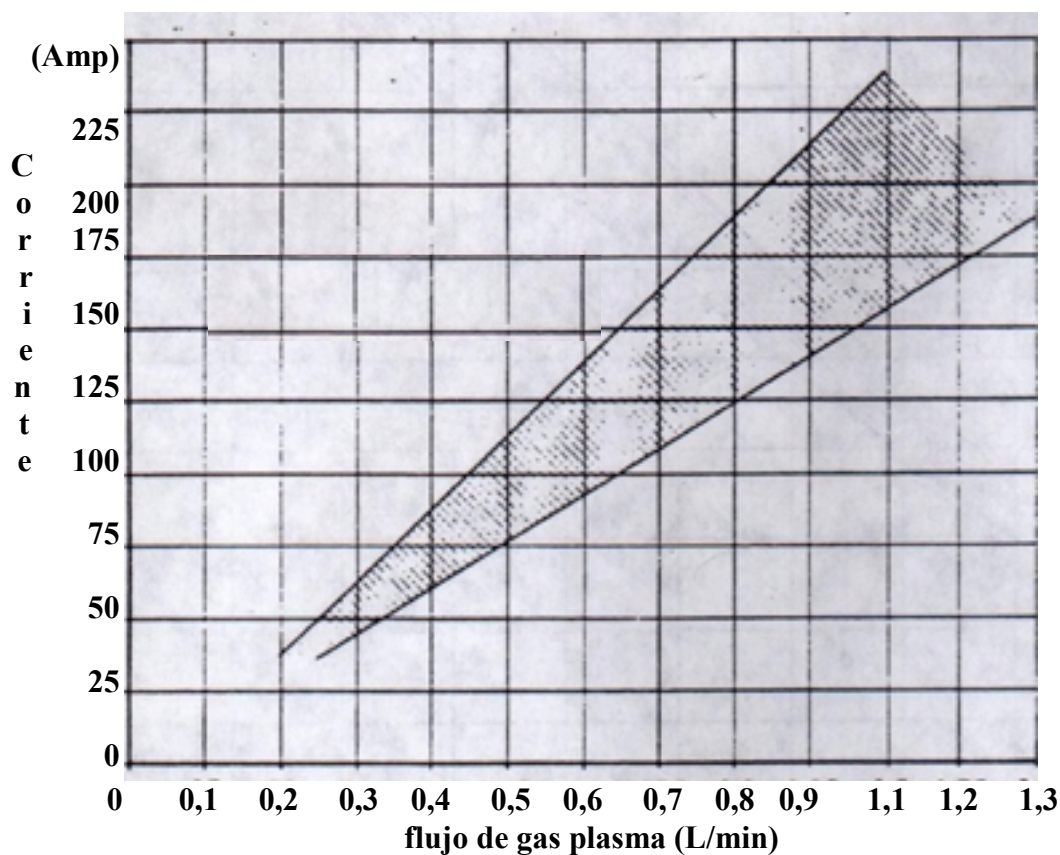


Fig. N° 6. Gráfica flujo de gas de plasma vs intensidad de corriente.

De la grafica anterior, se tiene que para elevados niveles de corriente aumenta el flujo de gas de plasma lo cual permite lograr una mejor relación profundidad/ancho, lográndose soldaduras adecuadas.

Todas estas graficas relacionan las tres variables más influyentes sobre el proceso de soldadura por arco de plasma (ver anexo, figura N° 53). Estas variables no se pueden evaluar por separado; ya que no tienen un efecto significativo, como se pudo observar en estas graficas.

EQUIPO DE SOLDADURA POR ARCO DE PLASMA

El equipo de soldadura por arco de plasma (PAW) varía de un fabricante a otro. Consta de:

Una fuente de poder ac/dc.

Antorcha de soldadura, la cual es más compleja que la utilizada en el proceso GTAW.

Todas las antorchas para soldadura por plasma son enfriadas con agua o refrigerante, incluso las de baja corriente. Las antorchas pueden ser manuales o automáticas y de varios tamaños dependiendo de los valores de intensidad de corriente utilizados (100-300) amp.

Utiliza un electrodo de tungsteno o tungsteno-(2%) torio, el cual esta ubicado dentro de la antorcha (cámara constrictora) para generar el arco con mayor constricción y evitar la contaminación con el medio.

Una consola de control, la cual consta de una fuente de poder llamada unidad de alta frecuencia, que se usa para iniciar el arco piloto, válvulas de gas y agua, un circuito de protección para la antorcha y un amperímetro.

Cilindros, los cuales contienen los diferentes gases de plasma y protección utilizados para la formación y protección del arco, estos se conectan a los medidores para registrar el flujo

de gas. En la siguiente figura se muestra la configuración del equipo. Cuando se emplea material de aporte se utiliza la unidad mecánica o automática con velocidad constante.

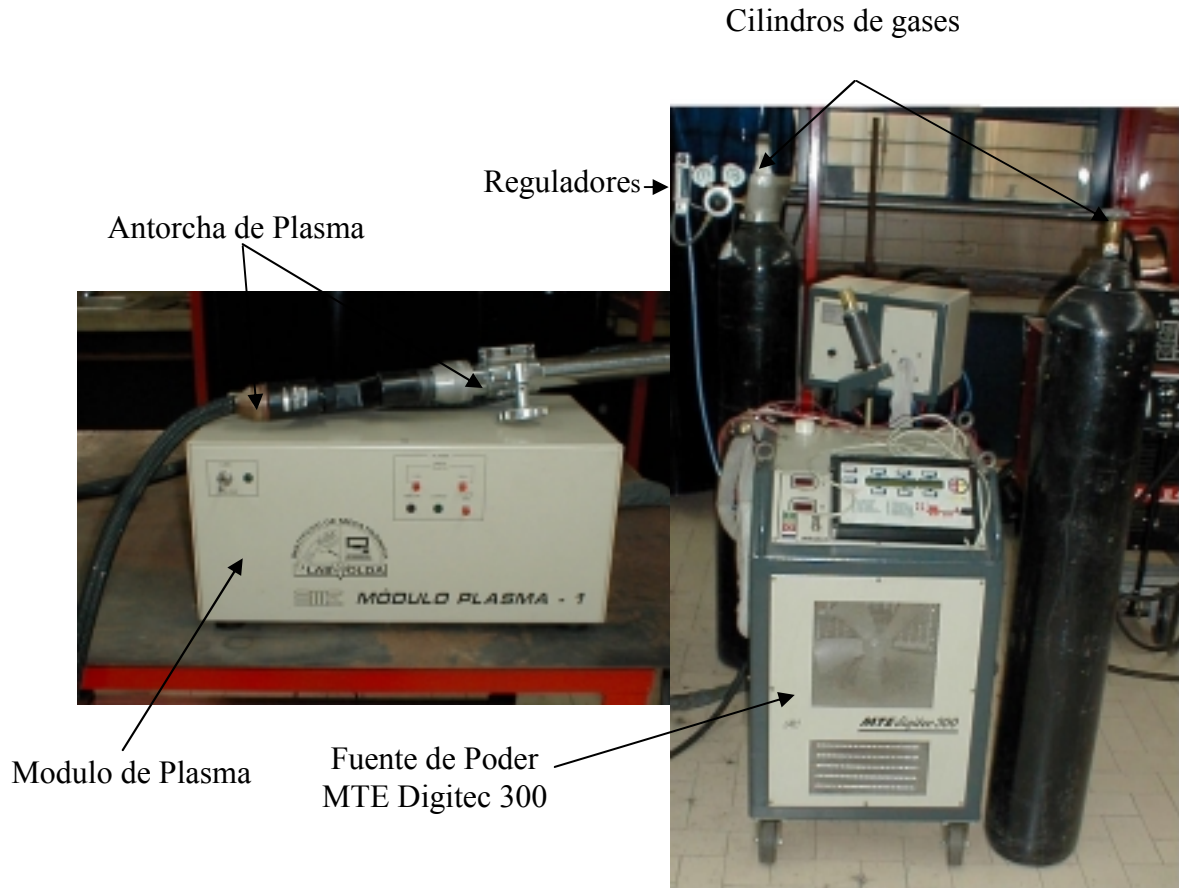


Fig N° 7. Equipo de plasma y sus respectivas partes.

PRINCIPIOS DE FUNCIONAMIENTO

La soldadura por arco de plasma es prácticamente una extensión del proceso de soldadura por arco de tungsteno y gas (GTAW), donde se genera una mayor concentración de energía y una mayor velocidad del arco de plasma en virtud de la constricción que se logra en la boquilla cuando este es emitido hasta incidir sobre la pieza de trabajo. El gas de plasma se hace pasar por el soplete rodeando al electrodo y este gas de plasma logra ser ionizado por las elevadas temperaturas que se generan dentro de la cámara constrictora, lográndose posteriormente conducir electricidad, formando el arco de plasma, el cual es

protegido por un gas inerte que sale a través de una copa en la antorcha rodeándolo completamente hasta incidir sobre la pieza de trabajo.

La boquilla constrictora tiene dos dimensiones principales: el diámetro de orificio y la longitud de garganta. Una vez generado el arco de plasma es forzado a salir por un orificio y el arco de plasma emitido, es enfocado sobre un área relativamente pequeña de la pieza de trabajo, debido a la forma cilíndrica que se genera por lo constreñido del arco, hasta incidir sobre la pieza de trabajo, permitiéndose una mayor separación entre la pieza de trabajo y la antorcha, consiguiéndose zonas afectadas por el calor menores a las generadas por los procesos de soldadura mas empleados industrialmente tales como el proceso GMAW⁽¹²⁾, GTAW.

El grado de constricción se logra con boquillas de orificios reducidos y una mayor distancia de retirada del electrodo dentro de la cámara constrictora (de acuerdo con el fabricante)^(15,24,27), aumentando el carácter puntual y direccional del arco de plasma que caracteriza a este proceso de soldadura. En la figura N° 53 (ver anexo) se ilustra la calidad de soldadura.

PRINCIPALES VENTAJAS DEL PROCESO DE SOLDADURA POR ARCO DE PLASMA

- ✓ Se obtiene una mayor concentración de energía por el carácter puntual del arco de plasma.
- ✓ Se logra una mayor relación ancho/profundidad en la pieza de trabajo, en comparación con la lograda por el proceso GTAW.
- ✓ La distancia antorcha-pieza de trabajo es menos critica que para el proceso GTAW.
- ✓ Se reduce la posibilidad de contaminación del electrodo.
- ✓ No se requiere de la preparación o diseño de juntas, para materiales ferrosos y no ferrosos con espesores hasta 12 mm, los cuales se pueden soldar en un solo pase.
- ✓ Se elimina en la soldadura la existencia de defectos como impurezas, poros o gases.

- ✓ La alta constricción del arco y los niveles adecuados de corriente garantizan un control adecuado de la entrada de calor y un menor cambio microestructural de la pieza de trabajo.
- ✓ Se pueden realizar soldaduras en un solo pase, en aluminio para espesores hasta 12,7 mm.
- ✓ Se obtienen soldaduras de alta calidad, en un tiempo corto, resultando en una reducción de costos.
- ✓ Se puede realizar de manera automática y manual. En la operación manual se tiene la libertad de observar y controlar el proceso.
- ✓ Se consigue consistente calidad radiográfica.
- ✓ Se puede utilizar o no material de aporte.
- ✓ Se puede soldar en cualquier posición.

LIMITACIONES DEL PROCESO DE SOLDADURA POR ARCO DE PLASMA

- × Como principal limitación, se tiene el elevado costo del equipo o unidad de plasma.
- × La antorcha debe recibir un mantenimiento adecuado y periódico para su buen funcionamiento.
- × No se puede aplicar “in situ. No es portátil.
- × Se requiere el amplio conocimiento del operador para optimizar el funcionamiento del equipo y obtener el mayor rendimiento.
- × Se debe trabajar por debajo de los 250 Amp para reducir el deterioro del electrodo.
- × Se requiere un equipo o unidad de arco piloto para iniciar el arco de plasma.
- × No se tolera la falta de alineación en la junta.

EVALUACIONES REALIZADAS A JUNTAS SOLDADAS^(11,13,14)

Estas evaluaciones bien sean destructivos o no destructivos permiten determinar la calidad de la soldadura, certificar la soldadura o certificar el proceso de soldadura de acuerdo a una serie de normas. Las evaluaciones que generalmente se realizan a juntas soldadas de acuerdo al código ASME sección IX son:

Ensayos no destructivos

Son métodos de inspección y evaluación que se realizan a piezas y equipos puestos en servicio, con la finalidad de determinar la existencia de defectos, discontinuidades que influyen en sus propiedades mecánicas, sin que se destruya o desactive la pieza. Con estas evaluaciones se logra determinar el tamaño, forma, dimensión, ubicación y tipo de discontinuidad interna o externa de la pieza. Entre estos ensayos tenemos.

Inspección Visual

Con esta técnica, se comprueba el aspecto superficial e integridad de la soldadura, además de detectarse discontinuidades abiertas con una profundidad no menor a 3mm, que son perceptibles al ojo humano. Los diferentes defectos que se pueden detectar son grietas, socavaduras, exceso o falta de penetración.

Líquidos Penetrantes

Para realizar esta inspección, se requiere una superficie completamente limpia, sobre la cual se aplica el líquido penetrante y el revelador en forma de spray, para identificar los defectos superficiales por coloración. Los líquidos penetrantes se emplean para determinar defectos superficiales que no son perceptibles al ojo humano. Entre los defectos que se pueden determinar por esta técnica están los poros, grietas los cuales son identificados con una coloración que se genera sobre la superficie de la pieza inspeccionada.

Radiografía Industrial

Esta evaluación se realiza a las piezas soldadas para detectar discontinuidades internas y externas en el material, tales como poros, grietas, falta de fusión, impurezas, gases atrapados que no se distinguen a simple vista o no son reveladas por las otras evaluaciones no destructivas. Esta técnica es ampliamente utilizada en la evaluación de piezas soldadas; ya que, se logran definir y ubicar con mayor claridad y exactitud los defectos sin necesidad de realizar las otras evaluaciones no destructivas, disminuyéndose los costos.

Ensayos destructivos

Para estos ensayos, se requiere que la pieza o partes a evaluar, sean destruidas o desincorporadas, con la finalidad de medir o determinar ciertas propiedades mecánicas.

Estas evaluaciones se realizan a probetas obtenidas de la pieza original. Estos ensayos son exigidos por la norma cuando se desea certificar un procedimiento de soldadura o calificar la soldadura. Entre estos ensayos tenemos.

Ensayo de dureza

Este ensayo permite medir la resistencia que el material presenta a ser penetrado por un indentador. Con este ensayo se logra medir la resistencia de los cordones de soldadura y poder determinar la existencia de heterogeneidades a lo largo de la misma. Este se realiza de forma transversal al cordón de soldadura.

Ensayo de tenacidad de impacto

Este ensayo permite conocer la resistencia de un material al ser impactado por una carga y esta medida se da por la energía absorbida después de fallar. Se realiza a diferentes valores de temperatura para conocer el comportamiento dúctil-frágil de la pieza, la cual se denomina temperatura de transición. También se puede realizar a temperatura constante para determinar que tanta energía puede absorber el material soldado comparado con el material sin soldar.

II.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

SOLDADURA

- Buscar parámetros adecuados para la soldadura:
- Intensidad de Corriente
- Velocidad de Avance
- Flujo de Gas de Plasma
- Realizar soldadura sobre láminas de acero inoxidable SAF-2205
- Construir grafica y definir zona adecuada de soldadura
- Elaborar cupones de prueba
- Realizar las soldaduras sobre los cupones de prueba
- Seleccionar las 6 mejores condiciones de soldadura
- Realizar corte transversal para obtener probetas de cada condición
- Macroataque con HCl (37 %).
- Seleccionar mejor condición de soldadura

FORMAS DE ENFRIAMIENTO

- Registrar la variación de la temperatura en función del tiempo para el enfriamiento normal de un cupón de prueba soldado con la mejor condición, por medio del Software “Data Logging Software Package”.
- Construir grafica Temperatura (°C) vs tiempo (seg)
- Determinar el tiempo adecuado para realizar el enfriamiento

Enfriamiento en Agua

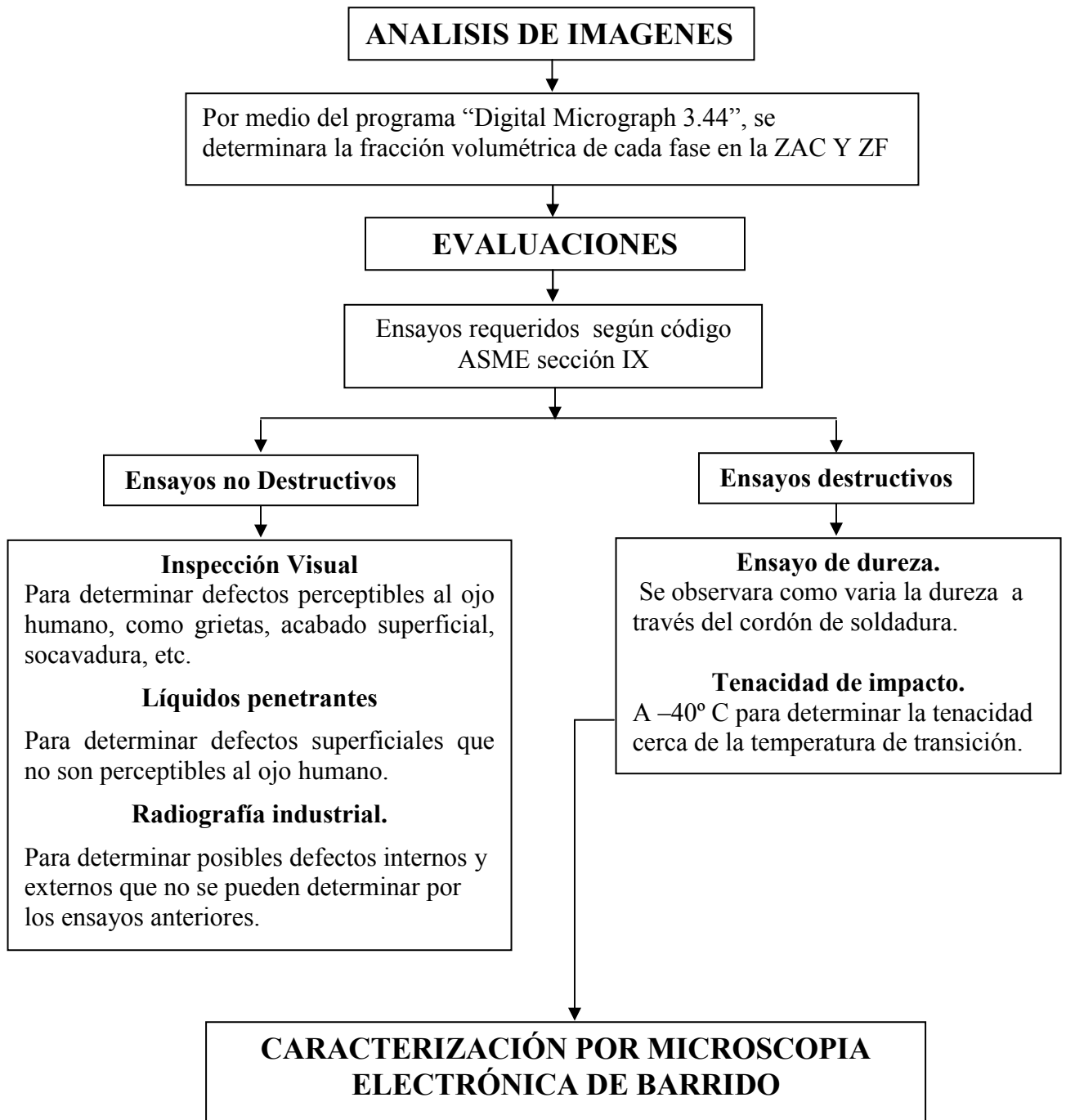
Esperar 1 minuto después de finalizada la soldadura y enfriar bruscamente en agua.

Enfriamiento en Aire Agitado

Esperar 1 minuto después de finalizada la soldadura y enfriar en aire agitado

METALOGRAFIA

- Realizar corte transversal de los cupones obtenidos de la etapa anterior
- Desbastar y pulir probetas de ambas condiciones
- Atacar con 20% (HCN₃), 20 ml de metanol y 4 ml HCl al 37% durante 3 minutos.
- Observar al microscopio óptico y tomar fotografías a aumentos de 50X, 200X y 400X, tanto del metal base como de la ZAC y ZF.



El anterior esquema corresponde con el procedimiento experimental que se seguirá para la realización de este estudio. A continuación se especifica con mayor detalle cada una de las etapas a desarrollar.

Se emplearan láminas de acero inoxidable dúplex SAF 2205, con dimensiones de 10*20*0,6 cm, sobre las cuales se realizaran cordones de soldadura por arco de plasma a través de la técnica “Ojo de Cerradura” y una vez conseguidas las condiciones adecuadas de soldadura, se consideraran dos formas de enfriamiento una en agua y otra aire agitado (para así evitar la posible precipitación y crecimiento de fases intermetálicas perjudiciales en la junta soldada).

SOLDADURA

El gas seleccionado para plasma y protección será argón puro (ver anexo Tabla VIII composición de argón puro); ya que este gas es inerte y se ioniza fácilmente.

Partiendo de valores correspondientes a los parámetros o variables de soldadura establecidos en trabajos previos^(7,8,9,15,24,25), que son lo que ejercen mayor influencia sobre este proceso de soldadura. Se conseguirán los valores adecuados de estas variables como son: velocidad de trabajo, corriente de soldadura, flujo de gas de plasma para producir soldaduras adecuadas. Se realizaran soldaduras sobre estas láminas variándose los parámetros mencionados anteriormente hasta conseguir soldaduras con penetración total.

Luego se emplearan láminas que estarán dispuestas a tope las cuales se denominaran cupones de prueba, y sobre las cuales se realizaran soldaduras en un solo pase, en modo de CCEN, sin material de aporte hasta conseguir la condición de penetración total, buen acabado superficial y uniformidad de la junta soldada, a partir de las condiciones previamente establecidas.

Logrado esto, se seleccionaran las 6 mejores condiciones de soldadura y se determinara cual es la mas adecuada en función del menor calor aportado suministrado a la pieza de trabajo, buen aspecto superficial, buen refuerzo de raíz y penetración total, con el cual se buscara garantizar el menor cambio microestructural, específicamente en la ZAC y ZF, en función de mantener el balance de fases y así evitar cambios relevantes en las propiedades mecánicas.

FORMAS DE ENFRIAMIENTO

Conseguida una condición adecuada para la soldadura, de acuerdo a la etapa anterior, se realizara la soldadura en un nuevo cupón de prueba, en el cual se insertara una termocupla, esta termocupla estará acoplada a un computador, permitiendo registrar la variación de la temperatura en función del tiempo. Esto lo permite el software “Data Logging Software Package”. Posteriormente con estos datos se construirá una grafica temperatura vs tiempo ($T(^{\circ}\text{C})$ vs $t(\text{seg})$), la cual facilitara la interpretación de la misma y poder considerar el tiempo adecuado para realizar las dos formas de enfriamiento planteadas en este estudio, que permitan evitar la precipitación de fases perjudiciales que de acuerdo al diagrama TCC precipitan por debajo de 1000°C , las cuales influyen en las propiedades mecánicas y anticorrosivas.

METALOGRAFIA

Finalizada la etapa de soldadura y determinado el tiempo adecuado para realizar las dos formas de enfriamiento de los dos cupones de prueba, se realizaran cortes transversales sobre estos, para obtener las probetas que se emplearan para la preparación metalográfica.

La secuencia seguida para la preparación metalográfica constara de un desbaste grosero, intermedio, fino, pulido y ataque. El ataque se realizara con una solución de 20 ml de ácido nítrico (HNO_3), 20 ml de metanol y 4 ml de ácido clorhídrico (HCl), en 3 min aproximadamente, para revelar la microestructura en el cordón de soldadura y el metal base para ser observados al microscopio óptico, y determinar de forma macro la distribución de fases en el cordón y zona afectada por el calor con respecto al metal base, donde se tomaran una serie de fotografías a aumentos de 50X, 200X y 400X.

EVALUACIONES REALIZADAS A JUNTAS SOLDADAS

Se realizaran una serie de evaluaciones tanto destructivas como no destructivas de acuerdo al código ASME sección IX, sobre los cupones de prueba para determinar como influye el proceso de soldadura y las dos formas de enfriamiento establecidas en este estudio sobre las propiedades mecánicas de la junta soldada con respecto al metal base.

Ensayos no destructivos

Estos ensayos corresponderán a la inspección visual, líquidos penetrantes y radiografía industrial para verificar el acabado superficial de la soldadura y la existencia de defectos internos y externos con una cierta tolerancia para cada cupón de prueba.

Para la evaluación radiográfica se trabajara con un gráfico (ver anexo, figura N° 54) que relaciona el espesor del cordón de soldadura, el voltaje (Kv) y la intensidad de corriente por tiempo (mA*min), de donde se podrá determinar el tiempo de exposición y la corriente necesaria para realizar la radiografía.

Ensayos destructivos

Ensayo de Dureza

Se realizara un barrido de huellas de dureza en la sección transversal de la soldadura tanto en la parte superior como inferior del cordón de soldadura para verificar la existencia de heterogeneidades en la soldadura.

La probeta para el ensayo de dureza corresponderá a la utilizada para metalografía y MEB, que presentara la siguiente disposición y la dirección del barrido de huellas de dureza se hará como indica la figura.

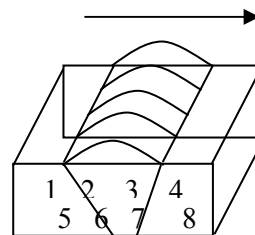


Fig N° 8. Probeta empleada para ensayo de dureza

Ensayo de Tenacidad

Este ensayo se realizara con probetas subsizes con dimensiones de 5*10*55 mm, con una entalla de 2mm de profundidad sobre el cordón de soldadura, que se elaborará por electroerosión como lo establece la norma la norma ASTM A 296-98-método B⁽¹¹⁾. Este

ensayo permitirá conocer la temperatura de transición dúctil-frágil del acero soldado y la cantidad de energía absorbida al fallar. La siguiente figura indica la geometría de la probeta de impacto.

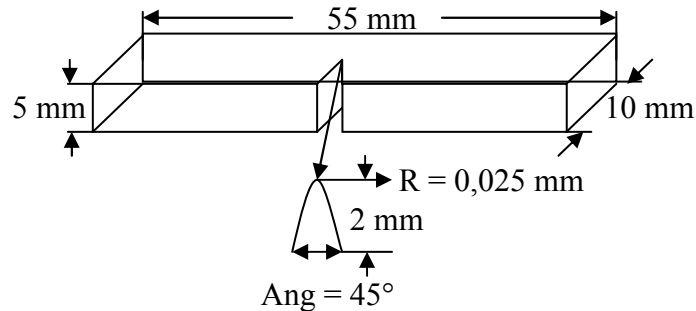


Fig. N° 9. Probeta para ensayo de tenacidad de impacto

MICROSCOPIA ELECTRONICA DE BARRIDO

Las probetas empleadas para metalografía se utilizarán para la evaluación por MEB, donde se estudiara la superficie de fractura de las probetas fracturadas por ensayo de tenacidad, se tomara una serie de fotografías a diferentes aumentos de la soldadura y detalles que luego se emplearan con otro programa para determinar la fracción volumétrica de cada fase en la ZAC y ZF.

La siguiente figura ilustra la probeta empleada para MEB y la secuencia de inspección a realizar.

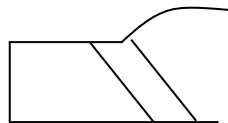


Fig. N° 10. Probeta para MEB, donde se especifica MB/ZAC/Cordón

Finalmente de acuerdo a los resultados obtenidos, se hará una comparación con los resultados obtenidos por el proceso de soldadura GMAW⁽¹²⁾.

III.- RESULTADOS Y SUS DISCUSIONES

SOLDADURA

La figura N° 7, ilustrada anteriormente corresponde con la disposición del equipo de soldadura empleado en este estudio.

Para aplicar este proceso de soldadura fue necesario establecer ciertos parámetros constantes como la punta del electrodo dispuesta a 30° con respecto a la horizontal, el flujo de gas de protección fue de 5 L/min y la distancia antorcha-pieza de trabajo fue establecida en 3,5 mm. Estas variables tienen poca influencia en el proceso de soldadura.

A todos los cupones de prueba empleados para la soldadura, fue necesario soldarle en los extremos láminas de acero, las cuales permitieron iniciar y finalizar el ojo de cerradura, una vez estabilizado el arco de plasma y de acuerdo al código ASME sección IX, estos extremos fueron removidos; ya que estos no suministran algún tipo de información importante para el estudio en cuestión.

La siguiente fórmula permitió determinar el valor de aporte calórico, para cada condición de soldadura establecida como adecuada^(7,15,16).

$$\text{Aporte Calórico (AC)} = \frac{V \cdot I \cdot 60}{v \cdot 1000} \text{ (Kj/mm)}$$

Esta fórmula de acuerdo a los parámetros que involucra es una función directa del proceso de soldadura. Es decir, el valor de aporte calórico depende de la intensidad de corriente, el voltaje, la velocidad de trabajo, espesor de la pieza de trabajo, etc.

A continuación se detallan las 6 mejores condiciones de trabajo establecidas y los valores de cada variable, así como el valor de aporte calórico.

Condición N° 1

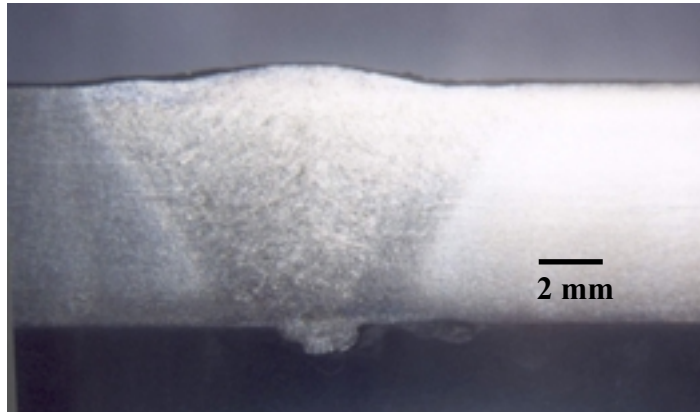


Fig. 11. Vista frontal del cupón de prueba, con penetración total y buen refuerzo de raíz

Velocidad de trabajo = $0,351 \text{ cm/seg} * 10 \text{ mm/1 cm} * 60 \text{ seg/min} = 210,6 \text{ mm/min}$

Flujo de gas plasma = 1,1 L/min

Intensidad de corriente (I) = 200 Amp

Voltaje (V) = 26,4 volt

$$\text{Aporte Calórico (AC)} = 26,4 \text{ Volt} * 200 \text{ Amp} * 60 / 210,6 \text{ mm/min} * 1000$$

$$\text{AC} = 1,504 \text{ Kj/mm}$$

Con esta condición de trabajo se logro una soldadura con buen aspecto superficial, uniformidad, buen refuerzo de raíz y un valor de aporte calórico por debajo del valor de aporte calórico teórico.

Condición N° 2

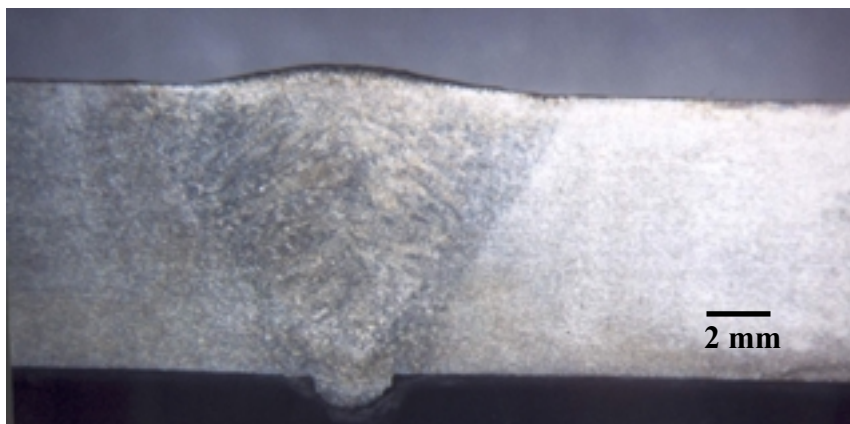


Fig. 12. Vista frontal del cupón de prueba, con penetración total y buen refuerzo de raíz

Velocidad de trabajo = $0,318 \text{ cm/seg} * 10 \text{ mm/1cm} * 60 \text{ seg/min} = 190,8 \text{ mm/min}$

Flujo de gas plasma = $1,0 \text{ L/min}$

Intensidad de corriente (I) = 190 Amp.

Voltaje (V) = $25,8 \text{ volt}$

$$AC = 1,546 \text{ Kj/mm}$$

Al igual como lo reportado para la condición anterior se logro una soldadura con buen aspecto superficial, uniformidad, buen refuerzo de raíz y un valor de aporte calórico por debajo del valor de aporte calórico teórico.

Condición N° 3

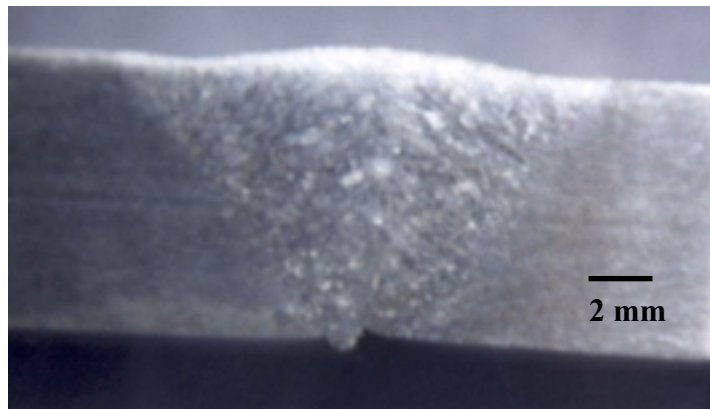


Fig. 13. Vista frontal del cupón de prueba, con penetración total y poco refuerzo de raíz

Velocidad de trabajo = $0,351 \text{ cm/seg} * 10 \text{ mm/cm} * 60 \text{ seg/min} = 210,6 \text{ mm/min}$

Flujo de gas plasma = $1,2 \text{ L/min}$

Intensidad de corriente (I) = 190 Amp.

Voltaje (V) = $25,8 \text{ volt}$

$$AC = 1,397 \text{ Kj/mm}$$

Con esta condición de trabajo se logro una soldadura con buen aspecto superficial, uniformidad y a pesar de lograrse penetración total no se genero un buen refuerzo de raíz, lo cual se atribuye al desnivel que presentaba el cupón de prueba en le momento de realizar la soldadura.

Condición N° 4



Fig. 14. Vista frontal del cupón de prueba, con penetración total y poco refuerzo de raíz

Velocidad de trabajo = $0,318 \text{ cm/seg} \cdot 10\text{mm/cm} \cdot 60\text{seg/min} = 190,8 \text{ mm/min}$

Flujo de gas plasma = 1,0 L/min

Intensidad de corriente (I) = 180 Amp.

Voltaje (V) = 23,4 volt

$$AC = 1,325 \text{ Kj/mm}$$

Con esta condición de trabajo se logro una soldadura con buen aspecto superficial, uniformidad y un refuerzo de raíz moderado y un valor de aporte calórico por debajo que los registrados para las condiciones anteriores.

Condición N° 5

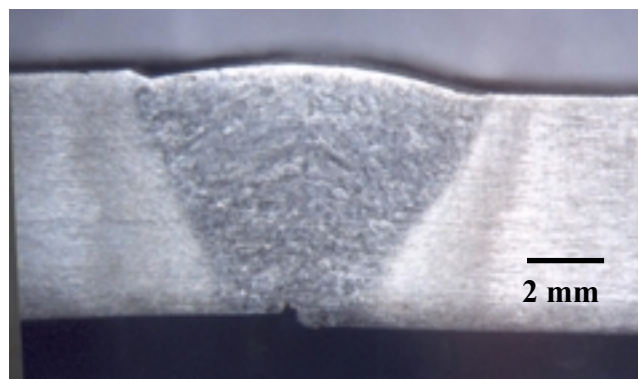


Fig. 15. Vista frontal del cupón de prueba, con penetración total, socavadura y poco refuerzo de raíz

Velocidad de trabajo = $0,412 \text{ cm/seg} \cdot 10\text{mm/cm} \cdot 60\text{seg/min} = 247,2 \text{ mm/min}$

Flujo de gas plasma = 1,3 L/min

Intensidad de corriente (I) = 220 Amp

Voltaje (V) = 23,5 volt

$$AC = 1,255 \text{ Kj/mm}$$

Esta condición de trabajo, es un caso particular; ya que se muestra cual es el efecto del desnivel de las láminas en el cupón de prueba en función de la calidad de la soldadura.

Este proceso de soldadura por generar un arco de plasma que es altamente constreñido, direccional y puntual sobre la zona de trabajo, hace que se generen ese tipo de defectos como socavadura y falta de refuerzo de raíz, cuando existe un desnivel de las láminas en el cupón de prueba generando una soldadura de mala calidad. Las variables de trabajo establecidas correspondieron a las más altas en comparación con las otras condiciones de trabajo establecidas y el valor de aporte calórico mas bajo.

Condición N° 6

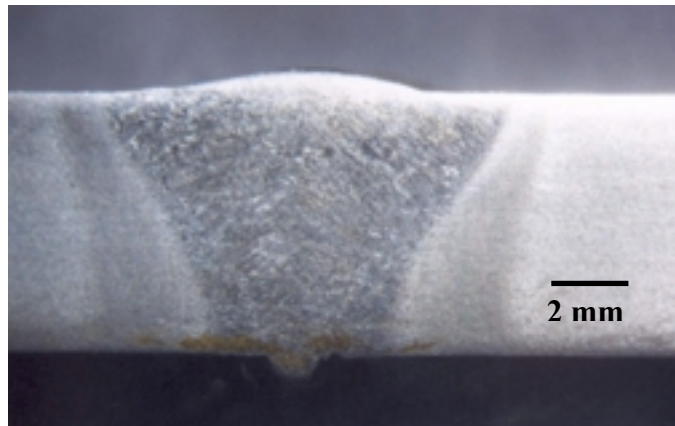


Fig. 16. Vista frontal del cupón de prueba, con penetración total y buen refuerzo de raíz

Velocidad de trabajo = $0,367 \text{ cm/seg} * 10\text{mm/cm} * 60\text{seg/min} = 220,2 \text{ mm/min}$

Flujo de gas plasma = 1,3 L/min

Intensidad de corriente (I) = 210 Amp.

Voltage (V) = 25,9 volt

$$AC = 1,479 \text{ Kj/mm}$$

Con esta condición de trabajo se logro una soldadura con buen aspecto superficial, uniformidad, buen refuerzo de raíz y un valor de aporte calórico adecuado.

El criterio de selección para la mejor condición de soldadura correspondió a la junta soldada con penetración total, buen refuerzo de raíz, uniformidad de la soldadura, buen acabado superficial y un valor de aporte calórico bajo. La condición que cumplía con estas exigencias correspondió con la condición N° 6.

Por otro lado, se registraron los valores de intensidad de corriente, velocidad de avance y flujo de gas de plasma para cada soldadura realizada, estas soldaduras correspondieron a juntas con exceso de penetración, acabado superficial basto, poca penetración, socavadura y las 6 condiciones de soldaduras establecidas como adecuadas, para el desarrollo de este estudio. Toda esta información permitió construir una grafica donde se relacionaron estas variables, definiéndose una zona adecuada de trabajo. Esta zona adecuada de trabajo, definida por las tres variables que tienen mayor influencia sobre este proceso de soldadura, como se muestra en la grafica siguiente constituyen una referencia para posteriores trabajos con este proceso. Los puntos dentro de esta zona corresponden con las seis (6) condiciones de soldaduras seleccionadas como adecuadas.

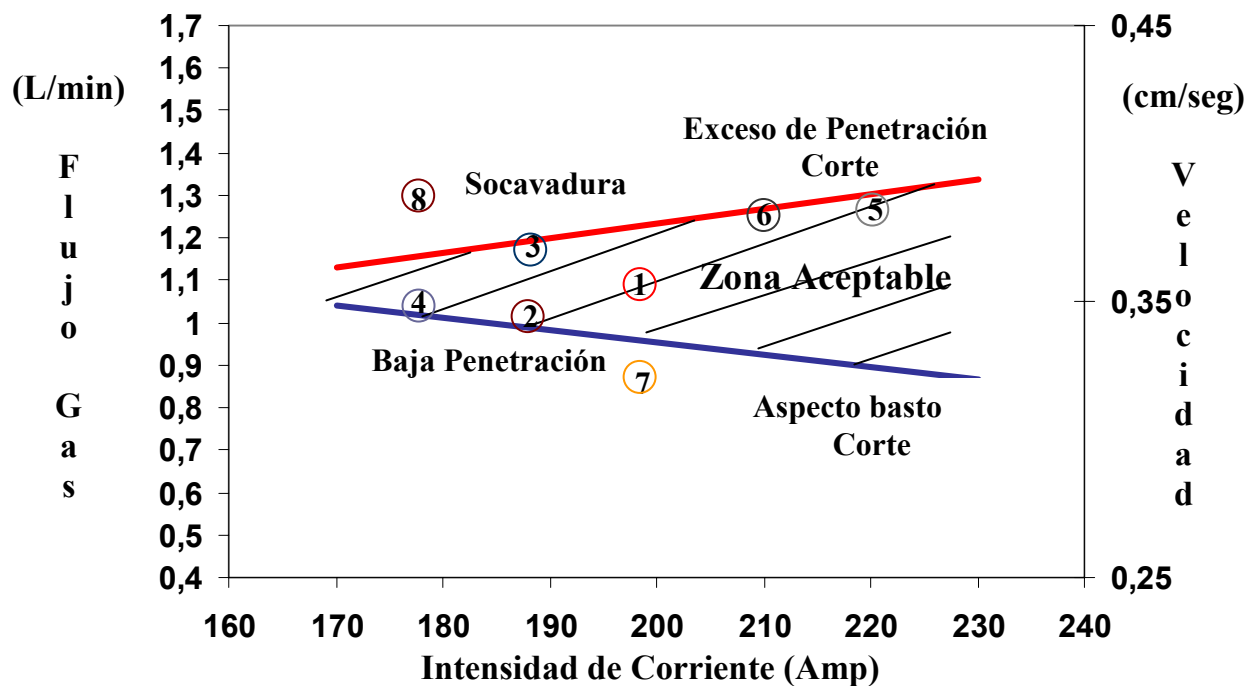


Fig. N° 17. Gráfico Flujo de Gas de Plasma-Intensidad de Corriente-Velocidad de Avance

MODOS DE ENFRIAMIENTO

La siguiente figura corresponde al diagrama de transformación de enfriamiento continuo (TCC) para estos aceros y donde se muestra que para temperaturas inferiores a los 1000 °C, pueden precipitar una serie de fases secundarias que influyen de manera negativa en las propiedades mecánicas y anticorrosivos de estos aceros inoxidable, debiéndose realizar formas de enfriamiento moderadamente rápidos para evitar su precipitación, sin que se produzca algún otro efecto como fragilización debido a esta velocidad de enfriamiento en la pieza soldada.

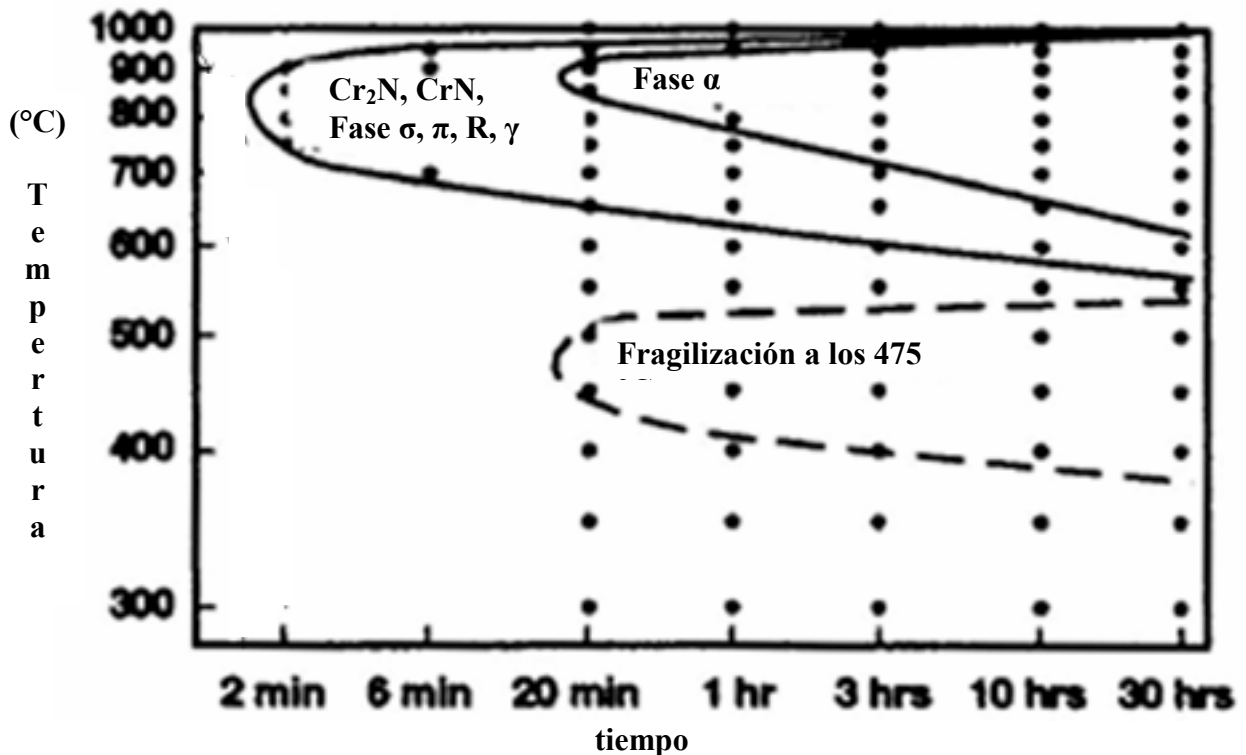


Fig. N° 18. Diagrama de transformación de enfriamiento continuo (TCC) del acero inoxidable dúplex 2205.

Para poder determinar el tiempo adecuado para realizar las dos formas de enfriamiento postsoldadura establecidas en este estudio y teniendo en mente la grafica anterior, fue necesario tomar un nuevo cupón de prueba, este fue soldado con la condición N° 6, al cual le fue insertada una termocupla cromel-alumel en la junta y esta termocupla estaba acoplada a un computador donde fue registrada la variación de temperatura en función del

tiempo durante el enfriamiento, por medio del programa “Data Logging Software Package”. Estos valores empezaron a registrarse a partir de los 1400 °C aproximadamente hasta la temperatura ambiente. Con esta información se construyó la gráfica T (°C) vs t (seg), la cual correspondió al enfriamiento postsoldadura en condición normal hasta la temperatura ambiente.

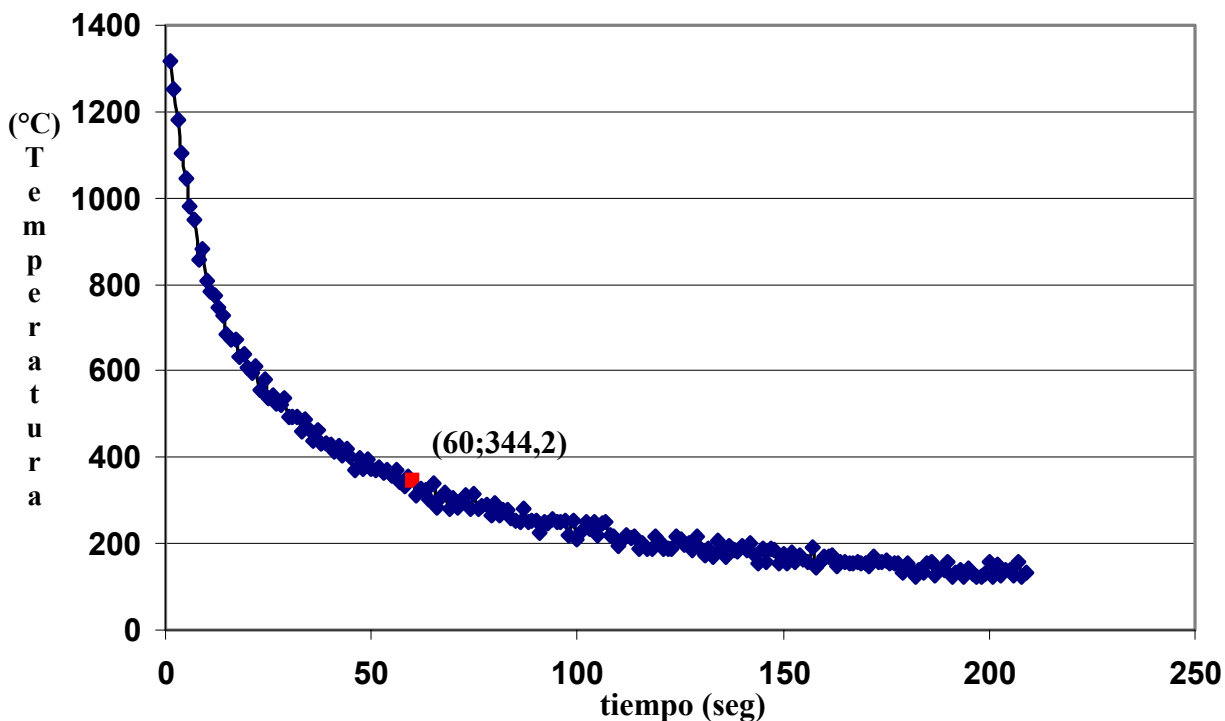


Fig. N° 19. Gráfica experimental T (°C) vs t (seg), obtenida por medio del programa “Data Logging Software Package”.

La gráfica anterior, permitió conocer como fue la variación de la temperatura en función del tiempo durante el enfriamiento, es decir a partir de la temperatura de 1400 °C esta disminuyó a una velocidad mayor hasta los 800 °C y luego esta disminución de temperatura fue mas lenta hasta la temperatura ambiente donde el tiempo transcurrido fue mayor a 200 seg. De acuerdo a las graficas anteriores (N° 18 y 19) se determino que el tiempo más adecuado para realizar el enfriamiento postsoldadura tanto en agua como en aire agitado, establecidas en este estudio corresponde a un (1) minuto, ya que para tiempos mayores la velocidad de enfriamiento es muy lenta, lo cual hace posible que se alcance la energía necesaria para la nucleación de fases perjudiciales a estas bajas temperaturas, las

cuales pueden crecer con posteriores calentamientos y para tiempos menores al escogido la mayor velocidad de enfriamiento generara una estructura en la junta soldada con mayor fracción volumétrica de ferrita, adquiriendo un carácter frágil, lo cual seria también perjudicial.

La siguiente figura corresponde con una representación esquemática de las trayectorias seguidas para el enfriamiento postsoldadura en condición normal (color azul), en agua (color amarillo) y en aire agitado (color anaranjado).

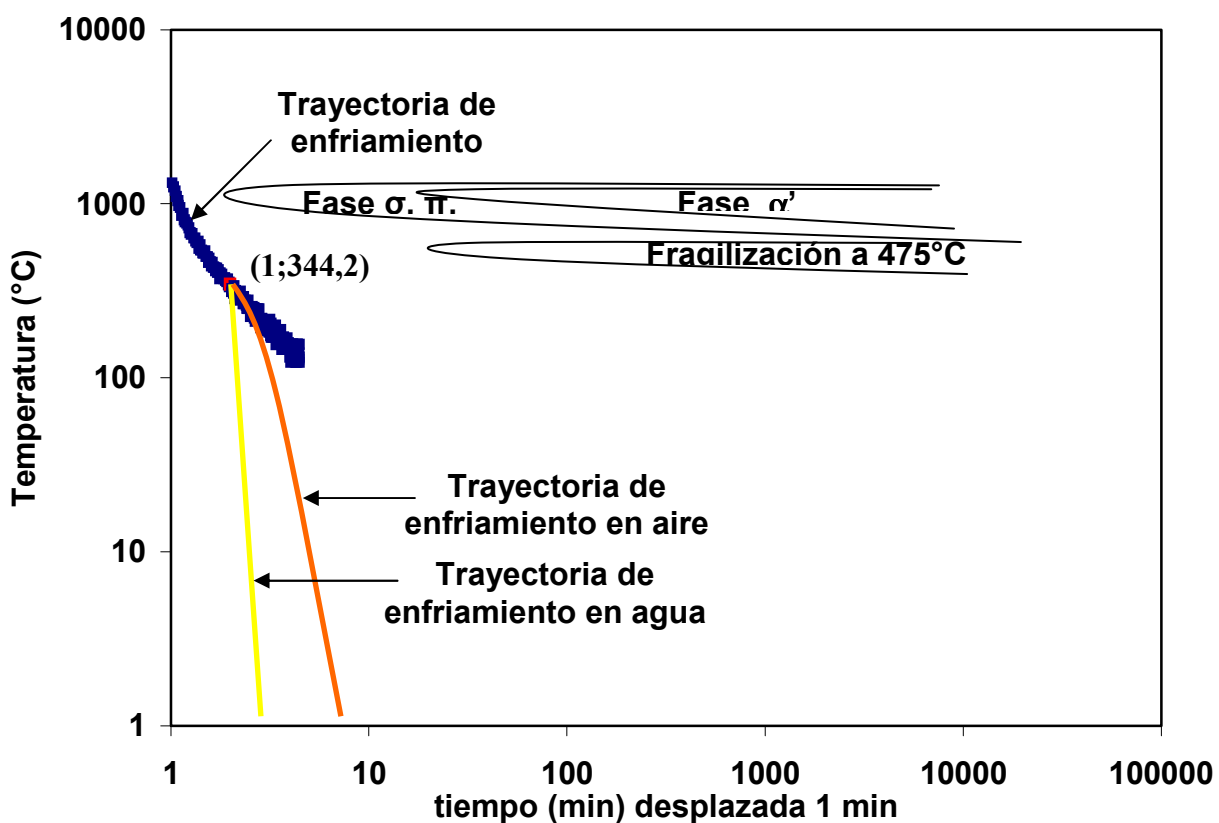


Fig. N° 20. Gráfica esquemática, diagrama TCC log (T(°C)) vs log (t(seg)) mostrando las trayectorias de enfriamiento en condición normal (azul), en agua (amarillo) y en aire agitado (rojo).

De acuerdo con la gráfica anterior, de la trayectoria seguida para el enfriamiento postsoldadura en condición normal (color azul), se determino que una vez alcanzado el tiempo de un (1) minuto y una temperatura de 344,2 °C, se debía realizar el enfriamiento

postsoldadura en agua y en aire agitado de los cupones de prueba, como se establece en este estudio. Este tiempo de un (1) minuto corresponde al medido desde el momento en que se finaliza la soldadura del cupón de prueba hasta ponerlo en contacto con el medio de enfriamiento (agua o aire agitado).

Observando la trayectoria esquemática seguida para el enfriamiento en agua (color amarillo), por debajo del tiempo de un (1) minuto y una temperatura de 344,2 °C, ya se ha superado la nariz que corresponde con las fases perjudiciales sigma (σ), π , R, fase α' y la nariz que corresponde con la fragilización, evitándose la precipitación y crecimiento de estas fases perjudiciales. Para la trayectoria esquemática correspondiente al enfriamiento en aire agitado (color anaranjado) al igual como se reporto para el enfriamiento en agua (color amarillo), se esta por debajo de la nariz que corresponde a las fases perjudiciales sigma (σ), π , R, fase α' y la nariz que corresponde con la fragilización a 475°C, pero se pueden precipitar otras fases por debajo de la temperatura (344,4 °C), ya que la velocidad de enfriamiento es mas lenta. Esta presencia de fases perjudiciales en la junta soldada para ambas condiciones de enfriamiento postsoldadura, se determinara en función de los resultados obtenidos con los ensayos mecánicos de dureza y tenacidad de impacto.

Todas estas gráficas (figuras N° 18, 19 y 20) son una representación esquemática, empleadas para visualizar como es la variación de la temperatura en función del tiempo durante el enfriamiento postsoldadura en condición normal (aire quieto) hasta la temperatura ambiente, y las trayectorias seguidas para realizar el enfriamiento postsoldadura tanto en agua como en aire agitado.

METALOGRAFIA

Luego de efectuadas las soldaduras de los dos cupones de prueba con la condición N° 6 y realizados los enfriamientos postsoldadura en aire agitado y en agua, fueron tomadas dos probetas de cada cupón soldado, como se especifica a continuación. Se realizó un corte transversal para cada cupón de prueba a fin de obtener dichas probetas y luego se

desbastaron en dirección perpendicular con respecto al corte y posteriormente con respecto a la dirección de desbaste con la siguiente secuencia.

Desbaste grueso

Este fue realizado con una lija N° 80 la cual estaba colocada en una desbastadora, lográndose eliminar las rayas producidas por el corte.

Desbaste intermedio

De manera manual se desbaste cada una de las probetas con la siguiente secuencia de lijas N° 120, 200, 320 y 400 en dirección perpendicular con respecto a la dirección de desbaste anterior. En esta etapa de la preparación metalográfica, las nuevas rayas generadas fueron de menor tamaño y profundidad.

Desbaste final

Para esta etapa del desbaste, fueron utilizadas una serie de lijas N° 500, 600, 1000, 1200 y 1800, lográndose un aspecto superficial lo menos rayado posible, prosiguiendo con la etapa del pulido.

Pulido

En esta etapa fue utilizado un paño verde y alúmina N° 0,3 μm (granulometría) colocado en la pulidora la cual estuvo girando a una velocidad moderada lográndose eliminar las rayas dejadas de la etapa de desbaste fino, el siguiente paso correspondió con el uso de un paño rojo y alúmina N° 0,05 μm , eliminándose las rayas anteriores, con dirección perpendicular con respecto a la dirección de pulido anterior y luego este paño fue lavado con suficiente agua para eliminar cualquier existencia de partículas extrañas que pudieran generar nuevas rayas en la superficie de cada probeta y finalmente empleando el mismo paño rojo con suficiente brisol se logro establecer la condición con la cual se obtuvo una superficie completamente especular y libre de rayas.

Ataque

Las probetas completamente especulares y libres de rayas, fueron atacadas por separado con una solución de 20 ml de ácido nítrico (HNO₃), 20 ml de metanol y 4 ml de ácido clorhídrico (HCl), de la siguiente manera. La probeta fue sumergida en la solución por 30 segundos y fue observado el progreso del ataque en el microscopio óptico. Al no ser suficiente el ataque, la muestra fue sumergida otra vez en la solución por 30 segundos y nuevamente fue observada en el microscopio óptico. Para dejar evidencia del progreso del ataque fueron tomadas varias fotografías a aumentos de 50X. Con este tiempo se había logrado atacar casi completamente el metal base, se sumergió nuevamente por 1 minuto y se logro definir parte de la distribución de fases en el cordón, tomándose otra serie de fotografías a aumentos de 50X como a 200X para dejar la evidencia del ataque, nuevamente se sumergió la muestra por 30 seg y se logro revelar completamente la microestructura tanto en el cordón como en el metal base, permitiendo definirse de forma clara la distribución, orientación, forma y tamaño de las fases en la soldadura, ZAC y metal base. Luego se tomó una serie de fotografías a 50X a lo largo de la interfase MB/ZAC/ZF y otra a lo largo de la zona de fusión, desde la raíz hasta la parte superior del cordón de soldadura, para hacer una composición en mosaico de la microestructura MB/ZAC/ZF de cada muestra. Adicionalmente fueron tomadas varias fotografías a aumentos de 200X y 400X correspondientes a zonas específicas de la soldadura a través de las cuales se hace un análisis mas detallado de la microestructura.

Probeta Enfriada en Agua

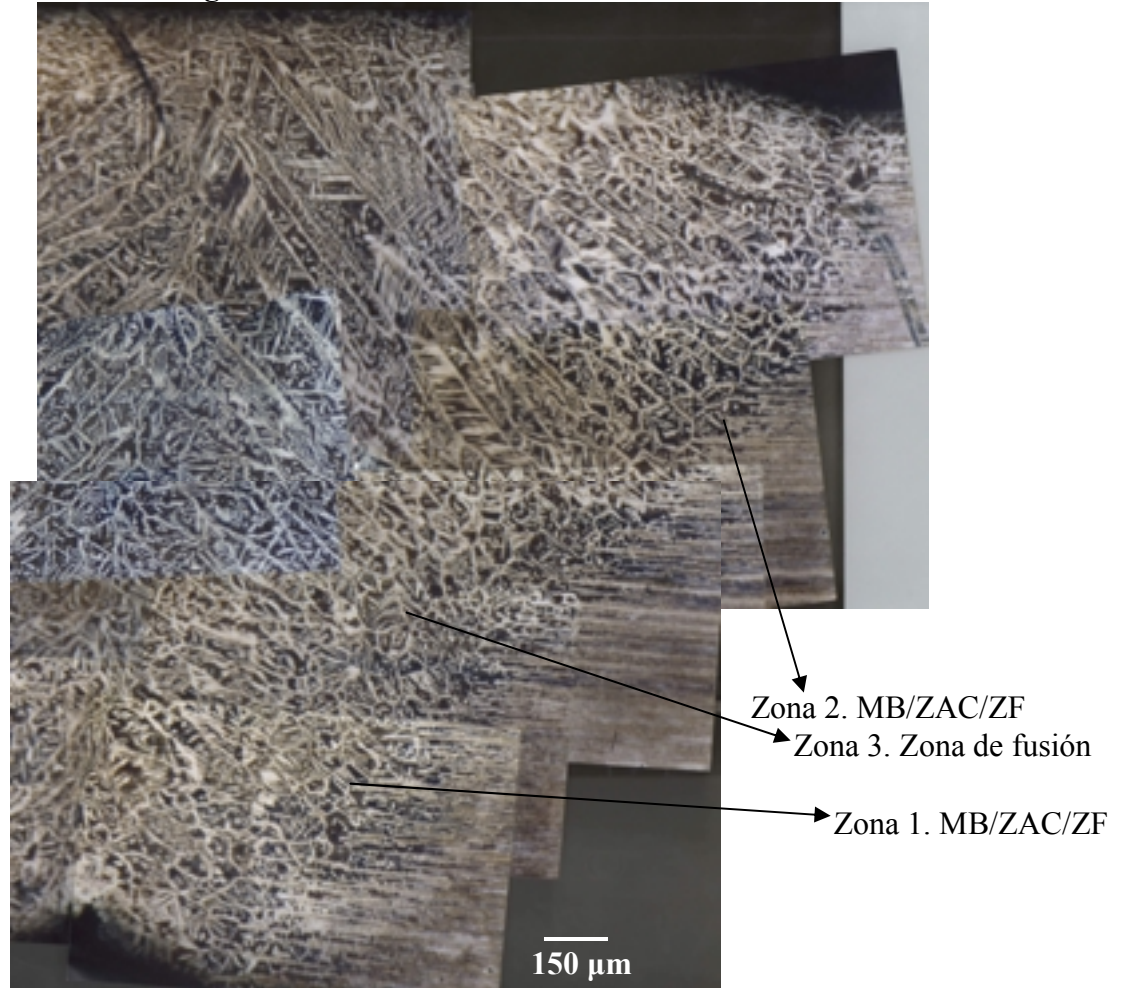


Fig N° 21. Composición en mosaico de la interfase MB/ZAC/ZF de la muestra enfriada en agua. Fotografías tomadas a 50X en el microscopio óptico Versamet.

La composición en mosaico de la figura anterior corresponde con la interfase MB/ZAC/ZF, de la muestra enfriada en agua, en la cual se distingue la distribución, la orientación, el tamaño y la morfología de las fases constituyentes en toda la zona de soldadura y zonas adyacentes al metal base (posible ZAC).

La fase austenita (fase clara), con apreciable morfología Widmanstätten y una morfología casi esferoidizada están orientadas hacia la parte superior del cordón de soldadura y en la raíz esta orientación fue menos pronunciada, ya que la velocidad de enfriamiento fue menor, es decir al momento de sumergirse la muestra en el agua, se

alcanzo la temperatura de equilibrio debido a la mayor superficie de la parte superior del cordón generándose estas distribuciones de fases.

Zona 1. Interfase MB/ZAC/ZF

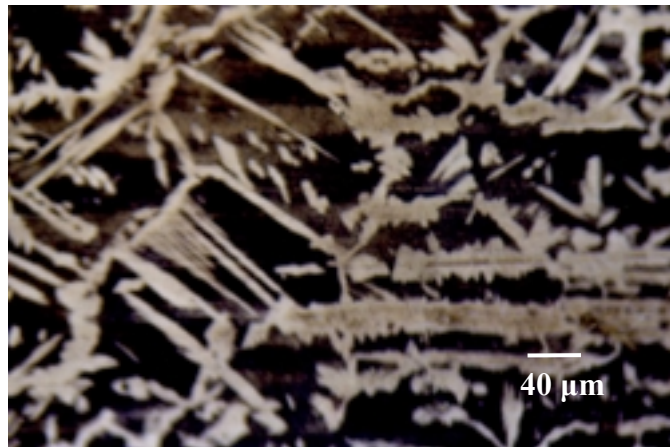


Fig. N° 22. Zona 1. Fotografía a 200X interfase MB/ZAC/ZF

Esta fotografía correspondió a la interfase MB/ZAC/ZF, donde se observó el efecto del calor generado por el proceso de soldadura, modificándose la microestructura típica del material original (ferrita (fase oscura) y austenita (fase clara) orientados en la dirección de laminación) en la posible ZAC y ZF. Esta modificación se debió a una serie de procesos de transformación de fases que ocurren en el acero durante la soldadura tanto en la etapa de calentamiento como en la etapa del enfriamiento (recristalización de granos libres de deformación, crecimiento de grano, transformación de la ferrita primaria en austenita con diferentes morfologías, recocidos parciales, etc). Además, fue observada la formación de brazos secundarios sobre las láminas de austenita, las cuales crecieron a lo largo de todo su perímetro unas más pronunciadas que otras y pequeñas partículas aisladas de austenita.

Zona 2. Interfase MB/ZAC/ZF

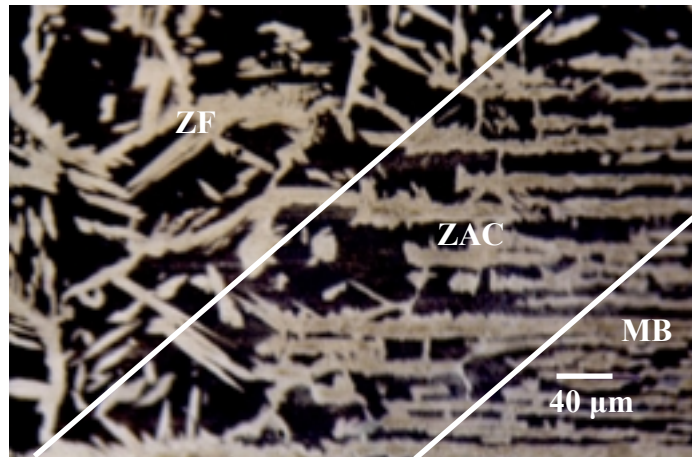


Fig. N° 23. Zona 2. Fotografía a 200X Interfase MB/ZAC/ZF

Esta fotografía correspondió a una zona adyacente al metal base mas próxima a la parte superior del cordón de soldadura mostrando de manera mas marcada esa zona de transición entre el metal base y la ZAC. Las características morfológicas son similares a las descritas en la fotografía anterior. Este proceso de soldadura en particular se caracteriza por producir una ZAC bien reducida adyacente al cordón de soldadura, siendo muy difícil distinguir el inicio y la finalización de esta zona. El tamaño de la ZAC, para la muestra enfriada en agua fue de aproximadamente 284 μm de ancho.

Zona 3. Zona de fusión

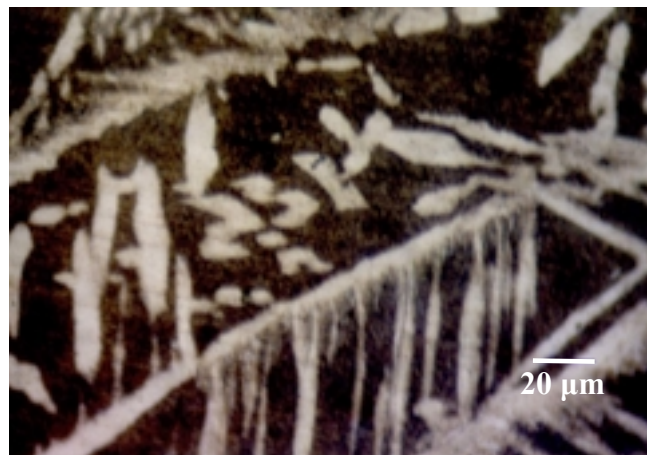


Fig. N° 24. Zona 3. Fotografía a 400X Zona de fusión

La formación de austenita con tendencia ramificada de brazos aciculares (morfología widmanstatten) (fase clara), fue mas marcada en esta zona de la soldadura. Es decir, los brazos de austenita son mucho mas pronunciados y las partículas aisladas de austenita con cierto alargamiento sin llegar a ser aciculares están en mayor cantidad, en comparación con lo observado en la zona adyacente al metal base o ZAC de las figuras anteriores.

De las imágenes observadas, es difícil definir cual es la mayor fracción volumétrica de ambas fases en las diferentes zonas de la soldadura, ya que con ambas condiciones de enfriamiento se conservo la microestructura mixta diferenciándose en la morfología de las fases tanto de la ZAC como de la ZF.

Probeta Enfriada en Aire Agitado

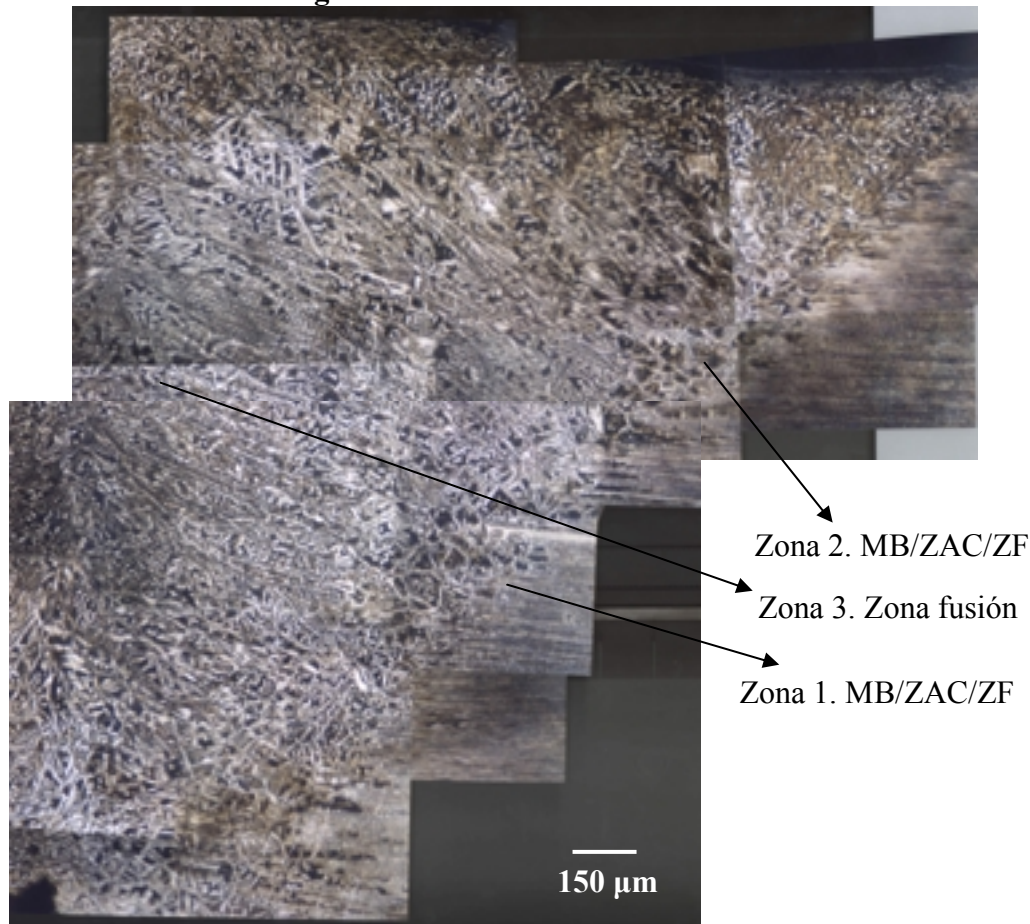


Fig. N° 25. Composición en mosaico de la interfase MB/ZAC/ZF de la muestra enfriada en aire agitado. Fotografías tomadas a 50X en el microscopio óptico Versamet.

En esta figura (interfase MB/ZAC/ZF), se observa la distribución, forma y orientación de las diferentes fases, debido a que la velocidad de enfriamiento fue mas lenta. Este efecto fue menos pronunciado en comparación con lo observado para la probeta de la muestra que fue enfriada en agua. Esta disposición y morfologías de fases presentes en la ZAC y ZF para ambas formas de enfriamiento se determinaran con las evaluaciones mecánicas tanto de dureza como de tenacidad de impacto.

Zona 1. Interfase MB/ZAC/ZF

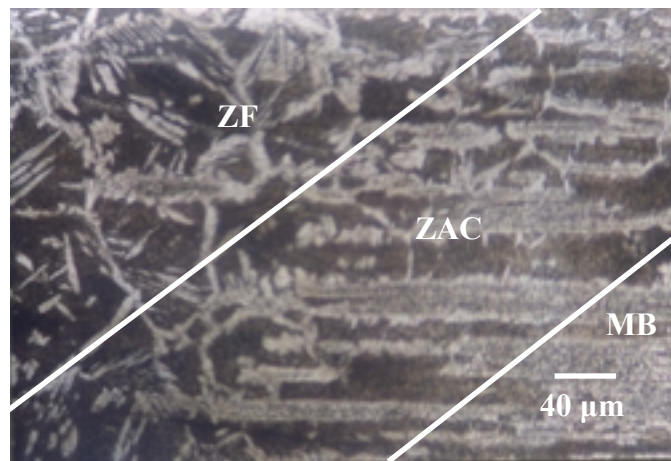


Fig. N° 26. Zona 1. Fotografía a 200X, interfase MB/ZAC/ZF

La distribución y proporción de ferrita (fase oscura) y austenita (fase clara) tanto en la ZAC como en la ZF fue mas uniforme, ya que la velocidad de enfriamiento fue más lenta que la alcanzada para la condición de enfriamiento en agua. Se observan brazos secundarios de austenita con forma acicular menos pronunciados y una serie de partículas aisladas de austenita en mayor cantidad que las observadas en la ZAC de la muestra enfriada en agua. También se observa una cierta fragmentación de las placas de austenita en la zona adyacente al metal base.

Zona 2. Interfase MB/ZAC/ZF

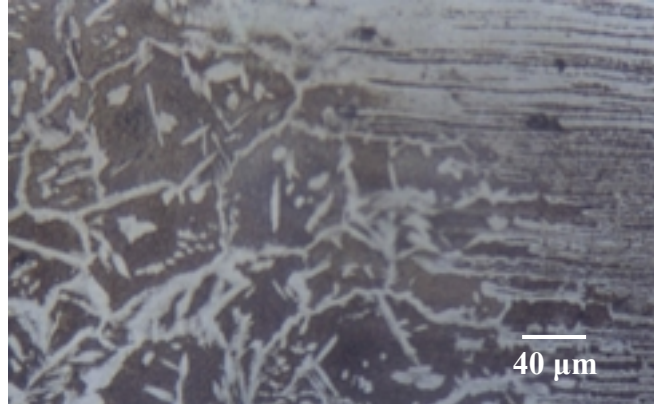


Fig. N° 27. Zona 2. Fotografía a 200X, interfase MB/ZAC/ZF

En la ZAC se observaron brazos secundarios de austenita con morfologías tipo widmanstatten y partículas aisladas menos pronunciadas y en mayor proporción que las observadas en la muestra enfriada en agua. Por lo antes mencionado de la pequeña ZAC generada por este proceso, para la muestra enfriada en aire agitado la ZAC correspondió a 299 μm de ancho, aproximadamente.

Zona 3. Zona de fusión

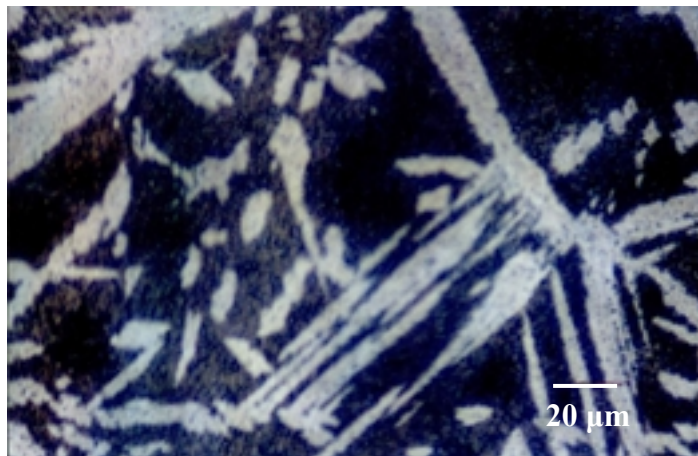


Fig. N° 28. Zona 3. Fotografía a 400X, Zona de fusión

Para esta zona de la soldadura, las agujas y los brazos secundarios de austenita (fase clara) observados están orientados al azar, son menos pronunciados que las observadas en la muestra enfriada en agua, además las partículas aisladas de austenita están en mayor cantidad en esta zona en comparación con las observadas en la zona adyacente al metal base.

ANÁLISIS DE IMÁGENES PARA CÁLCULO DE FRACCIONES VOLUMÉTRICAS DE FASES

De la serie de fotografías tomadas a 400X con alto contraste, en el microscopio electrónico de barrido para ambas condiciones de enfriamiento postsoldadura en aire agitada y en agua, se estudiaron 2 imágenes del cordón de soldadura y dos imágenes próximas a la ZAC determinándose la fracción volumétrica de cada fase por medio del programa Digital Micrograph 3.44, esta fracción volumétrica permitió realizar una cuantificación de cada fase presente en las estructuras de la soldadura (ZF y ZAC/ZF). A continuación se ilustran las fotografías de la microestructura del cordón y ZAC de cada probeta y seguidamente las imágenes analizadas con sus respectivos valores promedios de cada fase.

Muestra Enfriada en Agua

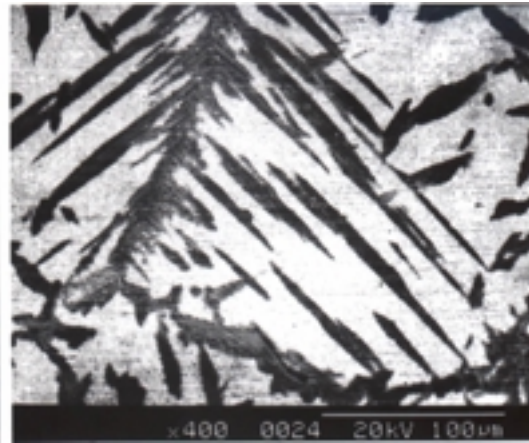


Fig. N° 29. Fotografía a 400X con alto contraste de la microestructura de la ZF, para la muestra enfriada en agua. (Austenita (fase oscura) y Ferrita (fase clara)).

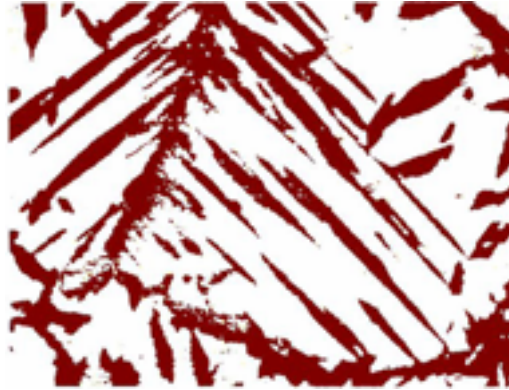


Fig. N° 30. Imagen analizada de la microestructura en la ZF, para la muestra enfriada en agua por medio del programa Digital Micrograph 3.44. La fase coloreada corresponde a la fracción total de Austenita.

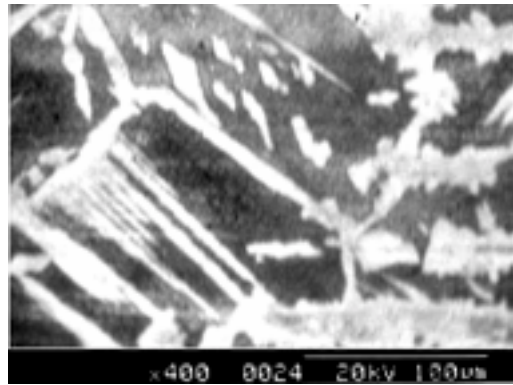


Fig. N° 31. Fotografía a 400X con alto contraste de la interfase MB/ZAC/ZF para la muestra enfriada en agua. (Austenita (fase clara) y Ferrita (fase oscura)).

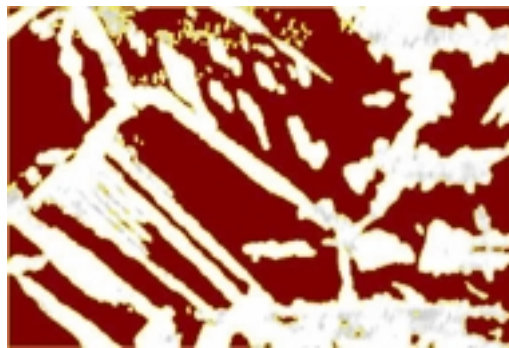


Fig. N° 32. Imagen analizada de la interfase MB/ZAC/ZF, para la muestra enfriada en agua por medio del programa Digital Micrograph 3.44. La fase coloreada corresponde a la fracción total de Ferrita.

Los valores promedios de la fracción volumétrica de austenita presentes en la estructura de soldadura y ZAC se reportan en la siguiente tabla.

Tabla V. Valores promedios de fracción volumétrica de la fase Austenita en las diferentes partes de la soldadura

Muestra enfriada en agua	% Austenita	% Ferrita
Promedio en el cordón	40,2	59,8
Promedio en la ZAC	38,9	61,1

Como se pudo notar los valores en la tabla anterior correspondieron con las fracciones volumétricas de austenita en la ZF e interfase MB/ZAC/ZF, los cuales no presentaron diferencias marcadas. Esta poca diferencia estará reflejada principalmente en sus propiedades mecánicas.

El valor de fracción volumétrica de austenita para el metal base de acuerdo a los valores reportados en trabajos previos de soldadura por el proceso GMAW, correspondió a 57,25 %.

Muestra Enfriada en Aire Agitado

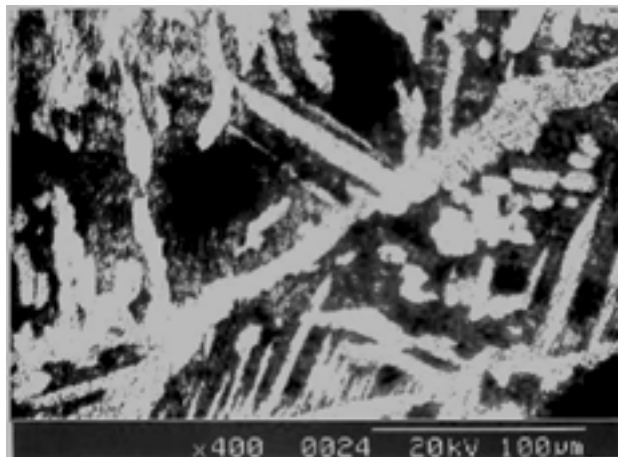


Fig. N° 33. Fotografía a 400X de la microestructura de la ZF para la muestra enfriada en aire agitado. (Austenita (fase clara) y Ferrita (fase oscura)).



Fig. N° 34. Imagen analizada de la microestructura de la ZF, para la muestra enfriada en aire agitado por medio del programa Digital Micrograph 3.44. La fase coloreada corresponde a la fracción total de Ferrita.

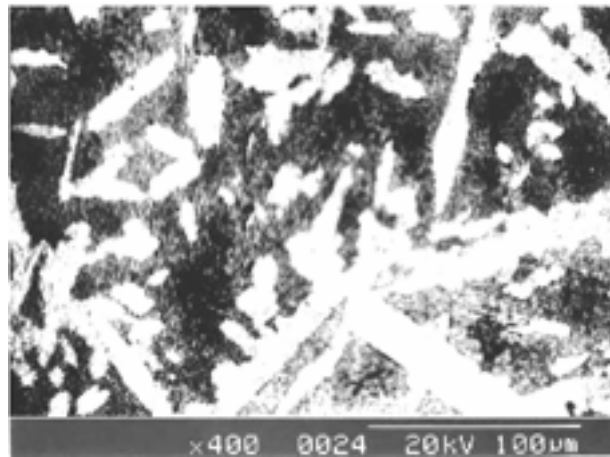


Fig. N° 35. Fotografía a 400X de la interfase MB/ZAC/ZF para la muestra enfriada en aire agitado. (Austenita (fase clara) y Ferrita (fase oscura)).

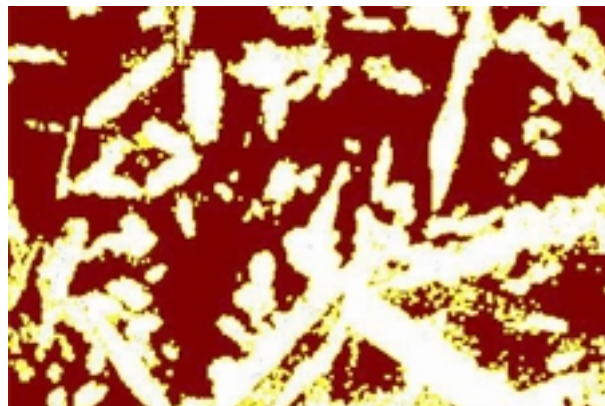


Fig. N° 36. Imagen analizada de la interfase MB/ZAC/ZF para la muestra enfriada en aire agitado por medio del programa Digital Micrograph 3.44. La fase coloreada corresponde a la fracción total de Ferrita.

Tabla VI. Valores promedios de fracción volumétrica de la fase Austenita en las diferentes zonas de la soldadura

Muestra enfriada en aire agitado	% de austenita	% Ferrita
Promedio en el cordón	43,7	56,3
Promedio en la ZAC	43,0	57,0

De los valores reportados en la tabla anterior, la diferencia entre la fracción volumétrica de austenita en el cordón y ZAC fue mucho menor, en comparación con los valores reportados para la muestra enfriada en agua.

EVALUACIONES

Ensayos no Destructivos

Inspección Visual

Fue realizada la inspección visual sobre la superficie de los dos cupones de prueba logrados con la condición N° 6. Ambas soldaduras, presentaron un aspecto superficial adecuado, un buen cordón de soldadura, penetración total, uniformidad a lo largo de la soldadura y buen refuerzo de raíz. En las siguientes figuras se muestra el aspecto superficial de cada soldadura tanto en la condición enfriada en agua como en la enfriada en aire agitado.



Fig. N° 37. Vista superior del cordón de soldadura de la muestra enfriada en agua



Fig. N° 38. Vista inferior del cordón de soldadura de la muestra enfriada en agua

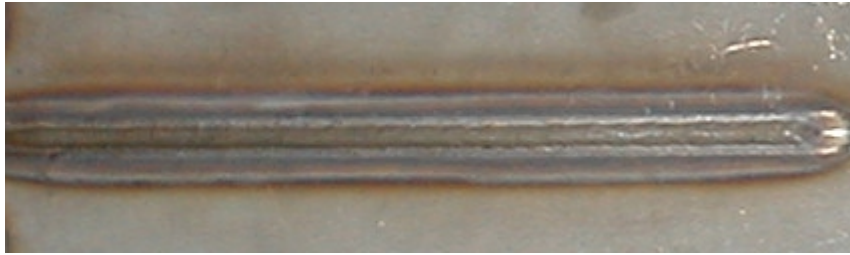


Fig. N° 39. Vista superior del cordón de soldadura de la muestra enfriada en aire agitado

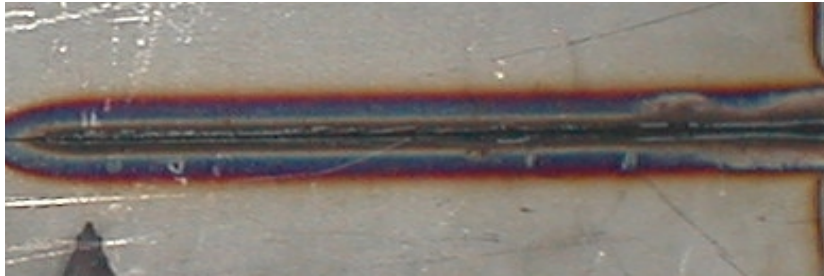


Fig. N° 40. Vista inferior del cordón de soldadura de la muestra enfriada en aire agitado

Líquidos Penetrantes

La superficie del cordón de soldadura de los dos cupones de prueba fue limpiada completamente con solvente. Posteriormente fue aplicado el líquido penetrante sobre toda la superficie de ambos cupones, para luego esperar de 10-12 min. Luego ambas superficies fueron nuevamente limpiadas con solvente. Finalmente fue rociado de manera uniforme el revelador, no observándose coloración alguna sobre la superficie de ambas soldaduras, descartándose la existencia de defectos internos. En la siguiente figura se ilustra el cupón de prueba enfriado en agua, con líquido penetrante.



Fig. N° 41. Aspecto de la superficie del cupón de prueba enfriado en agua, evaluado por líquido penetrante.

Radiografía Industrial

Primeramente fue medido el espesor del cordón de soldadura en cada cupón de prueba para determinar el tipo de película radiográfica a utilizar. Esta película resultó ser una película (AGFA tipo 4D). Posteriormente fue determinado el voltaje de trabajo, la intensidad de corriente y el tiempo de exposición de acuerdo con la figura (ver anexo, figura N° 54). De esta figura fueron determinados los siguientes valores:

Voltaje = 180 KV

Tiempo de exposición = 3 seg

Intensidad de corriente = 2 mA

El tiempo seleccionado fue sobrestimado en razón a que los controles (voltaje e intensidad de corriente) del equipo utilizado son mecánicos. Esto garantiza que al alcanzar las condiciones de trabajo el tiempo seleccionado es el apropiado como lo indica la grafica.

La película radiográfica fue colocada dentro de una funda y esta fue colocada debajo del cupón de prueba a lo largo del cordón de soldadura. Luego fue tomada la radiografía en el cuarto oscuro.

Las películas radiográficas expuestas fueron reveladas posteriormente de la misma forma como se hace el revelado fotográfico. Finalmente las películas radiográficas reveladas fueron analizadas en el negatoscopio. Las películas radiográficas reveladas no mostraron defectos a lo largo del cordón de soldadura en ambos cupones de prueba

(enfriada en agua y en aire agitado). Se observaron al principio y final de la soldadura un poro y falta de fusión, esto no es importante ya que corresponden con el inicio y finalización del ojo de cerradura, los cuales serán removidos de acuerdo al Código ASME sección IX. La soldadura fue uniforme, con penetración total, buen aspecto superficial y uniformidad. A continuación se muestra la figura de radiografía industrial para la muestra enfriada en aire agitado

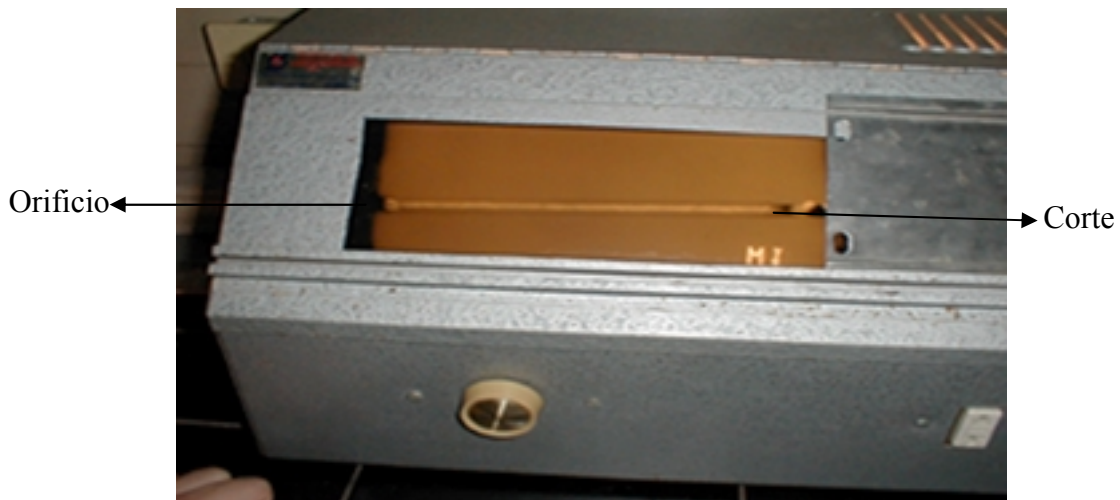


Fig. N° 42. Radiografía de la muestra enfriada en aire agitado, observada en el negatoscopio, identificándose un poro al principio de la soldadura, el cual corresponde con el ojo de cerradura y al final de la misma corte de la pieza.

De acuerdo a los resultados obtenidos de las evaluaciones mecánicas no destructivas realizadas sobre los dos cupones de prueba, el proceso de soldadura es adecuado, ya que no se logro detectar algún defecto interno o externo sobre la soldadura.

Ensayos Destructivos

Ensayo de Dureza

El valor de carga utilizado para este ensayo fue de 30 Kgf, midiéndose la dureza Vickers (Hv) en cada probeta, de la siguiente manera.

Fue realizado un barrido de huellas de dureza en dirección transversal al cordón de soldadura. Sobre cada huella de dureza fue medida su diagonal. La observación y medición de la huella fue realizada en la pantalla del equipo. La forma de la huella fue

romboidal. La separación entre huellas correspondió al doble del promedio de la diagonal (aproximadamente 1 mm) y a 1,5 mm de separación respecto a los bordes superior e inferior de la lámina. En las siguientes figuras se ilustra el barrido de huellas de dureza para cada probeta y la curva característica de los valores de dureza encontrados (en el anexo, tabla IX están reportados los valores correspondientes a los valores de dureza registrados).

Probeta Enfriada en Agua

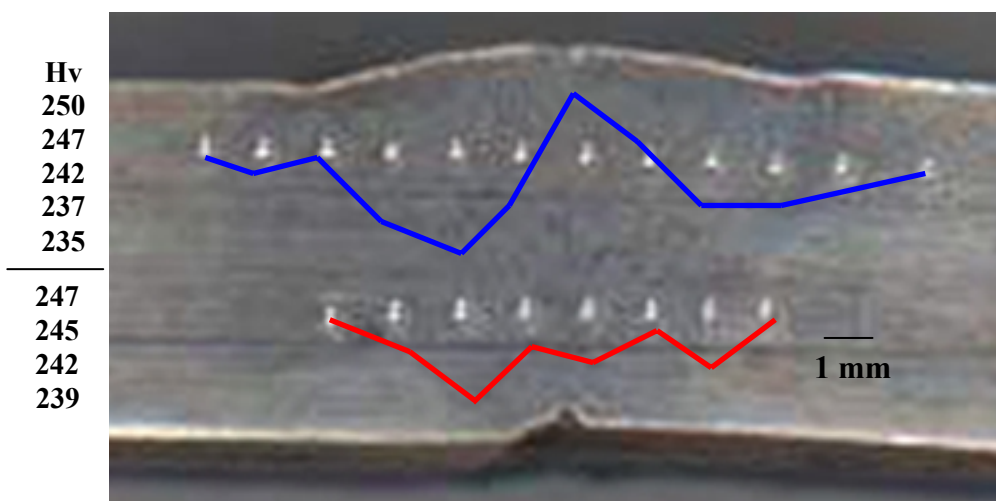


Fig. N° 43. Barrido huellas de dureza para probeta enfriada en agua

De acuerdo con estos valores no existe una tendencia marcada de valores de dureza mayores o menores al reportado para el metal base. Estos valores estuvieron por debajo del valor teórico (260 HV), por lo que se consideran adecuados. La mayor velocidad de enfriamiento, generó una menor fracción volumétrica de austenita en la ZF (40,2 %) y en la ZAC (38,9 %). El valor promedio para el barrido superior fue de 242 ± 4 HV y para el barrido inferior fue de 241 ± 4 HV.

Muestra Enfriada en Aire Agitado

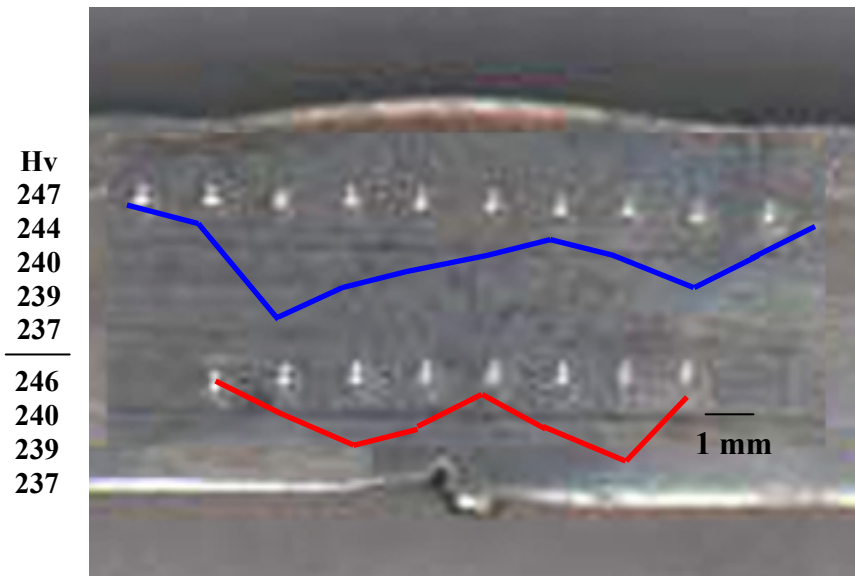


Fig. N° 44. Barrido de huellas de dureza para probeta enfriada en aire agitado

Para la muestra enfriada en aire agitado, los valores de dureza fueron menores a los reportados para la probeta enfriada en agua para la posible ZAC y la ZF, ya que la velocidad de enfriamiento fue mas lenta lográndose generar una microestructura con mayor fracción volumétrica de austenita, es decir en la ZF (43,69 %) y en la ZAC (42,96 %). Para el barrido superior el valor promedio de dureza fue de 240 ± 4 HV y para el barrido inferior fue de 240 ± 4 HV. Sin embargo, estas diferencias de dureza entre una muestra y otra en relación con la ZAC y la ZF no muestran tendencia o variación particular en el barrido.

Ambas condiciones de enfriamiento de acuerdo a los valores reportados, fueron bastante cercanos a los reportados al metal base y están por debajo del valor teórico, considerándose como adecuados.

Ensayo charpy

Para la ejecución del ensayo fue empleada una carga de 300 J. Todos los ensayos se realizaron a una temperatura de -40 °C. La siguiente tabla corresponde con los valores registrados de energía absorbida para cada probeta.

Tabla VII. Valores de energía absorbida por cada probeta en ambas condiciones de enfriamiento

N° de probeta	Energía absorbida (J). Probetas de muestra soldada y enfriada en aire agitado con entalla en el cordón	Energía absorbida (J). Probetas de muestra soldada y enfriada en agua con entalla en el cordón
1	114	100
2	108	103
3	109	100
4	105	100
5	108	121
Prom. ± DS	109 ± 3	101 ± 1

El ensayo de tenacidad de impacto para el metal base no fue realizado, ya que estos valores fueron reportados en un trabajo previo⁽¹²⁾, el valor promedio y su desviación standard correspondieron a (124 ± 3).

Muestra Enfriada en Agua

De los valores de energía absorbida reportados en la tabla anterior, fue descartado el valor más alto reportado para una de las probetas de la muestra enfriada en agua. Este valor pudiera ser atribuido a una mala colocación de la probeta en la máquina de ensayo.

En la figura siguiente se ilustra el aspecto superficial de las probetas enfriadas en agua después de ensayadas, observándose un aspecto fibroso y brillante, el cual corresponde con el modo de fractura dúctil, característico de estos aceros.



Fig. N° 45. Superficie de fractura de las probetas enfriadas en agua ensayadas por impacto

Muestra Enfriada en Aire Agitado

Para la muestra enfriada en aire agitado, fueron considerados todos los valores de tenacidad de impacto registrados.



Fig. N° 46. Superficie de fractura de las probetas enfriadas en aire agitado, ensayados por impacto

Al igual como se observo en las probetas del cupón de prueba enfriado en agua, el aspecto superficial fue más fibroso y brillante.

Para la probeta enfriada en agua, en el cordón de soldadura la fracción volumétrica de austenita fue de (40,2 %) mientras que para la ZAC fue de (38,9 %). Para la probeta enfriada en aire agitado la fracción volumétrica de austenita en el cordón correspondió a

(43,7 %) y en la ZAC fue de (43,0 %). Por otra parte, la fracción volumétrica de austenita reportado para el metal base fue de (57,25 %)⁽¹²⁾. Esto indica que la austenita presente en la ZAC termina siendo menor en proporción a la contenida inicialmente en el metal base. En cuanto al cordón de soldadura, la cantidad de austenita reportada es prácticamente la misma para ambos modos de enfriamiento. Sin embargo, para lo que se considera como ZAC que tiene un ancho de unas 300 micras aproximadamente, el contenido de austenita es mayor en la probeta enfriada en aire agitado comparado con la probeta enfriada en agua. Considerando que la ferrita es una fase más frágil que la austenita, de acuerdo a los valores reportados para este ensayo, la muestra enfriada agua resulto menos tenaz que la enfriada en aire agitado y esto se corresponde con los valores de fracciones volumétricas de austenita y ferrita en el cordón y ZAC determinados por análisis de imágenes.

La diferencia entre los valores reportados tanto para la muestra enfriada en agua como para la enfriada en aire agitado, no fue tan marcada al igual como ocurrió con los valores reportados para el ensayo de dureza, pero si se aprecia un comportamiento menos tenaz para la muestra enfriada en agua.

Este ensayo permitió definir de manera mas adecuada como es la influencia del proceso de soldadura y las formas de enfriamiento postsoldadura en las propiedades mecánicas de la junta soldad en comparación con el metal base. La existencia de fases secundarias como la fase sigma (σ) en 1%, es suficiente para verificar su influencia de forma negativa en la tenacidad y las propiedades anticorrosivas y de acuerdo con los valores reportados de energía absorbida para las probetas de ambas condiciones de enfriamiento psotsoldadura, estos estuvieron por debajo del valor registrado para el material base, además estuvieron por debajo del valor teórico (250 J). Este valor teórico corresponde al reportado para probetas Standard (10*10*55 mm) ensayados a la temperatura de -40 °C. De estos resultados, los mejores correspondieron a la muestra enfriada en aire agitado, al igual como se reporto para el ensayo de dureza y fracciones volumétricas de fases presentes en la ZF y ZAC.

MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO

Para esta etapa del estudio fue utilizado un microscopio electrónico de barrido Hitachi S-2400, donde fueron estudiadas dos probetas por cada condición de enfriamiento post soldadura. Fue tomada una serie de fotografías a aumentos de 400X para detallar cada zona de la soldadura, es decir metal base, ZAC y cordón con alto contraste para realizar el análisis de imágenes. Además se estudio la superficie de fractura para las probetas ensayadas por impacto para cada condición tomándose fotografías a aumentos de 20X y de 1.0K X.

Probeta Enfriada en Aire Agitado

Fotografía a 1.0K X

Se hizo una composición en mosaico de la superficie de fractura para una de las probetas ensayadas de la muestra enfriada en aire agitado. Se observo el modo de fractura dúctil característico de estos aceros inoxidable dúplex.

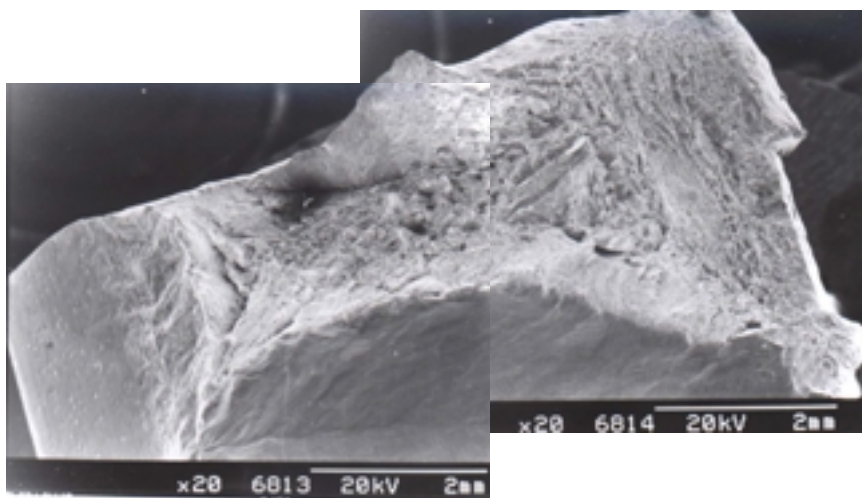
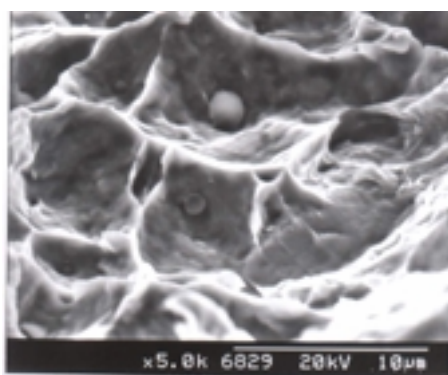


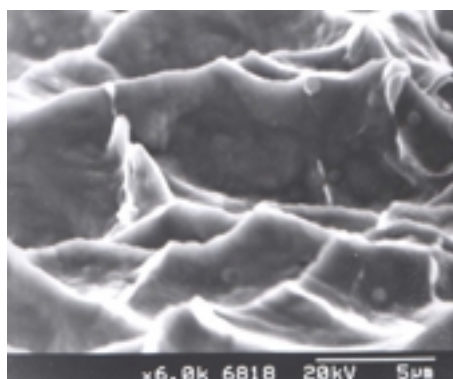
Fig. N° 47. Composición en mosaico de la superficie de fractura para muestra enfriada en aire agitado

Además se observaron una serie de precipitados a 5.0K X y 6.0K X con forma esférica en toda la extensión de la superficie de fractura alojadas en los microhoyuelos de las muestras analizadas para ambas condiciones de enfriamiento.

En la siguiente figura, se muestran estas partículas esféricas, las cuales no pudieron ser identificadas por no tener disponible el microanalizador de rayos X (EDS), pero posiblemente son los que facilitaron la fractura.



(a) Precipitados a 5.0K X



(b) Precipitados a 6.0K X

Fig. N° 48. Precipitados esféricos alojados en los microhoyuelos a diferentes aumentos.

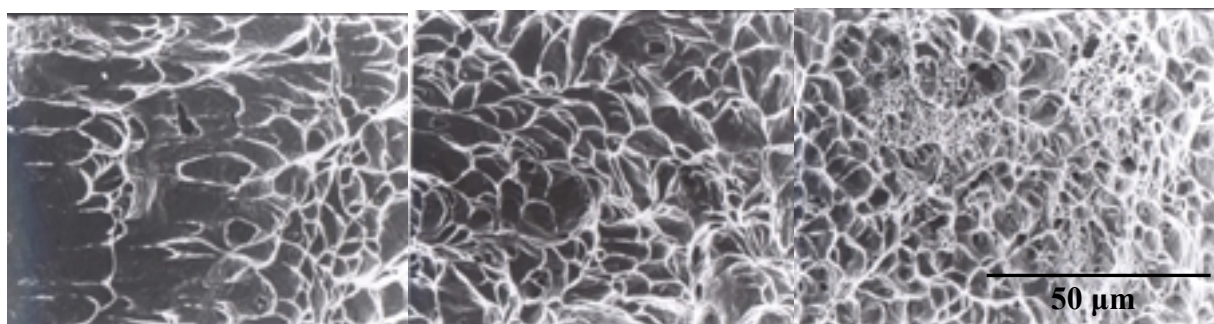


Fig. N° 49. Composición en mosaico de la superficie de fractura tomada a 1.0K X, para la probeta enfriada en aire agitado (inicio, zona media y zona final de la fractura).

Al inicio de la fractura, cerca de la zona de entalla, los microhoyuelos son alargados, poco profundos y de diferentes tamaños. Este efecto de alargamiento de los microhoyuelos se debió a un esfuerzo resultante de tensión y cizallamiento, generado por efecto del impacto sobre la cara opuesta a la entalla.

En la zona media de la fractura, los microhoyuelos son más uniformes, son más profundos y más regulares que los observados al inicio de la fractura.

Al final de la fractura, los microhoyuelos son más pequeños y regulares, más equiaxiales, debido a un esfuerzo resultante de tensión, con respecto a lo observado al inicio y zona media de la fractura. Esta superficie de fractura es característica de materiales dúctiles en condición de deformación plana.

Probeta Enfriada en Agua

La siguiente figura corresponde con la composición en mosaico de la superficie de fractura de la muestra enfriada en agua.

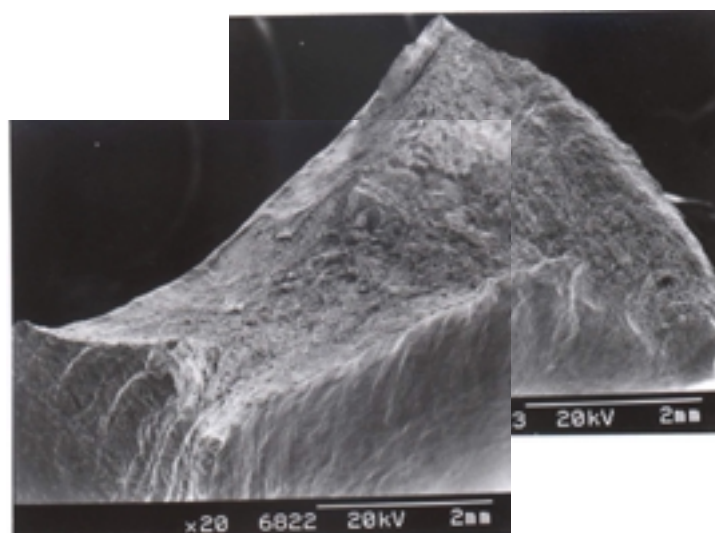


Fig. N° 50. Composición en mosaico de la superficie de fractura de la muestra enfriada en agua.

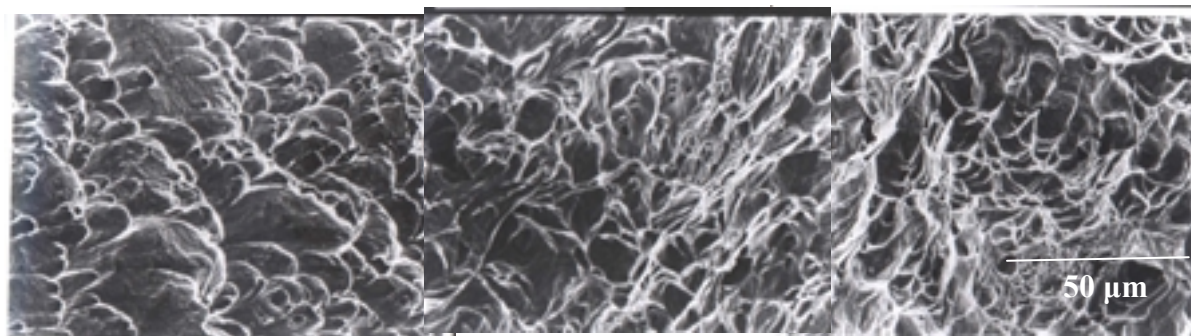


Fig. N° 51. Composición en mosaico de la superficie de fractura tomada a 1.0K X, para la probeta enfriada en agua (inicio, zona media y zona final de la fractura).

Al inicio de la fractura, los microhoyuelos fueron menos alargados y poco regulares, sugiriendo que existió un esfuerzo resultante de tensión y cizallamiento al momento del impacto, más pronunciado que el sugerido para la muestra enfriada en aire agitado.

En la zona intermedia de la superficie de la fractura, los microhoyuelos se muestran poco regulares, de mayor profundidad, persistiendo cierto alargamiento de los microhoyuelos.

Al final de la fractura, los microhoyuelos se muestran poco regulares, profundos, persistiendo un ligero alargamiento. En toda la superficie de fractura se observó desgarramiento especialmente entre la zona intermedia y la zona final de la superficie de fractura. Esta superficie de fractura es característica de materiales dúctiles que se fracturan en modo de esfuerzo plano.

La superficie de fractura para ambas probetas correspondieron con los valores de energía absorbidos, es decir para la muestra enfriada en agua se registro un valor de energía absorbida (101 ± 1 J) un poco menor a la energía absorbida para la muestra enfriada en aire agitado (109 ± 3 J).

Por lo que se puede mencionar que la muestra enfriada en agua fue menos tenaz correspondiéndose con los valores de fracción volumétrica de austenita determinados para la ZF (40,2 %) y la ZAC (38,9 %).

El modo de fractura de las probetas para ambas condiciones de enfriamiento fue dúctil, como corresponde para estos aceros inoxidable dúplex.

COMPARACION DE LOS RESULTADOS OBTENIDOS CON EL PROCESO DE ARCO DE PLASMA Y LOS OBTENIDOS POR EL PROCESO GMAW⁽¹²⁾

La comparación que se estableció entre los resultados obtenidos por el proceso de soldadura por plasma (PAW) y los resultados obtenidos por el proceso de soldadura GMAW⁽¹²⁾, fue desde el punto de vista de las propiedades mecánicas.

Aunque el valor de aporte calórico fue bastante bajo para ambos procesos de soldadura, los mejores resultados en cuanto a las evaluaciones mecánicas correspondieron a los obtenidos por el proceso de soldadura PAW, en comparación con el proceso GMAW⁽¹²⁾.

En cuanto a los ensayos no destructivos, la soldadura obtenida por PAW fue de buen aspecto superficial, una soldadura más limpia, un cordón uniforme, con penetración total, buen refuerzo de raíz. Con el proceso GMAW⁽¹²⁾ también se lograron soldaduras adecuadas, pero con algunas salpicaduras y socavaduras a lo largo del cordón de soldadura.

De los valores reportados tanto para el ensayo de dureza como para el ensayo de tenacidad de impacto, los mejores resultados correspondieron con las soldaduras obtenidas por el proceso PAW, esto corresponde a una menor variación de sus propiedades mecánicas, ya que se genera una ZAC bastante pequeña (aproximadamente 300 μm), en comparación con el proceso GMAW, donde se genera una ZAC de aproximadamente (500 μm) de ancho.

Como no se usó material de aporte para la soldadura por PAW, la morfología, el tamaño y la orientación de las fases presentes tanto en la ZAC como en la ZF para cada condición de enfriamiento no fueron tan marcados, como si ocurrió en el proceso GMAW⁽¹²⁾, reflejándose esto en las propiedades mecánicas.

Desde el punto de vista de costos, la soldadura por el proceso GMAW resultó más elevada; ya que se debió emplear juntas en forma de V, mezcla de gases para el gas de

soldadura y material de aporte, en comparación con la soldadura obtenida por plasma, donde lo que resulta de elevado costo es el equipo.

CONCLUSIONES

* De las seis (6) condiciones para la soldadura establecidas como adecuadas, la mejor correspondió a la condición N° 6, por la técnica “Ojo de Cerradura”, de acuerdo al buen aspecto superficial, buen refuerzo de raíz, uniformidad y bajo aporte calórico.

N° Condición	Velocidad (mm/min)	Flujo gas Plasma (L/min)	Corriente (amp)	Voltaje (V)	Aporte calórico (Kj/mm)
6	220,6	1,3	210	25,9	1,479

* Se genero una ZAC de aproximadamente 300 μm de ancho, lo cual produjo pocas variaciones de las propiedades mecánicas en la junta soldada, con respecto la metal base.

*Este acero es fácilmente soldable por este proceso, lográndose soldaduras uniformes, con buen aspecto superficial y buenas propiedades mecánicas.

* De acuerdo con la grafica T ($^{\circ}\text{C}$) vs t (seg) (ver figura N° 18,19,20) obtenida por medio del programa “Data Logging Software Package”, la velocidad de enfriamiento debe ser en general para este tipo de aceros un poco mayor a la obtenida al aire quieto, ya que después de cierto tiempo ($t > 100$ seg) esta velocidad se hace muy lenta pudiéndose alcanzar la energía necesaria para la nucleación de fases perjudiciales que influyen en las propiedades mecánicas y anticorrosivas de esto aceros. Esto no debe tomarse de manera categórica ya que las altas velocidades de enfriamiento también son perjudiciales desde el punto de vista del balance de fase asutenita/ferrita final en el cordón de soldadura. Todo esto debe hacerse para evitar la precipitación de fases perjudiciales en la junta que influyen en las propiedades mecánicas y anticorrosivas de la junta soldada.

* El hecho de realizarse la soldadura sin material de aporte y de acuerdo al modo de solidificación primario que tienen estos aceros ((aprox. 80% ferrita tomado del diagrama WRC-1992), estos resultados no son de ninguna manera lo que se desea obtener en uniones de este tipo, por lo que las velocidades de enfriamiento postsoldadura junto con los parámetros de soldadura encontrados generaron un balance de fracción volumétrica final aproximadamente de ferrita (60 %) y un 40 % de austenita tanto en la zona de fusión

como el ZAC, para ambas condiciones de enfriamiento, siendo este balance bastante próximo al reportado para el balance ferrita/austenita en el metal base, disminuyéndose la modificación de las propiedades mecánicas de la junta soldada.

* Ambas condiciones de enfriamiento postsoldadura tanto en agua como en aire agitado establecidas en este estudio, resultaron adecuadas desde el punto de vista de propiedades mecánicas.

RECOMENDACIONES

Realizar el estudio de las propiedades anticorrosivas de la junta soldada para ambas condiciones de enfriamiento a través de ensayos de corrosión bajo tensión, corrosión picadura. Los resultados obtenidos relacionarlos con los resultados de propiedades mecánicas, que permitan determinar la mejor condición de trabajo y posteriormente compararlos con los resultados obtenidos por el proceso de soldadura GMAW⁽¹²⁾.

Realizar Microscopia Electrónica de transmisión para lograr identificar y cuantificar las posibles fases intermetálicas que pudieron precipitar durante la soldadura y posteriores formas de enfriamiento tanto en la ZAC como en la ZF y determinar su influencia en las propiedades mecánicas de la junta soldada.

Utilizar una mezcla de gas de plasma que contenga cierta cantidad de nitrógeno para mantener el balance de fases austenita/ferrita y determinar su influencia en las propiedades mecánicas y anticorrosivas de la junta.

Realizar todos los ensayos de acuerdo con la norma, para certificar el proceso de soldadura y tomar una decisión adecuada en cuanto a propiedades mecánicas de los resultados obtenidos con este proceso y los resultados obtenidos por otros procesos de soldaduras utilizados anteriormente. (GMAW⁽¹²⁾).

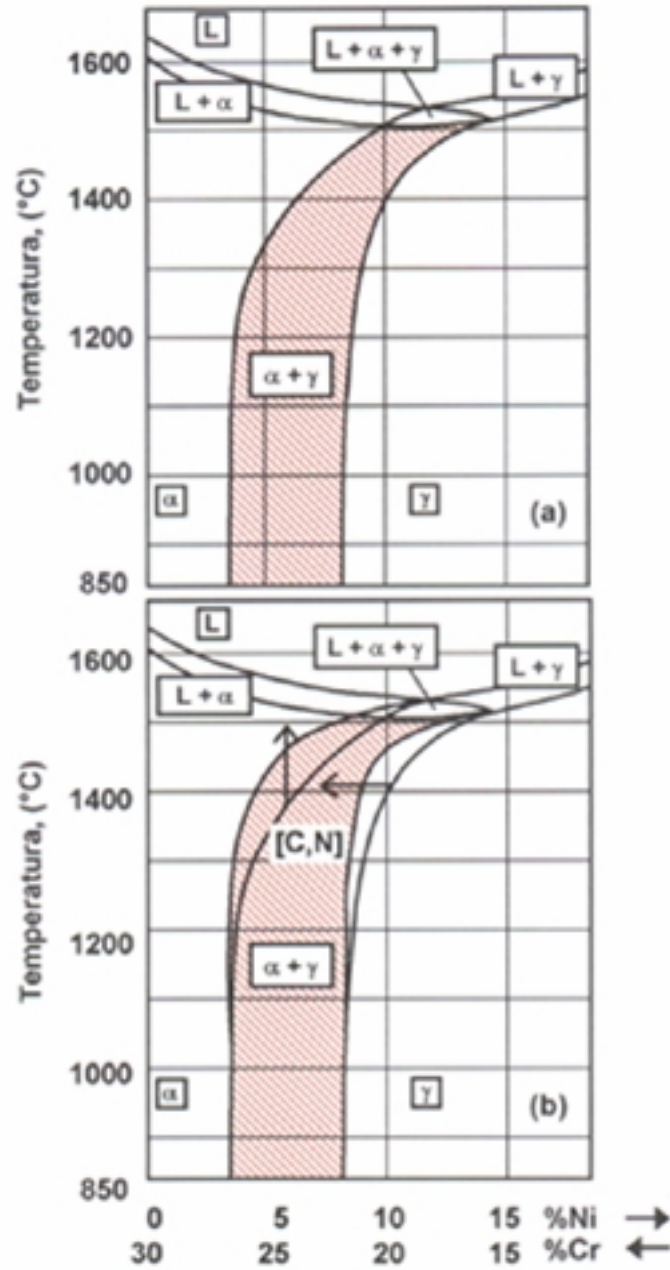
BIBLIOGRAFIA

- 1.- FISHER, R. M.; DULS, E. And CARROLL, K. G., “Trans AIME”, 1953, vol. 197, pp. 690-695.
- 2.- PLUMTREE, A. and GULLBERG, R. “Met. Trans. A”, 1976 vol. 7A, pp. 1451-1457.
- 3.- POHL, M.. “The Ferrite/Austenite Ratio of Duplex Stainless Steel”. Z. Metallk. (86), pp. 97-102, 1995.
- 4.- NOCHON, T. J. DATT, A. and AGGEN, G. “Embrittlement of Ferritic Stainless Steel”. Metall. Trans. (11A), pp. 573-585, 1980.
- 5.- KARLSSON, Leif. WRC-Bulletin, “Intermetallic Phase Precipitation in Duplex Stainless Steels and Welds Metals: Metallurgy, Influence on Properties, Welding and Testing Aspects”, N° 438, January 1999.
- 6.- CHEN, C. C. and POLLACK, Abe. “Influence of Welding on Steel Weldment Properties”. Microalloying Internacional, INC.
- 7.- CHEN, C., TSAY, L. W. & CHENG, S. W., “Effect of Parameters on the Working Envelopes for Plasma Arc Welding”, International Journal of Materials & Product Technology, Vol 6, N° 3, 1991, Pag 217-226.
- 8.- FOSTERVALL, Hans. “Plasma arc welding of duplex stainless steels”
- 9.- HILKES, Jan & BEKKERS, Karel. “Welding Duplex Stainless Steel”. Welding Journal, Vol 64, N° 11, Nov 1995.
- 10.- LARSON, B. & LUNDQVIST, B. “Fabricating Ferritic-Austenitic Stainless Steel”, Sandvik Steel Trade Literature, Pamphlet S-51-33-ENG, Oct 1987

- 11.- ASTM A 923-98, “Standard Test Methods for Detecting Detrimetal Intermetallic Phase in Wrought Dúplex Austenitic/Ferritic Stainless Steels”.
- 12.- PORTA, Carlos. “Estudio de la soldadura de un Acero Inoxidable Dúplex 2205 por GMAW Con Transferencia Metálica en Arco Pulsado y Caracterización de la Junta” Trabajo Especial de Grado, Noviembre 2001.
- 13.- “Standard Methods for Mechanical Testing of Welds”, ANSI/AWS B4.0-98, American Weldin Society.
- 14.- LUNDIN, Carl; WEN, Songqing & RUPRECHT, William., “Corrosion, Toughness, Weldability and Metallurgical Evaluation of Cast Duplex Stainless Steel”, ASTM A923.
- 15.- MARTIKAINEN J. K. & MOISIO T. J. Y., “Investigation of the Effect of Welding Parameters on Weld Quality of Plasma Arc Keyhole Welding of Structural Steels”, Welding Journal, Vol 72, N° 7, July 1993.
- 16.- Welding Handbook AWS Vol 2, Welding Process, 8^{va} Edicion, 1991.
- 17.- S-91-47-ENG. “Welding of modern stainless steels”
- 18.- PICKERING, F. B.. “Physical Metallurgy of Stainless Steel Developments”. International Metals Reviews. Diciembre 1976.
- 19.- METAL HANDBOOK, “Failure Analysis and Prevention, Vol 10, 8^{va} Edicion, Ohio, 1975.
- 20.- GRAIG, E., “The Plasma Arc Process-A Review”, welding Journal, Vol 68, N° 2, Febrero 1988, Pag 19-25.

- 21.- RAYMOUND, Terry & SLATTER, Elaine, “The Plasma Advantage in automated Welding”, Welding Journal, Vol 77, N° 9, Sept 1998.
- 22.- MILLER, Duane K. And FUNDERBURK, Scott R.. “Tools for reviewing Welding Procedures”. Welding Journal Vol 80, N° 7, Julio 2001.
- 23.- “How to weld 2205”, Avesta Welding Trade Literature.
- 24.- Harris, Ian D. “Plasma Arc Welding”.
- 25.- PAULA, Jr. O. S. “Desenvolvimento e Aplicacao da Soldagem Plasma Pela Técnica Keyhole”. Dissertacao de Mestrado. UFSC, Brasil 1997.
- 26.- JOHANSSON, R. E. and NILSSON, J. O. “Fracture Toughness of Austenitic and Duplex Stainless Steels”. Institute of Metals, London, pp 446-453, 1985.
- 27.- THERMAL DYNAMICS CORPORATION, Manual N° 0-2031, Febrero 1995.

ANEXOS



(a) Sección pseudobinaria 68% / 30% (Cr + Ni) del sistema ternario Fe-Cr-Ni. (b) Efecto del incremento del Carbono y del Nitrógeno en el aumento del campo γ y en la reducción del campo α [29].

Fig. N° 52. Sección pseudobinaria del sistema Fe-Cr-Ni

TABLE VII. Certificación de entrega del acero inoxidable dúplex SAF 2205.

INDUSTRIAL
SAF 2205
SAF 2205

CERTIFICATE OF CONFORMANCE
INSPECTION TEST CERTIFICATE
ANNEALING
SAF 2205
SAF 2205

CLIENT: CENTRO SERVICIOS ACCIAS
INDUSTRIAL
127/08

ANALYSIS: METALLURGICAL TESTS
MECHANICAL TESTS
AC + EM
9 | 1146 | 1

DATE: 02/08/2008
BY: [Signature]

ITEM	DESCRIPTION	TENSILE		YIELD		ELONGATION		REDUCTION OF AREA		IMPACT	
		MPa	ksi	MPa	ksi	%	%	%	%	J	ft-lb
1	SAF 2205	510	73.5	205	29.7	40	40	40	40	27	19.8
2	SAF 2205	510	73.5	205	29.7	40	40	40	40	27	19.8
3	SAF 2205	510	73.5	205	29.7	40	40	40	40	27	19.8
4	SAF 2205	510	73.5	205	29.7	40	40	40	40	27	19.8
5	SAF 2205	510	73.5	205	29.7	40	40	40	40	27	19.8
6	SAF 2205	510	73.5	205	29.7	40	40	40	40	27	19.8
7	SAF 2205	510	73.5	205	29.7	40	40	40	40	27	19.8
8	SAF 2205	510	73.5	205	29.7	40	40	40	40	27	19.8
9	SAF 2205	510	73.5	205	29.7	40	40	40	40	27	19.8
10	SAF 2205	510	73.5	205	29.7	40	40	40	40	27	19.8

REMARKS:
 ALL TESTS WERE PERFORMED IN ACCORDANCE WITH THE REQUIREMENTS OF THE STANDARD.
 THE MATERIAL IS CONFORMANT WITH THE REQUIREMENTS OF THE STANDARD.
 THE TEST RESULTS ARE AS FOLLOWS:

TEST RESULTS:
 TENSILE: 510 MPa (73.5 ksi)
 YIELD: 205 MPa (29.7 ksi)
 ELONGATION: 40%
 REDUCTION OF AREA: 40%
 IMPACT: 27 J (19.8 ft-lb)

CONCLUSION:
 THE MATERIAL IS CONFORMANT WITH THE REQUIREMENTS OF THE STANDARD.

DATE: 02/08/2008
BY: [Signature]

TABLA VIII. Composición de gas Ar puro, utilizado para plasma

MESSER
Messer Gases S.A.

ARGON

Es un gas de poca proporción en la naturaleza y no reacciona químicamente con ninguna otra materia, lo cual lo caracteriza como un gas "noble" por ese comportamiento.

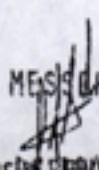
El argón es un gas inerte que tiene muchas aplicaciones en la industria química, petroquímica, metalúrgica y en investigaciones de laboratorios.

**ESPECIFICACION DEL PRODUCTO
ARGON NORMAL**

**CODIGO DEL PRODUCTO: 300011
300014**

CONTENIDO:

ARGON	99.989	%	min.
OXIGENO *	20	ppm	max.
HUMEDAD *	20	ppm	max.
NITROGENO	80	ppm	

Aprobado por:  MESSER GASES S.A.

Fecha de Vigencia: 19/05/79
DE RENOVACIÓN DE PLANTA

Nota: * Estas son las especificaciones mínimas requeridas para la aprobación de este producto.


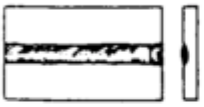
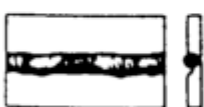
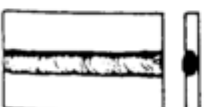
	<p>Depreciación pronunciada sobre la soldadura, socavadura por el exceso de penetración.</p> <p>Intensidad de corriente de soldadura muy elevada y baja velocidad de avance.</p>
	<p>La formación del cordón es muy pequeña, poca e irregular penetración d la pieza de trabajo.</p>
	<p>La intensidad de corriente de soldadura es muy baja o el flujo de gas de plasma, con una velocidad de avance muy rápida.</p>
	<p>Generación de socavadura e irregularidad de los bordes. Poca penetración.</p> <p>El flujo de gas de plasma es muy alto.</p>

Fig. N° 53. Formas de la soldadura obtenida por arco de plasma y calidad de las mismas.

**Diagramas de exposición para acero (Fe)
y rayos X**

Dens.: 2, Pb: 27 μ m. FF: 70 cm
Revelado autom.: G135, 30 °C, 8'.

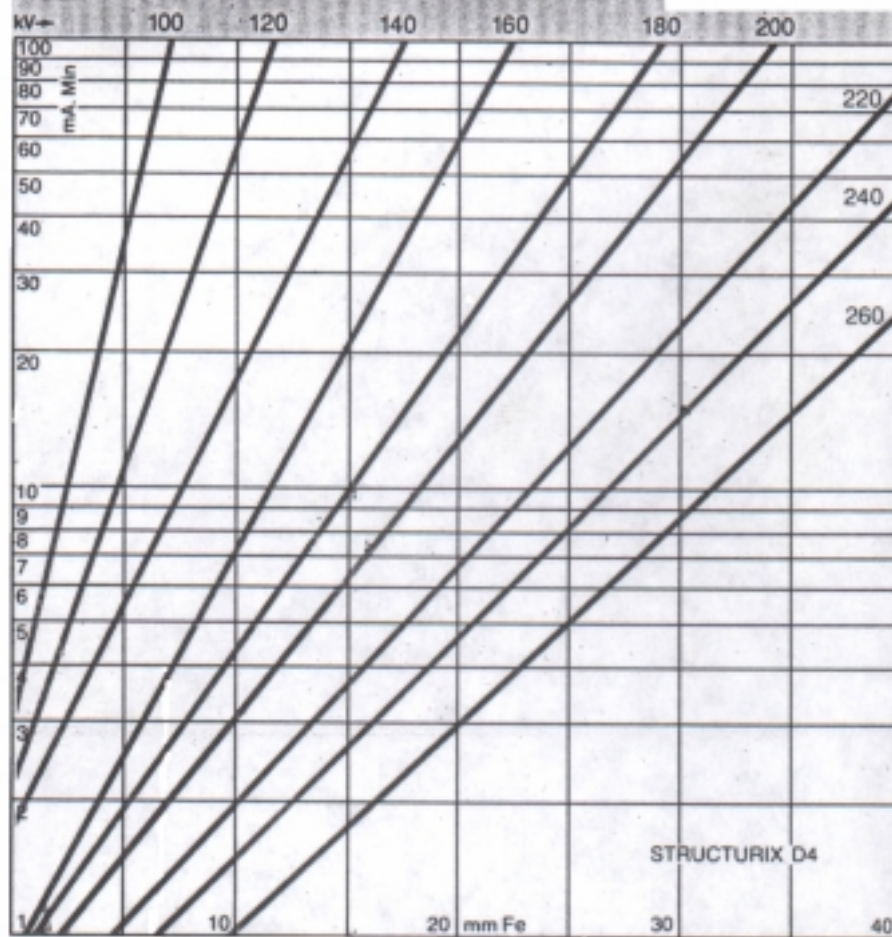


Fig. N° 54. Diagrama de exposición para acero, utilizado para determinar las condiciones de trabajo para el ensayo de radiografía industrial.

Los valores de dureza para cada condición correspondieron a los reportados en la tabla siguiente

Tabla IX. Valores de dureza para ambas condiciones de enfriamiento

Nº de indentación	Dureza HV Probeta enfriada en agua	Dureza HV Probeta enfriada en aire agitado
1	247	247
2	242	242
3	247	227
4	237	239
5	235	237
6	242	239
7	250	237
8	247	239
9	242	240
10	237	237
11	242	242
12	247	247
13	247	247
14	242	240
15	239	237
16	237	240
17	242	240
18	242	239
19	240	239
20	244	246