

PONTIFICIA UNIVERSIDAD CATÓLICA DEL PERÚ
FACULTAD DE CIENCIAS E INGENIERIA



**INFLUENCIA DE LOS PARÁMETROS DE SOLDADURA
EN LA MICROESTRUCTURA Y RESISTENCIA A LA
CORROSIÓN DE SOLDADURAS MEDIANTE GTAW
EN UN ACERO INOXIDABLE DUPLEX DEL TIPO
23Cr-4Ni**

*Tesis para la optar el título de
Ingeniero Mecánico*

Presentada por:

YENISEY ROSDELY CHÁVEZ MELGAR

Pando – Lima

2007

RESUMEN

La presente investigación tuvo como objeto de estudio la influencia de los parámetros de soldadura mediante GTAW, sobre la microestructura y la resistencia a la corrosión por picaduras del acero inoxidable dúplex 23Cr-4Ni.

Se estudiaron cuatro condiciones soldadas mediante el proceso GTAW autógeno en donde se variaron el aporte de calor y la temperatura de precalentamiento. Se realizó el análisis microestructural para cada condición, además se sometieron a ensayos de dureza y ensayos de corrosión por picaduras.

La caracterización microestructural se basó en el estudio del porcentaje de fases presentes (ferrita y austenita) y en el cambio de la morfología y tamaño de grano de la ferrita, tanto en la zona de fusión como en la zona afectada por el calor. Asimismo se evaluó la morfología de la austenita, identificando la aparición de austenita primaria, secundaria y Widmanstätten.

Se realizaron ensayos de microdureza Vickers, realizando barridos verticales y horizontales en la sección del cordón con el fin de obtener indicadores de cambios en propiedades mecánicas en la soldadura realizada.

Se determinó la resistencia a la corrosión por picaduras mediante ensayos de corrosión electroquímicos de polarización anódica en una solución de 3.5% NaCl, los cuales se orientaron a la obtención del potencial crítico de picaduras (E_{cp}) para cada condición.

Debido a que las variaciones en la microestructura y resistencia a la corrosión están fuertemente ligadas al ciclo térmico del proceso de soldadura, se estimó el tiempo $t_{12/8}$, como medida de la velocidad de enfriamiento para fines comparativos.

El análisis microestructural en la zona fundida y zona afectada por el calor reveló una microestructura con alto contenido de ferrita acompañado de austenita primaria, austenita Widmanstätten y precipitación de austenita secundaria al interior

de la ferrita. Adicionalmente la cinética de reformación de la austenita se vió dificultada en las condiciones que presentaron mayor tamaño de grano ferrítico.

Finalmente, la resistencia a la corrosión por picaduras disminuyó de manera significativa para las condiciones empleadas, resultando mas afectadas, las condiciones que presentaron velocidad de enfriamiento menor. Se encontró nucleación preferencial de las picaduras en las interfaces ferrita/austenita y al interior de la ferrita.

Por lo tanto para el rango de calor de aporte empleado no se obtuvo una buena soldabilidad, ya que no se logra un balance apropiado de las fases según el análisis microestructural realizado y la resistencia a la corrosión por picaduras se ve afectada significativamente.





A mis queridos padres:
Moisés y Carmen Rosa
por su amor y apoyo incondicional

AGRADECIMIENTOS

Agradezco profundamente a mis padres por todo el esfuerzo y sacrificio realizado, pues durante mi carrera universitaria siempre han estado pendientes de lo que he necesitado y me han apoyado constantemente con sus consejos y su respaldo. A mi padre le agradezco por haber confiado en mí y darme todo su apoyo siempre, hasta en los momentos más difíciles; a mi madre por ser tan valiente, por apostar por mi carrera y viajar a otro país con el objetivo de brindarme todo lo necesario para culminarla.

En especial a mi hermana y mi familia por su cariño expreso, apoyo y paciencia brindada.

Mi agradecimiento especial al Dr. Ing. Carlos Fosca Pastor, por darme la oportunidad de realizar mi tesis bajo su asesoría, por confiar en mí y por su apoyo durante todo este tiempo. Su valioso consejo y exigencia me han ayudado a conocer un poco el mundo de la investigación.

Agradezco al Dr. Ing. Paul Lean Sifuentes, que me apoyo siempre con sus consejos, tratando de guiarme a lo largo de este sendero.

Agradezco de manera muy especial a mis amigos de Ingesold, Raúl Hurtado, Natalia Monzón, José Sakihama y Caty Araujo pues su amistad y apoyo me ayudaron a seguir adelante en los momentos de desaliento.

De manera muy especial a mi novio, el Ing. Oscar Quintana Ponce, quien me ayudo a incursionar en el complicado mundo de la corrosión electroquímica y su apoyo en los momentos más difíciles fue de vital importancia.

A mis amigos de siempre Juan Erni y Víctor Carrión por brindarme su apoyo y consejo cuando lo necesite.

Al Laboratorio de Materiales de la Sección de Ingeniería Mecánica, en especial al Ing. Roberto Lazarte, Ing. Jesús Ruiz, Ing. Sócrates Cutipa, Ing. Franco Calderón, y a mis amigos Santos Sigüenza y Elvira Oviden.

A los profesores y técnicos del Laboratorio de Diseño y Manufactura, en especial al Ing. Benjamín Barriga, al Ing. Walter Tupia, a Pedro Berrospid, Roberto Muñoz, José Brañez, Domingo Farías y al Sr. Reyes Rodríguez, por su paciencia.

Al Laboratorio de Energía, en especial a Allan Flores y mi amigo Broni Huamani por las facilidades brindadas.

INDICE

INTRODUCCION.....	1
1. ASPECTO TEÓRICO	
1.1. Antecedentes	3
1.2. Características microestructurales de los aceros inoxidables dúplex.....	5
1.2.1 Cambios microestructurales por encima de 1050°C.....	8
1.2.2 Cambios microestructurales entre 1050°C y 600°C.....	11
1.2.3 Cambios microestructurales por debajo de 600°C.....	14
1.3. Propiedades de los aceros inoxidables dúplex.....	15
1.3.1 Propiedades Mecánicas.....	15
1.3.2 Propiedades Físicas.....	19
1.4. Soldabilidad.....	20
1.4.1 Cambios microestructurales en la zona afectada por el calor.....	22
1.4.2 Microestructura y composición química de los depósitos de soldadura.....	24
1.4.3 Tratamiento térmico de las soldaduras.....	25
1.4.4 Agrietamiento en frío y en caliente.....	25
1.4.5 Propiedades mecánicas.....	25
1.5. Proceso GTAW.....	26
1.5.1 Parámetros de soldeo.....	29

1.6. Resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables dúplex.....	32
1.6.1 Corrosión por picaduras.....	33
1.6.2 Resistencia a la corrosión por picaduras de los aceros Inoxidables dúplex.....	36
1.6.3 Resistencia a la corrosión intergranular de los aceros Inoxidables dúplex.....	38
1.7. Aplicaciones industriales.....	38
1.8. Importancia del acero inoxidable dúplex en comparación con los aceros inoxidables austeníticos.....	41
2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	
2.1 Material objeto del estudio.....	45
2.2 Procedimiento de soldadura.....	43
2.2.1 Equipos utilizados.....	43
2.2.2 Preparación y proceso de soldeo.....	48
2.2.3 Procedimiento para preparación de muestras.....	54
2.3 Macrografía.....	55
2.4 Microscopía Óptica.....	55
2.4.1 Procedimiento metalográfico.....	56
2.5 Ensayos de corrosión por picaduras.....	58
2.5.1 Ensayos de corrosión electroquímicos.....	58
2.6 Ensayos de dureza.....	62

3. RESULTADOS Y ANALISIS

3.1	Calculo analítico de la velocidad de enfriamiento.....	64
3.2	Aspecto visual del cordón de soldadura.....	67
3.3	Análisis Macrográfico.....	69
3.4	Análisis Micrográfico.....	73
	3.4.1 Morfología de la ferrita y austenita.....	73
	3.4.2 Tamaño de grano de la ferrita.....	81
	3.4.3 Porcentaje de ferrita en la zona de fusión.....	84
3.5	Ensayo de dureza.....	86
	3.5.1 Barrido de dureza horizontal.....	86
	3.5.2 Barrido de dureza vertical.....	89
	3.5.3 Comparación del barrido de durezas horizontal y vertical.....	90
	3.5.4 Dureza de la ferrita.....	92
3.6	Resistencia a la corrosión por picaduras.....	93
	3.6.1 Estudio micrográfico de la nucleación de picaduras.....	99
4. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.....		100
	4.2 Conclusiones.....	100
	4.3 Recomendaciones.....	102
REFERENCIAS.....		103
BIBLIOGRAFÍA.....		107

INTRODUCCIÓN

Los aceros inoxidable dúplex son aceros relativamente nuevos en la industria, (descubiertos alrededor de 1930), los que han encontrado aplicaciones diversas en la industria petroquímica, del papel, nuclear y térmica, etc. Estos aceros prácticamente no se conocen en el Perú y por lo tanto no son usados en nuestro medio. Sin embargo, en comparación con los aceros inoxidables austeníticos muy conocidos en nuestro mercado, presentan mejores propiedades en cuanto a resistencia mecánica y resistencia a la corrosión. Además resultan mas económicos por su menor contenido de níquel para aplicaciones en medios que contienen cloruros.

Es importante para los ingenieros el conocimiento de las propiedades que pueden ofrecer estos aceros con el fin de evaluar su aplicación en la industria y sus ventajas, tanto técnicas como económicas.

Debido a que la soldadura es un proceso inherente a la construcción de estructuras metálicas, plantas térmicas, intercambiadores de calor, etc. es de suma importancia conocer en qué medida y cómo afecta el ciclo térmico del proceso de soldeo.

El presente trabajo busca identificar las debilidades en la zona soldada, tanto en la zona fundida como en la zona afectada por el calor, tratando de lograr orientación para encontrar los parámetros correctos de soldeo para futuros trabajos relacionados con este tema.

El material escogido para el estudio realizado es el acero 23Cr-4Ni (S32304), debido a que puede presentar mejores propiedades que los aceros 304L y 316L, inoxidables austeníticos muy usados en nuestra industria y que además resultan mas costosos .

Por lo tanto, el estudio se orientará a identificar los cambios microestructurales presentes para cuatro condiciones distintas, las que se obtendrán variando los parámetros de soldeo (Calor de aporte y precalentamiento) mediante GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) autógeno. Adicionalmente se evaluará la resistencia a la corrosión por picaduras de las soldaduras, mediante ensayos de corrosión electroquímicos en un medio que contiene cloruros.

Los resultados permitirán evaluar de manera comparativa el comportamiento del acero 2304 frente al proceso de soldeo mencionado, mediante el parámetro $t_{12/8}$, el cual indica el tiempo de enfriamiento en el rango 1200°C a 800°C, donde se dan importantes cambios microestructurales en los aceros inoxidable dúplex. De esta manera se espera involucrar al ciclo térmico en el análisis de los resultados ya que no será posible medirlo directamente.

Finalmente, el propósito del presente trabajo es fomentar el empleo de estos aceros en nuestra industria como una opción, mediante el conocimiento y difusión de sus propiedades, conocer su comportamiento en uniones soldadas para eventuales aplicaciones de gran importancia y además tener un precedente para la realización de estudios posteriores. Se espera lograr un aporte al desarrollo e investigación, fomentando la implementación de procedimientos de soldeo para estos aceros, ya que se emplean en los países más desarrollados y por lo tanto son objeto de diversos estudios.

1. ASPECTO TEORICO

1.1 ANTECEDENTES

Los aceros inoxidable dúplex fueron descubiertos en 1930 en lugares distintos, pero el más significativo fue el caso en el laboratorio de la compañía J.Holtzer en Francia, en el transcurso de un estudio de corrosión intergranular. Se verificó que ciertos especímenes de un lote de producción de acero inoxidable 18/8 tenían una alta resistencia a la corrosión intergranular a pesar de haberlos sometidos a tratamientos de sensibilización. También se encontró que estos aceros eran ferromagnéticos y los análisis revelaron un alto contenido de cromo. De esta manera se descubrió una de las propiedades más importantes y hasta ahora esenciales de los aceros inoxidable dúplex, su alta resistencia a la corrosión intergranular.

Se puede decir que el acero inoxidable es un material representativo de la civilización del siglo XX, en cuanto a materiales metálicos se refiere, ya que ha ocupado un lugar preponderante dentro de los materiales de interés tecnológico, así como ha influido decididamente sobre la vida cotidiana de la civilización presente.

Los aceros inoxidable son aleaciones de hierro, carbono y básicamente cromo en un porcentaje mayor al 12%, este último les da la característica de aceros inoxidable debido a la formación de una capa de óxido de cromo (Cr_2O_3) en su superficie, de un espesor de 1 a 5×10^{-7} mm (Amstrongs) la cual no se desprende y se le denomina capa pasivante.

La aplicación de aceros inoxidable dúplex, adquiere mayor importancia a partir de la década de los 70 con el desarrollo de nuevas tecnologías de afino: AOD (argón-oxygen-decarburization) y VOD (vacuum-oxygen-decarburization), que permitieron la fabricación más económica de estos aceros y favorecieron la aparición de nuevas aleaciones controlando con mayor precisión el porcentaje

en contenido de los elementos aleantes como Cr y Mo además del empleo de N, que tiene un efecto retardador a la fase sigma y otros compuestos intermetálicos [1].

Se les denomina aceros inoxidables dúplex debido a que tiene una estructura de ferrita (30 – 50 %) y austenita (70 – 50 %), por lo que tiene propiedades intermedias entre los aceros austeníticos y ferríticos. Las propiedades más importantes son:

- Excelente resistencia a la corrosión por picaduras y a la corrosión bajo tensión
- Buena soldabilidad.
- Buena tenacidad y ductilidad.
- No se endurecen por tratamiento térmico pero si por deformación en frío o en caliente.
- Aplicación: Industria química, petroquímica, industria del papel, estructuras marinas, etc. [1, 2].

En la tabla 1.1 se muestran los principales elementos de aleación de estos aceros.

Tabla 1.1.- Porcentaje de los principales elementos aleantes y valores de resistencia a la corrosión por picaduras PRE en aceros inoxidables dúplex

Composición Química %											
UNS N°	C	Mn	S	P	Si	Cr	Ni	Mo	N	Otros	Rango PRE
S32304	0.03	2.5	0.04	0.04	1.0	21.5-24.5	3.0-5.5	0.05-0.60	0.05-0.20	0.05-0.06 Cu	22.5-29.7
S32550	0.03	1.5	0.03	0.04	1.0	24.0-27.0	4.5-6.5	2.9-3.9	0.10-0.25	1.5-2.5 Cu	32.5-43.9
S32750	0.03	1.2	0.02	0.035	1.0	24.0-26.0	6.0-8.0	3.0-5.0	0.24-0.32	0.5 Cu	37.7-47.6

1.2 CARACTERÍSTICAS MICROESTRUCTURALES DE LOS ACEROS INOXIDABLES DUPLEX

Los aceros inoxidable dúplex están compuestos de una mezcla de 2 fases: austenítica y ferrítica. La fracción de volumen de cada fase depende de la composición química y también del tratamiento térmico realizado. Ver figura 1.1

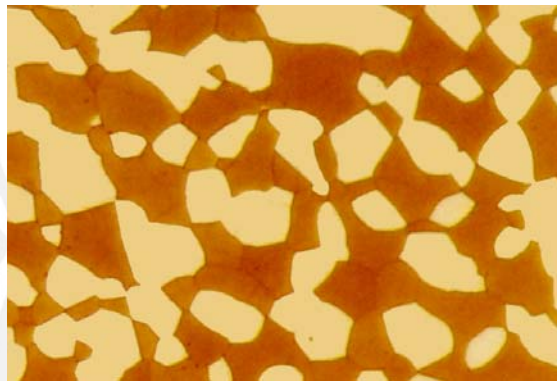


Figura 1.1. Microestructura de un acero inoxidable dúplex. La ferrita se distingue de la austenita por ser la fase más oscura.

Los elementos más importantes que influyen en la composición de la aleación son el contenido de cromo y níquel, los que promueven la formación de ferrita y austenita respectivamente. Otros elementos aleantes también afectan la proporción relativa de estas dos fases y son clasificadas en dos grupos, dependiendo de cual de las dos fases estabilizan. El relativo efecto de otros elementos es descrito entonces por equivalencias de cromo o níquel, los cuales son solo aproximaciones [3]. Los elementos estabilizantes de ferrita son: cromo, molibdeno y tungsteno, y los estabilizantes de austenita son: carbono, níquel, nitrógeno y cobre [4].

Es importante enfatizar que el cromo es más efectivo en estabilizar la ferrita que el níquel en estabilizar la austenita por lo que en productos trabajados con tratamientos de solubilización a 1100°C , será necesario una adición de 2% de

níquel para compensar un incremento de 1% en el contenido de cromo para obtener un mismo balance de fases.

Existen diagramas desarrollados por Schaeffler y DeLong, mostrados en las figuras 1.2 y 1.3, empleando el concepto de níquel y cromo equivalente, para predecir las microestructuras obtenidas en la solidificación del metal de soldadura, en función a los aleantes químicos. Estos diagramas han sido modificados para adaptarlos a otras condiciones metalúrgicas como fundiciones, productos laminados, depósitos de soldadura con o sin tratamiento incorporando también la experiencia en la industria [3].

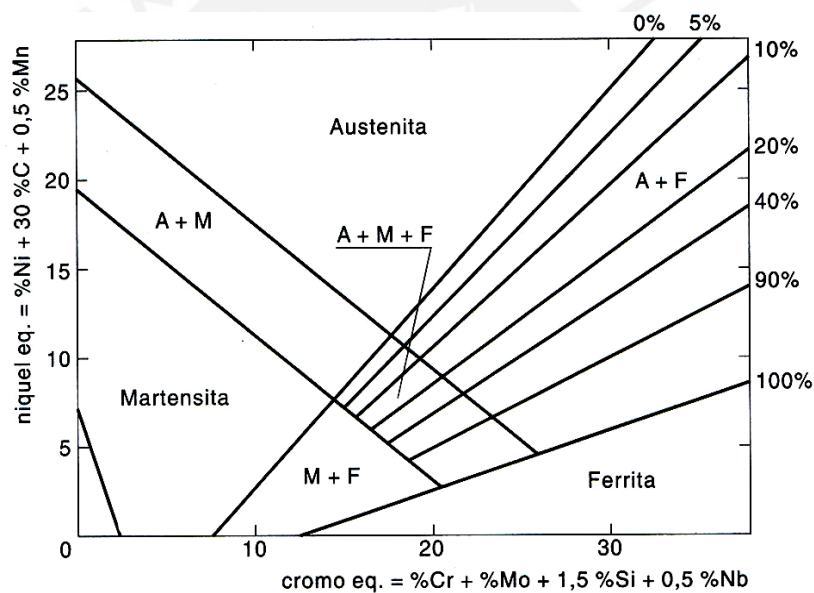


Figura 1.2. Diagrama básico de Schaeffler. **DI CAPRIO G.** “Los aceros inoxidables”, ed. Grupinox, Milano, 1999. pp. 22.

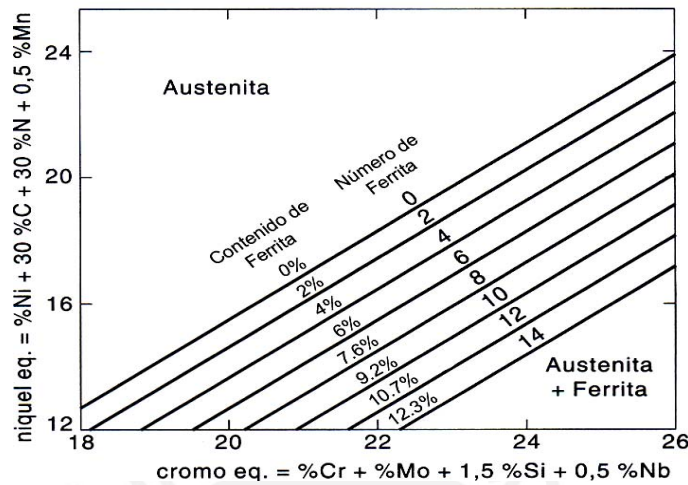


Figura 1.3. Diagrama básico de DeLong. **DI CAPRIO G.** “Los aceros inoxidables”, ed. Grupinox, Milano, 1999. pp. 23.

Lamentablemente la predicción del contenido de ferrita en la zona fundida no es posible empleando el diagrama Schaeffler, porque la influencia del nitrógeno no ha sido considerada. No se puede utilizar el diagrama DeLong porque el rango de los aceros inoxidables dúplex no está cubierto. Se utiliza otro diagrama llamado Espy donde también se trabaja con Cr y Ni equivalentes pero para el níquel existe un coeficiente que depende del porcentaje de nitrógeno, [3] como se expresa a continuación:

$$CrEq = \%Cr + \%Mo + 1.5(\%Si) + 0.5(\%Nb) + 5(\%V) + 3(\%Al)$$

$$NiEq = \%Ni + 30(\%C) + 0.87 + 0.33(\%Cu) + (\%N - 0.045) \times a$$

Donde: $a = 30$ para $N \leq 0.20\%$
 $a = 22$ para $0.21\% \leq N \leq 0.25\%$
 $a = 20$ para $0.26\% \leq N \leq 0.35\%$.

Numerosos cambios microestructurales se producen en aceros inoxidables dúplex los que son función de la composición química y del tratamiento térmico realizado. La mayoría de ellos afectan a la ferrita ya que la velocidad de difusión es mucho mayor en la estructura BCC que en la estructura FCC de la

austenita. Además la ferrita esta enriquecida con cromo y molibdeno los cuales tienen una fuerte tendencia a formar componentes intermetálicos.

Después de la soldadura o algún proceso térmico se puede emplear un tratamiento de solubilización con la finalidad de obtener las mejores propiedades. Este tratamiento disuelve los carburos o fases secundarias a alta temperatura realizándose posteriormente un enfriamiento rápido [3, 5].

Los cambios microestructurales en aceros inoxidables dúplex pueden ser clasificados en tres grupos dependiendo del rango de temperaturas a los que ocurren: por encima de 1050°C, entre 600°C y 1050°C o por debajo de 600°C [3].

1.2.1 CAMBIOS MICROESTRUCTURALES POR ENCIMA DE 1050°C

Los aceros inoxidables dúplex solidifican completamente en el campo de ferrita primaria o comúnmente llamado ferrita delta (δ). Cuando la ferrita δ se va enfriando se ve favorecida la formación de la austenita por medio de la reacción $\delta \rightarrow \gamma$ que se da a partir de la solución sólida δ . (Ver figura 1.4). Si existe un tiempo suficiente se produce además la difusión de elementos de aleación a medida que se da la transformación de ferrita a austenita, concentrándose en la ferrita elementos como el Cr, Mo y en la austenita elementos gammágenos como el Ni, C, N, etc.

Para altas velocidades de enfriamiento desde distintas temperaturas de solubilización el porcentaje de austenita producido será distinto al de equilibrio, viéndose favorecida la presencia de ferrita con el incremento de esta temperatura. Ver figura 1.5.

Durante el calentamiento, se conoce ampliamente que el contenido de ferrita varia con el aumento de temperatura y según la composición de la aleación. Cuando las cantidades relativas de ferrita (δ) y austenita (γ) son modificadas por tratamiento térmico, la composición química de las fases también cambia debido

a difusión en la ferrita y posible enriquecimiento de las fases. Particularmente la fracción de volumen de ferrita se incrementa a medida que la temperatura se eleva, pero contiene menos cromo y molibdeno, mientras la austenita restante se enriquece con nitrógeno [3, 4].

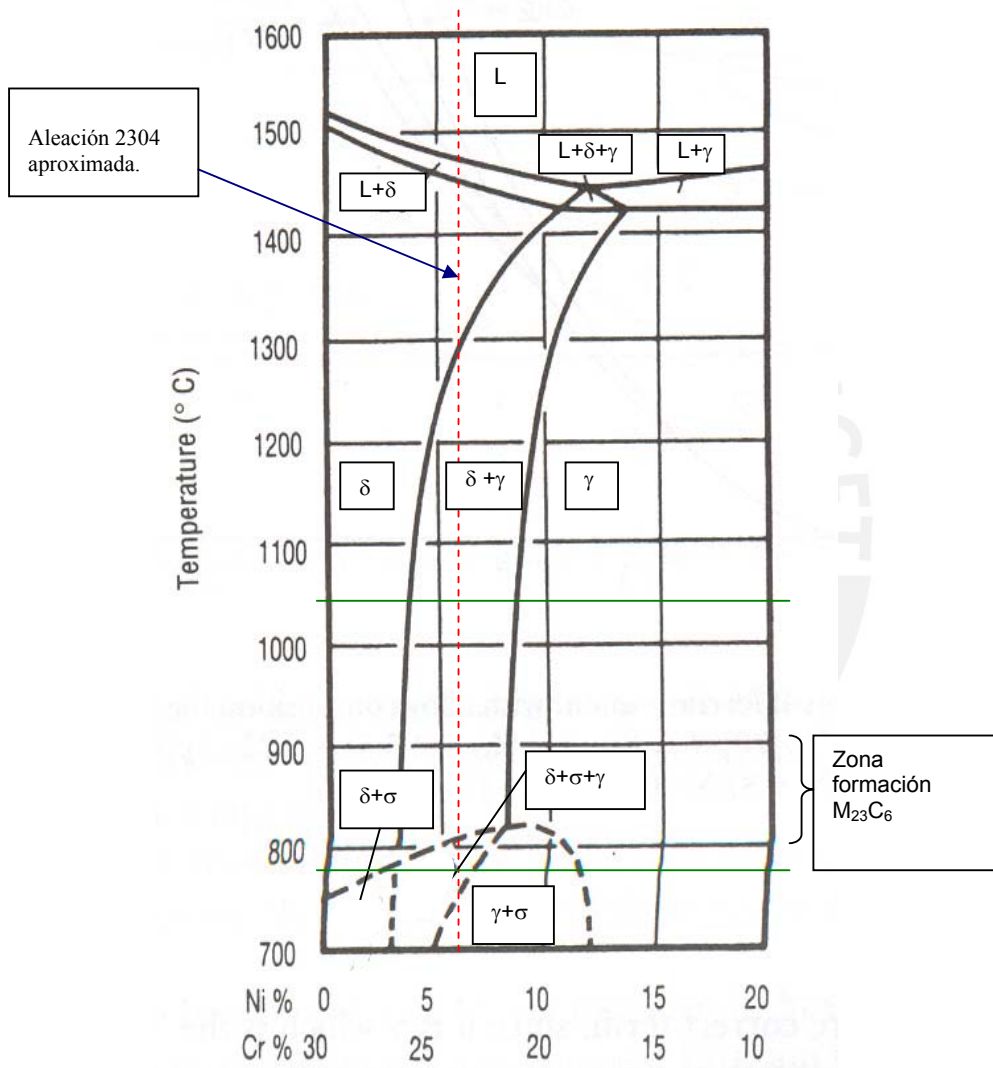


Fig. 1.4. Diagrama seudo binario en 65% de Fe del diagrama de equilibrio Fe-Cr-Ni. P.Lacombe, B.Baroux, G.Beranger. "Stainless Steels", Les editions de Physique Les Ulis.1993

Es importante indicar que la adición de nitrógeno al desplazar la transformación de austenita a ferrita (δ) a temperaturas más altas limita el enriquecimiento de la ferrita en las zonas afectadas por el calor, debido a la reducción de la cinética de transformación de la austenita a ferrita, manteniendo (similares al del metal base) las fracciones de volumen de las fases y de la composición química [3,6].

Por lo tanto la adición de nitrógeno estabiliza la estructura de los inoxidables dúplex manteniendo la cantidad en porcentaje de la austenita y la composición de las fases a altas temperaturas.

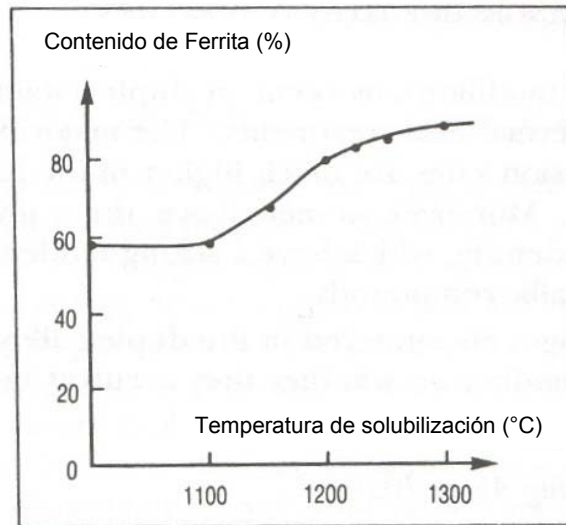


Figura 1.5 Variación del contenido de ferrita con la temperatura de solubilización. **P.Lacombe, B.Baroux, G.Beranger. "Stainless Steels", Les editions de Physique Les Ulis.1993**

1.2.2 CAMBIOS MICROESTRUCTURALES ENTRE 1050° C Y 600° C

Precipitación de carburos y nitruros

La formación de carburos $M_{23}C_6$ ocurre principalmente en el rango de temperaturas de 700°C a 900°C para un tiempo de nucleación relativamente corto (menos de 1 hora), también aparecen a bajas temperaturas después de largas exposiciones. (Ver figura 1.6).

Una característica importante de los aceros inoxidables Dúplex es que la precipitación intragranular de carburo de cromo es generalmente discontinua y esta acompañada por migración del límite de grano debido a la formación de austenita en las zonas empobrecidas de cromo de la ferrita [3].

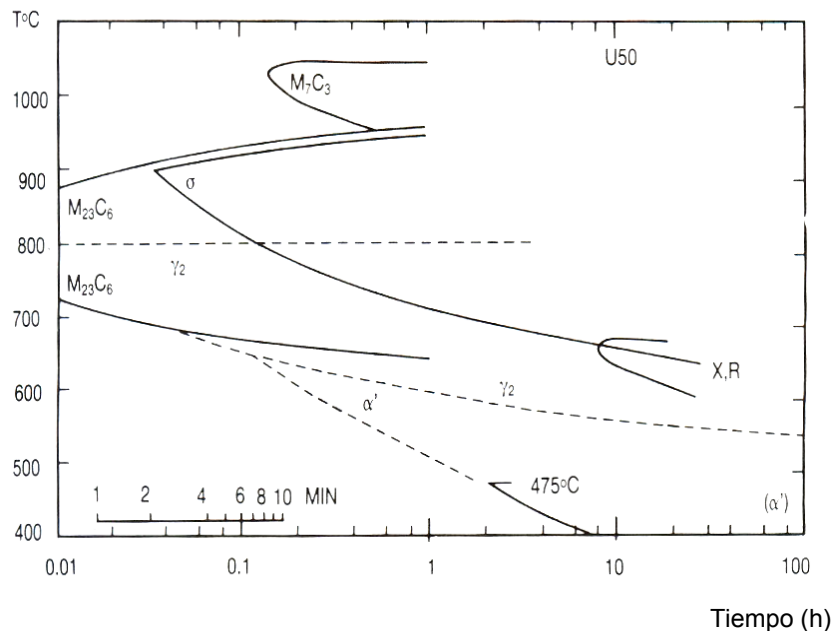


Figura 1.6 Curva Tiempo-Transformación- Temperatura (TTT) para un acero 22Cr – 5 Ni. P.Lacombe, B.Baroux, G.Beranger. “Stainless Steels”, Les editions de Physique Les Ulis.1993

En los dúplex con adiciones controladas de nitrógeno puede ocurrir precipitación de nitruro de cromo hexagonal (Cr_2N), además de Cr_{23}C_6 , siendo la temperatura de formación alrededor de 900°C , por lo que pueden aparecer de manera simultánea. Estos carburos pueden aparecer en los límites de grano de ferrita y austenita pero también en su interior, principalmente en las zonas afectadas por el calor de soldaduras conteniendo gran porcentaje de ferrita. Según la experiencia generalmente se necesitan enfriamientos rápidos desde temperaturas que bordean los $1050 - 1150^\circ\text{C}$ para prevenir completamente la precipitación de carburos de los aceros inoxidable dúplex [3].

Formación de componentes Intermetálicos

La formación de varios componentes intermetálicos en la ferrita entre 600°C y 1000°C puede ocurrir dependiendo de la composición química de la aleación y del tratamiento térmico empleado, algunos de estos componentes se muestran en la tabla 1.2

Tabla 1.2 Fases intermetálicas, estructura cristalina y composición química [3].

Fases Intermetálicas	Estructura Cristalina	Composición Química
Sigma (σ)	Estructura tetragonal	$(\text{FeNi})_\alpha (\text{Cr Mo})_\gamma \text{FeCr}$; $(\text{Fe Ni})_\alpha (\text{Cr Mo})_\gamma$
Laves	Estructura Hexagonal	$\text{Fe}_2 \text{Mo}$; $\text{Fe}_2 \text{Ti}$; $\text{Fe}_2 \text{Nb}$
Chi (χ)	Estructura BCC	$(\text{Fe Ni})_{36} \text{Cr}_{18} \text{Mo}_4$; $\text{Cr}_6 \text{Fe}_{18} \text{Mo}_5 \text{Fe}_{36} \text{Cr}_{12} \text{Mo}_{10}$
R	Estructura Hexagonal	$\text{Fe} - \text{Cr} - \text{Mo}$

Para la aplicación en la industria, la formación de fase sigma es la más importante debido a su rápida aparición en aleaciones con contenidos de cromo por encima del 22% y más del 2.5% de molibdeno. La precipitación de fases intermetálicas como la fase sigma en solo una pequeña fracción de la ferrita

produce una caída drástica de la tenacidad al impacto a temperatura ambiente. Por otro lado partículas como carburos o inclusiones presentes en los límites de grano aceleran la formación de la fase sigma ya que actúan como sitios para la nucleación

El control de elementos menores es necesario para las aleaciones enriquecidas en cromo y molibdeno que son propensas a la precipitación de fase sigma, se sabe que adiciones de nitrógeno, comúnmente de (0.18-0.28%), retarda la aparición de compuestos intermetálicos mientras que silicio y fósforo favorecen la formación de fase sigma por lo tanto deben ser mantenidos en cantidades mínimas. La influencia de manganeso es mas ambigua pues es un estabilizador de la fase sigma y al a la vez incrementa la solubilidad del nitrógeno.

La lentitud de la nucleación a altas temperaturas y de su crecimiento a bajas temperaturas hace posible que se pueda evitar la formación significativa de fase sigma, hasta para enfriamiento al aire de productos relativamente gruesos [3].

Variación del contenido y morfología de la austenita

La fracción en volumen y composición de la austenita varían con la temperatura. El contenido de γ puede ser incrementado por enfriamiento lento, de lo contrario, el enfriamiento rápido desde 1100° C permite una fina precipitación de la austenita dentro de los granos de ferrita. A bajas temperaturas puede ocurrir una descomposición de la ferrita; las partículas de austenita se hacen tan pequeñas que ya no se pueden detectar.

Por otro lado; la precipitación de carburos, nitruros o fases intermetálicas pueden acompañar a la formación de austenita, debido a la reducción local de cromo y molibdeno.

Otro factor influyente es el tamaño de grano de la ferrita, pues un tamaño pequeño es beneficioso para la reformacion de austenita debido al extenso límite de grano existente donde la austenita puede nuclear [2, 7].

1.2.3 CAMBIOS MICROESTRUCTURALES POR DEBAJO DE 600°C

Una reacción conocida como fragilización puede ocurrir a bajas temperaturas en los aceros inoxidables dúplex, esta reacción consiste en un aumento significativo de dureza en la ferrita debido a la formación de una fase rica en cromo α' de estructura BCC.

Esta transformación no puede ser detectada por microscopía óptica debido a la similitud de las dos estructuras sumándose el tamaño tan pequeño de las partículas; solo si se observa finas láminas de metal con microscopio electrónico se puede revelar la presencia de α' por la apariencia de una estructura moteada en la ferrita, pero las partículas siguen siendo difíciles de identificar [3, 4].

Además de la formación de α' otros procesos de precipitación pueden ocurrir en la ferrita. Para exposiciones largas, se pueden precipitar compuestos intermetálicos como M_6C (Carburos) y Cr_2N (Nitruros), los últimos se forman en dislocaciones en la vecindad de inclusiones o en límites de granos. Si el contenido de cobre es mayor a 1%, puede ocurrir un endurecimiento adicional debido a la precipitación de la fase epsilon (ϵ) rica en cromo de estructura FCC.

La consecuencia más importante es que estos procesos de endurecimiento conducen a la fragilización, por lo cual se debe limitar la temperatura de servicio a un máximo de 260-320° C, dependiendo del acero inoxidable que se trata. Los menos propensos son los que no tienen molibdeno ni cobre.

Por otro lado el endurecimiento puede ser una ventaja para aplicaciones específicas, como paletas de bombas o agitadores, los que están propensos a fenómenos de corrosión y abrasión [3].

1.3 PROPIEDADES DE LOS ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX

1.3.1 PROPIEDADES MECÁNICAS

Efectos de la microestructura

Los aceros inoxidable dúplex presentan una buena ductilidad a pesar de tener altos niveles de esfuerzo de fluencia; este comportamiento se debe a las dos fases presentes en las aleaciones. La ferrita es la mayor fuente de reforzamiento mientras la austenita proporciona ductilidad y tenacidad.

Algunos ejemplos de variación de propiedades mecánicas con el contenido de ferrita se muestran en la tabla 1.3 [3, 4].

En productos conformados la estructura fibrosa conduce a cierto grado de anisotropía en las propiedades mecánicas.

Las aleaciones dúplex conservan excelente tenacidad a bajas temperaturas, sin transición dúctil-frágil. Pueden ser usadas hasta por debajo de -50°C y, con ciertas precauciones, a temperaturas mucho más bajas. Sin embargo el comportamiento de las soldaduras no es tan bueno como el del metal base [3].

Tabla 1.3 Variación de propiedades mecánicas con el contenido de ferrita [3].

Acero (Según designación AFNOR *)	Ferrita (%)	$\sigma_{0,2}$ (MPa)	$\sigma_{\text{Máx.}}$ (MPa)	Elongación (%)
Z3 CN 18-10 (AISI 304L)	0	220	590	50
Z3 CNDU 21-8 (21Cr-8 Ni)	6.5	350	670	35
Z5 CNDU 26-6 (26Cr-6Ni)	80	800	850	20

$\sigma_{0,2}$ = Esfuerzo de fluencia al 0,2%, $\sigma_{\text{Máx.}}$ = Resistencia a la tracción

* AFNOR : Asociación Francesa de Normalización.

Efecto de la composición

Adiciones en grandes cantidades de elementos como el cromo, molibdeno y cobre conducen a tener soluciones sólidas más reforzadas, siendo beneficiadas ambas fases de la aleación. Por el contrario el nitrógeno y carbono no tienen una influencia definida. Adiciones mayores del 0.14% de nitrógeno producen un incremento significativo en la resistencia mecánica, mientras que por debajo de este porcentaje el efecto es mucho menos obvio. Ver figura 1.7.

Este comportamiento puede deberse al hecho de que el nitrógeno produce endurecimiento principalmente en la austenita ya que la ferrita tiene una baja solubilidad para elementos intersticiales. A bajos niveles de nitrógeno ocurre fluencia plástica primero en la austenita cuando el metal está cargado mecánicamente, mientras que para grandes adiciones se inicia en la ferrita, la que se ha convertido en la fase más débil. Esto puede explicar ciertos aspectos del comportamiento de la corrosión bajo tensión en estos aceros [3].

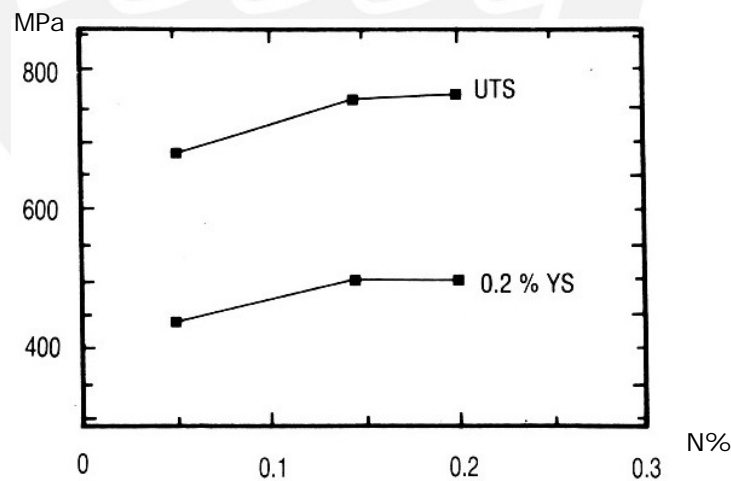


Figura 1.7. Efecto del contenido de nitrógeno sobre el esfuerzo de fluencia P.Lacombe, B.Baroux, G.Beranger. "Stainless Steels", Les editions de Physique Les Ulis.1993

Efecto del tratamiento térmico

El endurecimiento puede ocurrir en dos rangos de temperatura, entre 700–900°C (precipitación de fases intermetálicas) y entre 300–500°C (formación de fases α' y ϵ).

Se debe tomar en cuenta que la precipitación de fases intermetálicas en una fracción de volumen muy pequeño de la ferrita conduce a una reducción drástica de tenacidad. Esto es de suma importancia en procesos que involucran altos gradientes térmicos, por lo que tratamientos térmicos entre 700–950° C deben ser evitados.

En el rango de 300 – 500° C se puede tener considerable reforzamiento manteniendo también una buena ductilidad. Este endurecimiento está asociado principalmente a la formación de α' y ϵ , cuyos efectos son aditivos. En la práctica las aleaciones con contenido de cobre son recomendadas cuando se requiere aumentar la resistencia mecánica; un tratamiento típico de envejecimiento consiste en mantener por 4 horas a 450° C.

Se debe tener en cuenta que el endurecimiento ocurre exclusivamente en la ferrita lo que conduce a fractura por clivaje transgranular de esta fase durante la deformación mecánica. Sin embargo una adecuada tenacidad se puede conservar optimizando el tratamiento de envejecimiento de tal manera que la aleación tenga por lo menos 50% de austenita.

La dureza de la ferrita y la asociada pérdida de tenacidad relacionada a ella en los aceros inoxidables dúplex debe ser tomada en cuenta al definir la temperatura máxima de servicio para un determinado tiempo de vida [3].

Resistencia al Impacto

La tenacidad de los aceros inoxidables dúplex es una tenacidad media entre los aceros inoxidables austeníticos y ferríticos. Los dúplex presentan una tenacidad aceptable a una temperatura de hasta –60°C. El contenido de ferrita es un factor importante pues a medida que aumenta el porcentaje, se reduce la

tenacidad de éstos. Otro factor que reduce la tenacidad es la presencia de fases intermetálicas como la fase sigma o Chi (χ), algunos autores afirman que se pueden aceptar contenidos de 2 a 3% de fase sigma; de igual manera se ven afectados al ser mantenidos por tiempo prolongado entre las temperaturas de ($280^{\circ}\text{C} - 450^{\circ}\text{C}$), lo que se conoce como envejecimiento a bajas temperaturas. Endurecimiento en frío y posterior envejecimiento pueden resultar en una disminución considerable de la tenacidad ya que pueden elevar la temperatura de transición dúctil frágil y en algunos casos hasta por encima de la temperatura ambiente. Se recomienda que el uso de los aceros inoxidable dúplex se restrinjan a un rango de temperaturas de -50°C a 300°C para su aplicación en la industria. Ver figura 1.8 [3].

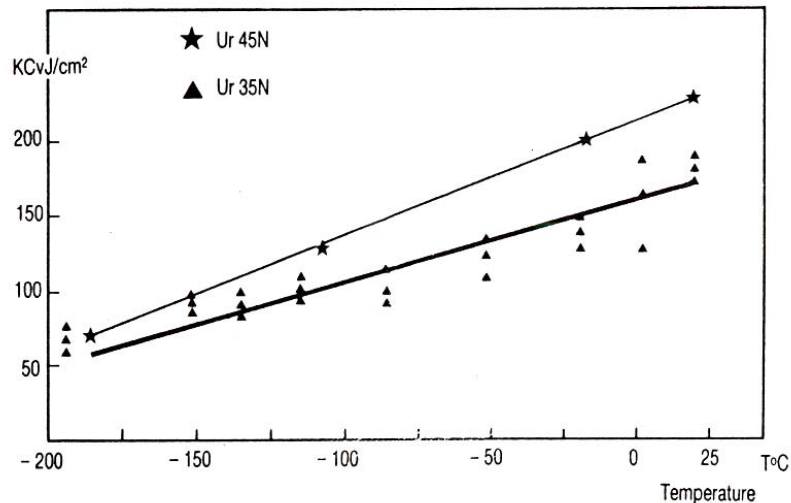


Figura 1.8 Variación del esfuerzo de impacto con la temperatura P.Lacombe, B.Baroux, G.Beranger. "Stainless Steels", Les editions de Physique Les Ulis.1993

Superplasticidad

Ciertos aceros inoxidables pueden presentar un comportamiento de superplasticidad correspondientes a elongaciones de tracción de un porcentaje de varios cientos sin presentar estricción. La superplasticidad ocurre a elevadas temperaturas y relativamente bajas velocidades de deformación, en el orden de unos pocos milímetros por minuto. Esto se observa en aleaciones que retienen una microestructura extremadamente fina a la temperatura de deformación; la ferrita y la austenita tienen tamaños no mayores que algunas micras, por lo que son llamados microdúplex.

Existen básicamente dos métodos principales para obtener dicha microestructura:

- Por temple desde una alta temperatura ($> 1200^{\circ}\text{C}$) para retener fase α y luego poder obtener una fina precipitación de austenita por trabajo en frío a temperatura ambiente y calentamiento posterior.
- Calentamiento a alta temperatura en el campo de fase α , seguido de trabajo en caliente, en este caso la precipitación de la austenita ocurre durante la deformación.

La aleación más frecuente de comportamiento superplástico contiene 26% de cromo, 7% de níquel y 0,2% de titanio, con o sin adiciones de molibdeno, después de un tratamiento térmico adecuado se pueden obtener elongaciones de 600 a 800% a temperaturas en el rango de $900 - 1000^{\circ}\text{C}$.

Esta propiedad todavía no ha sido explotada industrialmente pero en teoría facilita la conformación isotérmica de formas complicadas [3].

1.3.2 PROPIEDADES FÍSICAS

Entre las propiedades físicas de los aceros inoxidables dúplex podemos distinguir las siguientes:

Coefficiente de dilatación térmica

El coeficiente de dilatación térmica de los aceros inoxidable dúplex es menor al de los austeníticos por lo que presenta ventajas al ser utilizado en estructuras que están sometidas a cambios bruscos de temperatura, lo que permite reducir y hasta eliminar las juntas de expansión. Se presenta también un coeficiente de dilatación similar al de los aceros ordinarios y los inoxidables ferríticos, por lo tanto la soldadura de estos con inoxidables dúplex no presenta inconvenientes con respecto a la aparición de tensiones residuales.

Conductividad térmica

Los aceros inoxidables dúplex presentan en general mayor conductividad térmica que los inoxidables austeníticos. Debido a esta característica a la que se suman su elevada resistencia mecánica y bajo coeficiente de dilatación son materiales altamente empleados en intercambiadores de calor.

Comportamiento magnético

La presencia en su microestructura de mas de 50% de ferrita permite inducir en estos materiales campos magnéticos de intensidades de hasta un 70% del campo magnético conseguidos con aceros al carbono, lo cual hace posible la sujeción mediante mordazas magnéticas para su mecanizado [4].

1.4 SOLDABILIDAD

El comportamiento de los aceros inoxidables dúplex puede verse seriamente afectado por la soldadura, debido a la importancia de mantener una balanceada microestructura y evitar la formación de fases metalúrgicas indeseables. Los parámetros de soldadura y materiales de aporte empleados deben ser cuidadosamente seleccionados y además monitoreados. La microestructura balanceada de los aceros inoxidables dúplex se verá afectada por el ciclo térmico de soldadura, por lo que la pérdida de propiedades puede ser

significante. En la tabla 1.4 se muestran algunas de las características más resaltantes.

Tabla 1.4 Aspectos relacionados con la soldabilidad de los aceros inoxidable dúplex.

Aceros inoxidable dúplex	
Soldabilidad	<ul style="list-style-type: none"> – Su punto débil es la zona afectada térmicamente. – Puede tener problemas de precipitación de carburos dependiendo del porcentaje de carbono. Lo que generalmente no es un problema. – Precipitación de fases frágiles, sobretodo de la fase sigma, si hay contenidos elevados de Cr, Mo, Nb. – Fragilización debido al crecimiento de grano. – Se recomienda soldar con material de aporte, de tal manera que se tenga un metal de soldadura de 15-50% de ferrita.

Debido a que los aceros inoxidable dúplex tienen dos fases, las características de cada una de éstas se verán evidenciadas. Los aceros inoxidable austeníticos tienen una excelente soldabilidad y tenacidad a bajas temperaturas; mientras que su resistencia a la corrosión bajo tensión (CBT) en medios conteniendo cloruros es pobre, además de presentar problemas de sensibilización. Los aceros inoxidable ferríticos tienen alta resistencia a la CBT en cloruros pero tienen baja tenacidad especialmente en la zona soldada.

Una estructura dúplex con alto contenido de ferrita puede tener baja resistencia a bajas temperaturas, mientras que una estructura con alto contenido de

austenita puede poseer baja resistencia y reducida resistencia a la CBT en medios que contienen cloruros.

La soldabilidad de los aceros inoxidables dúplex generalmente es buena. Los actuales aceros comerciales son bajos en contenido de carbono (menos que 0,03%) con lo que esencialmente se elimina el riesgo de sensibilización y corrosión intergranular debido a precipitaciones de carburos. El material base como los de aporte tienen bajos niveles de azufre y fósforo (menos de 0.03%), los que en combinación con la solidificación de la ferrita, reducen la probabilidad de fisuración en caliente.

La resistencia a la fisuración en frío es también buena debido a la alta solubilidad de hidrógeno en la austenita y el alto porcentaje de ésta en la matriz. Sin embargo, la fisuración en caliente y en frío pueden ocurrir en aleaciones dúplex, por lo que algunas precauciones son necesarias [3].

1.4.1 CAMBIOS MICROESTRUCTURALES EN LA ZONA AFECTADA POR EL CALOR

Se pueden presentar las siguientes microestructuras en la zona afectada por el calor:

- Un incremento en el contenido de ferrita debido al ciclo térmico de la soldadura, la velocidad de enfriamiento si es muy rápida impide la retransformación de la ferrita formada durante el calentamiento.
- Descomposición parcial de la ferrita con la formación de fases intermetálicas, acompañadas posiblemente por la precipitación de carburos y nitruros, particularmente durante el recalentamiento de los pases de soldadura.

El aporte de calor debe mantenerse en el rango de 10 –20 kJ/cm, mientras que la temperatura de interfase debe mantenerse por debajo de 150°C.

La adición de nitrógeno tiene la ventaja de retardar la formación de fases intermetálicas entre 700 y 950°C; además, cambia la transformación de austenita a ferrita δ a mayores temperaturas. En la figura 1.9 se puede apreciar

un esquema del cambio microestructural ocurrido en la ZAC de un acero inoxidable dúplex donde se presenta la temperatura máxima alcanzada en el ciclo térmico.

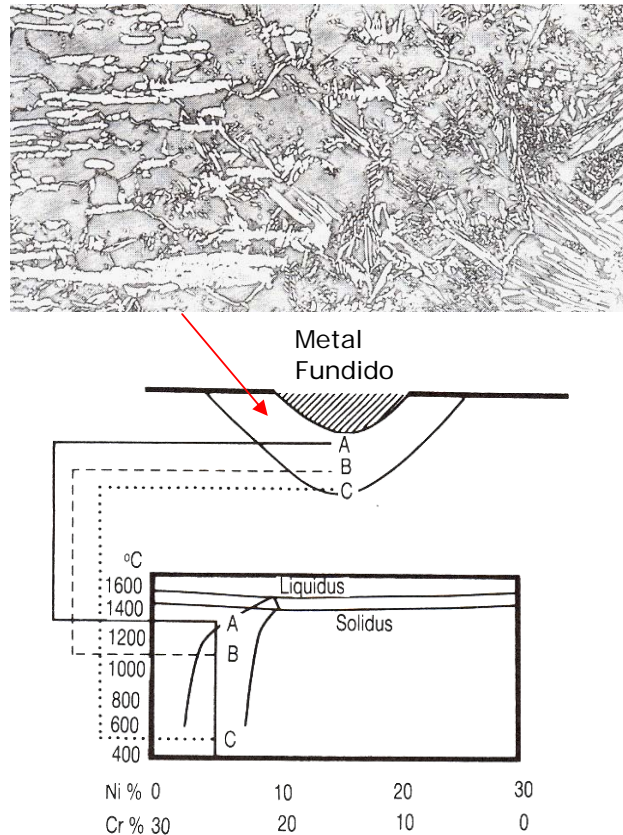


Figura 1.9 Variación de la microestructura en la zona afectada por el calor (ZAC) de una soldadura de un acero inoxidable dúplex
P.Lacombe, B.Baroux, G.Beranger. "Stainless Steels", Les editions de Physique Les Ulis.1993

Altas concentraciones de nitrógeno en el metal base evitan transformaciones estructurales en la zona afectada por el calor. Aleaciones con 0.4% de nitrógeno conservan un porcentaje de ferrita y austenita del 50% cada uno, a pesar de tener altas velocidades de enfriamiento. En la figura 1.10 [3].

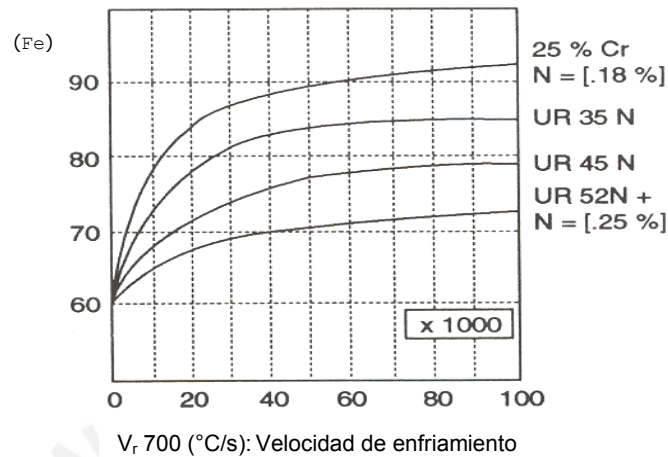


Figura 1.10 Variación del contenido de ferrita en función de la velocidad de enfriamiento de aceros inoxidables dúplex. P.Lacombe, B.Baroux, G.Beranger. "Stainless Steels", Les editions de Physique Les Ulis.1993

1.4.2 MICROESTRUCTURA Y COMPOSICIÓN QUÍMICA DE LOS DEPÓSITOS DE SOLDADURA

Soldaduras realizadas sin metal de aporte, o con metal de aporte de composición química idéntica al metal base, tienden a incrementar el contenido de ferrita; particularmente en las soldaduras de una sola pasada. Esta tendencia se ve reforzada por la pérdida de nitrógeno en la soldadura.

Para contrarrestar este inconveniente se puede usar un gas de protección conteniendo 5% de nitrógeno en el proceso de soldadura TIG o plasma, de tal manera que la aleación del metal de aporte puede tener la misma composición que la del metal base. Otra manera sería usar un material de aporte con incrementos en contenido de níquel o nitrógeno para garantizar que el contenido de ferrita se encuentre entre 25 y 75% de todos los puntos; este último es preferible [3].

1.4.3 TRATAMIENTO TÉRMICO DE LAS SOLDADURAS

En los aceros inoxidables dúplex no es recomendable realizar precalentamiento ni postcalentamiento con el fin de evitar transformación en la ferrita. El único tratamiento recomendado después de la soldadura es el tratamiento de solubilización (1050°C), el cual permite tener una estructura uniforme en las juntas soldadas reduciendo el contenido de ferrita en la zona de fusión y en la zona afectada por el calor así la soldadura se haya realizado sin metal de aporte. La excepción es cuando se usa soldadura GTAW autógena donde puede permitirse el precalentamiento si no se puede realizar un tratamiento posterior o aumento de nitrógeno en el gas de protección [8].

Cuando se usa material de aporte, la temperatura de solubilización debe ser adaptada y puede ser mayor que la normalmente empleada para el metal base. Optimizando el calor aportado y la composición química del metal de aporte es posible evitar el tratamiento post-soldadura [3].

1.4.4 AGRIETAMIENTO EN FRÍO Y EN CALIENTE

El acero inoxidable dúplex al solidificar en el campo de la ferrita δ , es poco propenso al agrietamiento en caliente. Sin embargo hay un riesgo de agrietamiento en frío particularmente en los depósitos de soldadura o en regiones con alto contenido de ferrita como la zona afectada por el calor; esto enfatiza la importancia de limitar la presencia de hidrogeno en la soldadura [3].

1.4.5 PROPIEDADES MECÁNICAS

Las propiedades de resistencia a la tracción de los materiales de aporte son similares a las propiedades correspondientes del metal base y particularmente conservan una alta ductilidad. Sin embargo se deben tener en cuenta dos consideraciones importantes referentes a las características mecánicas de los depósitos de soldadura.

En primer lugar, debido a los altos niveles de resistencia a la tracción que poseen, la resistencia al impacto es un poco más baja que los materiales de aporte; además los valores varían grandemente de un proceso de soldadura a otro, siendo fuertemente dependientes del contenido de oxígeno en el depósito. Este efecto perjudicial ha sido revelado en otras aleaciones de acero inoxidable. Los más bajos niveles de oxígeno y por lo tanto las mayores resistencias al impacto son obtenidos por procesos que involucran la protección con gas inerte (TIG, plasma) o por soldadura con recubrimiento de escoria básico [3, 4].

El último proceso mencionado es particularmente recomendable cuando se requiere buena ductilidad o tenacidad a temperaturas menores que las ambientales. Con ciertas precauciones (límite de contenido de O_2 , fracción en volumen del contenido de ferrita controlado, fuente de calor apropiada), las estructuras soldadas de acero inoxidable dúplex pueden ser usadas por debajo de los $-40^{\circ}C$ [3].

1.5 PROCESO GTAW

El proceso de GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) es un procedimiento de soldeo por arco que utiliza gas protector y electrodo no consumible. Utiliza el arco eléctrico como fuente de energía, el cual se establece entre el electrodo no consumible y la pieza que se va a soldar. El gas que se utiliza para protección del baño fundido es del tipo inerte y el material de aporte, cuando se utiliza, se aplica por medio de varillas. En la figura 1.11 se muestra un esquema de este proceso [9].

El material que se utiliza para el electrodo no consumible es el wolframio llamado también tungsteno, metal que se designa mediante el símbolo W en la tabla periódica.

El proceso GTAW se caracteriza por tener un arco estable y concentrado que no produce proyecciones, por lo cual se pueden obtener soldaduras de muy buena calidad. Por otro lado es adecuado para unir la mayoría de metales y se puede emplear en todo tipo de uniones y posiciones.

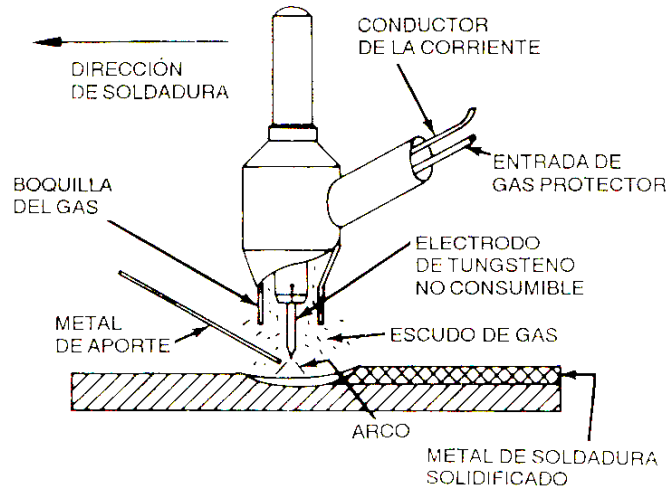


Figura 1.11 Esquema del proceso de soldadura por arco de tungsteno

Es un proceso que se puede automatizar para fabricaciones en serie y además permite el control independiente de la fuente de energía y el metal de aporte en caso se utilice.

Una de las mayores limitaciones de este proceso es que la tasa de deposición es menor que la que se puede conseguir con otros procesos de soldeo por arco y no resulta económico para espesores mayores a 10 mm [9, 10].

En sus aplicaciones se pueden soldar aluminio, magnesio y materiales sensibles a la oxidación como el titanio, circonio y sus aleaciones. Este proceso se utiliza para realizar soldaduras de responsabilidad debido a la alta calidad de estas como en la industria del petróleo, petroquímica, química, alimentación, generación de energía nuclear y aeroespacial. Debido a su baja tasa de deposición se utiliza para efectuar pasadas de raíz cuando los espesores son mayores a 6 y 8 mm, empleándose otros procesos de mayor productividad para el resto de pasadas de relleno [9].

Ventajas del Proceso

Éstas son algunas de las ventajas del proceso GTAW: [11]

- Produce soldaduras de muy buena calidad, generalmente libres de defectos.
- Está libre de las salpicaduras que ocurren con otros procesos de soldadura por arco.
- Puede usarse con metal de aporte o sin él, según se requiera
- Ofrece un control excelente de la penetración de la pasada de raíz.
- Puede usar fuentes de potencia de costo relativamente bajo.
- Permite controlar de manera precisa las variables de soldadura.
- Puede servir para soldar casi todos los metales, incluso las uniones de metales disímiles.
- Permite controlar en forma independiente la fuente de calor y las adiciones de metal de aporte.

Limitaciones del Proceso

Algunas de las limitaciones del proceso de arco de tungsteno y gas son: [11]

- Las tasas de deposición son más bajas que las que pueden alcanzarse con procesos de soldadura por arco con electrodo consumible.
- El soldador requiere un poco más de destreza y coordinación cuando suelda manualmente.
- Para secciones de más de 10 mm (3/8") de espesor, resulta menos económica que los procesos de soldadura por arco con electrodo consumible.
- Es difícil proteger debidamente la zona de soldadura en lugares donde hay corrientes de aire.

1.5.1 PARÁMETROS DE SOLDEO

Fuente de energía

La fuente de energía para el proceso GTAW debe presentar una característica descendente, es decir de intensidad constante, para que la corriente de soldeo se vea afectada en lo mínimo por las variaciones de longitud de arco. Debe ser capaz de suministrar la intensidad requerida por el material y el espesor a soldar.

Las fuentes que suministran corriente alterna deben llevar transformadores con un control adicional para la unidad de alta frecuencia. Cuando se utiliza corriente continua la fuente debe llevar un rectificador cuya función es convertir la corriente alterna en continua.

Adicionalmente existen los equipos que puedan trabajar con ambas corrientes alterna y continua. Para estabilizar el arco de corriente alterna se pueden utilizar generador de impulsos de alta frecuencia, filtros capacitivos o también fuentes de onda cuadrada. Las fuentes de onda cuadrada cambian el sentido de la corriente en muy poco tiempo mejorando la estabilidad además de poder controlar el balance de onda y el tiempo de cada semionda [9].

Tipo de corriente

Este proceso de soldeo se puede utilizar con corriente continua o alterna. El tipo de corriente y la polaridad respectiva se eligen dependiendo del material a soldar.

La corriente continua se utiliza para la mayoría de materiales y la polaridad recomendada es la directa ya que con esta se consigue que el electrodo se caliente menos pudiendo evitar el rápido desgaste y utilizar mayores amperajes.

La corriente alterna se utiliza para casos especiales como el aluminio y magnesio pues tiene un efecto decapante durante el semiciclo de la polaridad inversa. Los inconvenientes más resaltantes son la dificultad que se presenta para el cebado y la estabilidad del arco por lo cual se recomienda adicionar un equipo de alta frecuencia. Las intensidades de corriente dependen fuertemente

del espesor del material a soldar, ver algunas recomendaciones en la tabla 1.5 [3].

Tabla 1.5 Intensidades recomendadas para soldeo GTAW [9]

Material	Intensidades (A/ mm de espesor de chapa)
Acero de baja aleación	30-40
Aluminio	45 -50
Cobre	75 - 80
Acero Inoxidable	30 - 40

Electrodos no consumibles

La función del electrodo en el proceso GTAW es mantener el arco sin aportar material al baño de fusión por lo que es importante que tenga una alta temperatura de fusión. Los electrodos se pueden clasificar según su composición:

- Volframio puro

Su punto de fusión es de 3400°C aproximadamente. Se utiliza con el extremo redondeado y fundamentalmente con corriente alterna en el soldeo de aluminio y sus aleaciones. Se puede utilizar con corriente continua pero el cebado y la estabilidad del arco son inferiores a los obtenidos con electrodos aleados con torio o circonio.

- Volframio aleado con torio

Su punto de fusión es aproximadamente de 4000°C. Se utiliza con el extremo afilado y en el soldeo de corriente continua de aceros al carbono, baja aleación, inoxidable, cobre, titanio, etc. Posee una mejor emisividad, cebado, mejor resistencia a la contaminación del baño de fusión y el arco producido es más estable. Electrodos aleados con óxido de cerio y lantano se pueden usar, dado que no son radioactivos como el torio.

- Volframio aleado con circonio

Su punto de fusión es aproximadamente de 3800°C . Sus características son intermedias entre los electrodos de volframio puro y volframio con torio. Se pueden utilizar con corriente alterna y continua. El soldeo con corriente alterna es preferido porque mejora el cebado y se pueden tener mayores intensidades. Se utiliza en soldeo de materiales ligeros como el aluminio y magnesio. En la tabla 1.6 se pueden ver algunas intensidades admisibles según el tipo y diámetro de electrodo [9].

Tabla 1.6 de Intensidades admisibles para cada electrodo [12].

Diámetro del electrodo	Corriente Continua (A)		Corriente Alterna (A)	
	Electrodo negativo (-)		Volframio Puro	Volframio con óxidos
	Volframio Puro	Volframio con óxidos		
1.6	40 - 130	60 - 150	45 - 90	60 - 125
2	75 - 180	100 - 200	65 - 125	85 - 160
2.5	130 - 230	170 - 250	80 - 140	120 - 210
3.2	160 - 310	225 - 330	150 - 190	150 - 250

Metales de aporte

El metal de aporte se utiliza en forma de varillas cuando se sueldan piezas mayores a 3mm de espesor. Se pueden alimentar de forma manual o automática y debe tener básicamente una composición igual al del metal base. Se presentan con distintos diámetros: desde 1.1 hasta 4.8 mm con una longitud de 900mm.

Gas de protección

Para el soldeo GTAW se utilizan los siguientes gases: Helio, Argón, y combinaciones de Argón - Helio, Argón – Hidrógeno y Argón – Hidrógeno – Helio [3]. El caudal utilizado debe ser el adecuado para una buena protección del la zona de fusión. Los valores de caudal recomendado (Ver tabla 1.7) que se

encuentran en tablas deben tomarse como de orientación ya que dependen de la intensidad de soldeo, del gas de protección empleado, del tipo de boquilla que se emplea y de la posibilidad de corrientes de aire y accesibilidad de la unión. Se debe tener en cuenta la densidad del gas a emplear para fijar el caudal necesario, pues el argón es 1.4 veces más pesado que el aire y 10 veces más pesado que el Helio. El caudal que se debe emplear usando Helio es de 2 a 2.5 veces el caudal de Argón si se desea tener una protección de similar eficiencia en una soldadura de posición horizontal [10].

Tabla 1.7 Recomendaciones de caudal y presión para el gas de protección en GTAW [12].

Gas de protección	Caudal (L/min)	Presión de trabajo (bar o kg/cm ²)
Argón	7 - 16	2 - 3
Helio	14 - 24	

Preflujo y Posflujo

El flujo antes del soldeo, elimina el aire alrededor de la zona de soldadura antes del encendido del arco eléctrico de tal manera la soldadura empezará de un modo adecuado. El posflujo protege el baño fundido desde que el arco eléctrico se extingue hasta que la soldadura se enfría, pues durante estos instantes puede contaminarse por el ingreso de aire de alrededor. El tiempo de posflujo depende del tamaño de la pieza, de la intensidad de corriente y de la temperatura de la pieza [10].

1.6 RESISTENCIA A LA CORROSIÓN DE LOS INOXIDABLES DÚPLEX

De la misma manera que para los aceros inoxidable ferríticos y austeníticos, la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable dúplex esta basada en la formación de una capa pasiva, cuyas propiedades protectoras son determinadas principalmente por la composición química del metal base. Sin embargo, la

composición de la capa pasiva es diferente que la del metal base debido a varios procesos que pueden ocurrir en contacto con el medio agresivo involucrando enriquecimiento en elementos como cromo, níquel, molibdeno, silicio o cobre. La naturaleza y propiedades de esta capa, incluyendo su capacidad protectora, pueden variar considerablemente de un medio a otro [3].

En el caso de aceros inoxidable dúplex, cada fase puede tener un comportamiento distinto con capas pasivas de distintos espesores. Puede existir disolución preferencial de uno de los dos constituyentes dado que las reacciones anódicas y catódicas pueden darse simultáneamente en cada una de ellas, pero a diferentes velocidades. Sin embargo los aceros inoxidable dúplex están dotados de una excelente capacidad de pasivación; además las relativas pequeñas diferencias en composición química de las fases conllevan a un comportamiento similar, de tal manera que el fenómeno de disolución selectiva es difícil de darse [3].

Las formas de corrosión que más afectan a los aceros inoxidable dúplex, desde el punto de vista del grado de incidencia y el alto riesgo que estas suponen respecto a la integridad de los componentes se dividen en dos grupos: corrosión localizada (corrosión intergranular, corrosión por resquicios y corrosión por picaduras) y corrosión bajo tensión.

Los aceros inoxidable dúplex son prácticamente inmunes a la corrosión intergranular, debido a que si se forman carburos de cromo del tipo $M_{23}C_6$, preferentemente en la ferrita por su mayor contenido de cromo, el perfil de concentración de cromo resulta más ancho y menos profundo reduciendo de esta manera el efecto de sensibilización. Por otro lado el contenido de C de los inoxidable dúplex es tan bajo hoy en día que inhibe la formación de estos carburos [2,3].

1.6.1 CORROSION POR PICADURAS

Las picaduras son una forma localizada de corrosión que producen hoyos y que puede ser una forma destructiva de corrosión en ingeniería si causa perforación del equipo. Usualmente las picaduras que no causan perforación son aceptadas

por motivos económicos. Debido a esto se han desarrollado múltiples técnicas, en su mayoría las que emplean métodos electroquímicos los cuales son capaces de definir condiciones bajo las cuales un sistema de metal y medioambiente pueden presentar picaduras [5].

Numerosas teorías han sido propuestas para explicar el inicio de picaduras en superficies cuasi perfectas, es decir sin defectos físicos como inclusiones o heterogeneidades en composición, las cuales consideran que la aparición de picaduras se debe a ciertas interacciones entre algunas especies en el medioambiente (iones cloruro) y la capa pasiva. Entre estas teorías están las siguientes:

- teorías cinéticas.- Estas teorías tratan de explicar el rompimiento de la capa pasiva en términos de la absorción de iones cloruro y oxígeno.
- teorías termodinámicas.- Esta teoría considera el potencial de picaduras como el potencial al cual el ion cloruro se encuentra en equilibrio con el óxido.

Estas teorías son importantes en la medida que ayudan a entender las condiciones bajo las cuales se pueden desarrollar picaduras en ausencia de defectos superficiales. Sin embargo los aceros comerciales contienen inclusiones, fases secundarias como regiones de composición heterogéneas. En la figura 1.12 se muestran curvas obtenidas por medio de ensayos electroquímicos donde se puede apreciar el comportamiento frente a la corrosión de un acero de tipo 18Cr-8Ni según su contenido de nitrógeno [5].

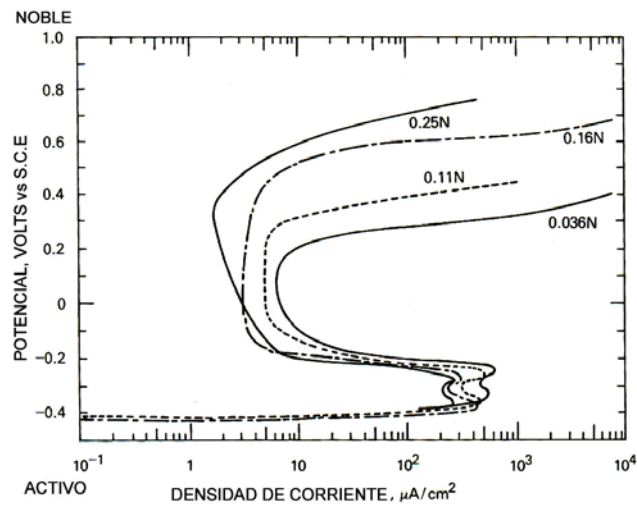


Figura 1.12. Curva de polarización anódica para aceros inoxidables 18%Cr-8%Ni, con diferentes contenidos de nitrógeno, ensayados en una solución 1N $H_2SO_4 + 0.5M NaCl$, con purga de hidrógeno, a temperatura ambiente. A. John Sedriks, “Corrosion of Stainless Steel”, 2nd John Wiley & Sons, Inc, 1996

El proceso de propagación de una picadura es ilustrado de manera esquemática en la figura 1.13 para una picadura de un acero inoxidable para una solución neutral y aerada de cloruro de sodio. La propagación de picaduras envuelve la disolución del metal y mantiene un alto grado de acidez en el fondo de la picadura debido a la hidrólisis de los iones de metal disueltos.

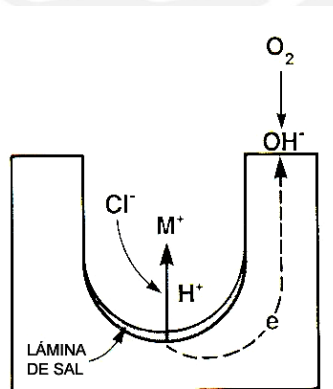
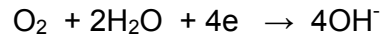


Figura 1.13. Ilustración esquemática del mecanismo del crecimiento de una picadura. A. John Sedriks, “corrosión of Stainless Steel”, 2nd John Wiley & Sons, Inc, 1996.

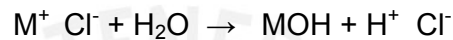
En el mecanismo de propagación de una picadura interviene la reacción anódica de disolución del metal que se da en el fondo de la picadura:



La cual se balancea con la reacción catódica en la superficie adyacente:



El incremento de concentración de M^+ dentro de la picadura produce que los iones de cloruro (Cl^-) migren para mantener la neutralidad. El cloruro metálico formado, M^+Cl^- , es hidrolizado por el agua formando hidróxido y ácido libre:



La generación de este ácido puede reducir los valores de pH en el fondo de la picadura hasta por debajo de cero, incrementándose considerablemente la concentraciones de iones cloruro. Este comportamiento se debe a que el ion cloruro se incrementa en la solución a medida que el fondo de la picadura incrementa la actividad de iones H^+ [5].

1.6.2 RESISTENCIA A LA CORROSIÓN POR PICADURAS DE LOS INOXIDABLES DÚPLEX

La resistencia de los aceros inoxidable dúplex al ataque localizado debido a la corrosión por picaduras o por resquicio en un medio conteniendo cloruros, esta determinado principalmente por su composición química y el contenido de inclusiones, como sulfuros y depende relativamente poco de su microestructura. La resistencia a las picaduras puede ser definida por un potencial de picaduras, determinado en curvas de polarización o también en términos de “temperatura crítica de picaduras (o resquicio)”. Frecuentemente está relacionado a la composición química usándose un número equivalente a la resistencia a la corrosión por picadura llamado PREN (pitting resistance equivalent number) que esta dado por:

$$PREN = Cr + 3.3 Mo + 16 N$$

Donde las concentraciones son en porcentaje en peso. Esta fórmula es completamente empírica y se discute los coeficientes que deben acompañar al

molibdeno y nitrógeno; además hay que tener en cuenta que no considera otros elementos importantes como azufre, oxígeno, etc. [5].

Influencia de elementos aleantes

La resistencia a la corrosión es determinada en principio por el contenido de cromo [2].

Los aceros inoxidable dúplex contienen una proporción de austenita y ferrita en una relación de 50 : 50 por lo tanto los elementos aleantes que mejoran la resistencia a la corrosión por picaduras en los aceros inoxidables ferríticos y austeníticos son los mismos que mejoraran la resistencia a la corrosión por picaduras de un acero inoxidable dúplex.

Los elementos mas usados para proveer la resistencia a la corrosión por picaduras son el cromo, molibdeno y nitrógeno, mientras que el níquel es usado para estabilizar la austenita y mantener la proporción de austenita-ferrita en 50:50 [5].

Los mejores resultados se obtienen para contenidos de níquel entre 5% y 8% pues mayores porcentajes incrementan el riesgo de formar fase sigma.

Debido a que el cromo y el molibdeno también promueven la formación de fase sigma, el cromo se mantiene en el rango de 22-26% y el molibdeno se mantiene en el rango de 2-5%. Se ha comprobado que adiciones de nitrógeno de 0.1-0.3% refuerzan la resistencia a la corrosión por picaduras de los aceros inoxidables dúplex.

Otros elementos como cobre, tungsteno y silicio son añadidos a ciertos aceros inoxidables dúplex; el porcentaje de cobre es hasta el 1% , ya que mayores adiciones no producen una mejora significativa en la resistencia a la corrosión por picaduras.

El tungsteno es usado como elemento aleante de 0.7 hasta 2% y el silicio en un 1.7%. Mayormente se utilizan para mejorar la resistencia a la corrosión por picaduras de aceros inoxidables austeníticos. El carbono es perjudicial para la resistencia a la corrosión por picaduras para bajos contenidos de nitrógeno, pero no tiene efecto para los altos contenidos de nitrógeno [5].

influencia de la microestructura

La ferrita en los aceros inoxidable dúplex sufre varias modificaciones durante el ciclo térmico, sobre todo en operaciones de soldadura y conformado. Las diferentes fases que se pueden formar son ricas en cromo y molibdeno cuya influencia en el comportamiento ante la corrosión es fundamental. La matriz que rodea a estos precipitados puede verse afectada debido a la disminución de estos dos elementos, produciendo un decremento en la resistencia a la corrosión de forma localizada. Estos efectos son observados con frecuencia en ambientes agresivos como el sulfúrico, clorhídrico, nítricos y soluciones ácidas, los cuales atacan las regiones carentes en cromo y molibdeno. La resistencia a la corrosión puede variar dependiendo del tipo de fase precipitada, ya que el enriquecimiento en cromo y molibdeno puede ser variado [3].

1.6.3 RESISTENCIA A LA CORROSIÓN INTERGRANULAR DE LOS ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX

La naturaleza discontinua de las precipitaciones y la amplitud pequeña de la zona reducida en cromo asociada explica la excelente resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable dúplex “sensibilizados”. En el caso de soluciones altamente oxidantes esta propiedad se mantiene si la estructura esta completamente libre de fases intermetálicas [3].

1.7 APLICACIONES INDUSTRIALES

Los aceros inoxidable austeníticos han sido los más usados antes que aparecieran en el mercado los aceros inoxidable dúplex. Para ambientes más agresivos se usaban los inoxidable austeníticos pero con alto contenido de níquel, lo cual hacia subir el costo de estos aceros resultando significativamente caros.

Se ha podido comprobar que los aceros inoxidable dúplex no solo presentan una mejor resistencia a la corrosión que los inoxidable austeníticos, sino que además son más económicos debido a su bajo contenido de níquel. Debido a lo

mencionado y además a su excelente resistencia mecánica, tenacidad y buena soldabilidad se han encontrado muchas aplicaciones industriales entre ellas la más importante es en medios agresivos conteniendo cloruros.

Se han encontrado aplicaciones en la industria petrolera, química, petroquímica, la industria de la pulpa de papel, industria de energía térmica y nuclear, en el campo médico se emplea debido a la alta resistencia a la corrosión por picaduras que presenta y porque tiene una eficaz biocompatibilidad como material para implantes. Se emplean también en la industria alimentaria donde los aceros inoxidables dúplex del tipo 2304 y 2205 pueden reemplazar ventajosamente a los aceros inoxidables del tipo 304L y 316L, reduciendo el riesgo de CBT y de contaminación del proceso productivo.

La fabricación de aceros inoxidables dúplex se orienta a la fabricación de tubos, líneas de tuberías para transporte y tratamiento de agua de mar en plantas desalinizadoras, intercambiadores de calor para agua de mar clorada como medio refrigerante, recipientes a presión para unidades de ósmosis inversa en plantas desalinizadoras, sistemas de alta salinidad en unidades de explotación geotérmica y sobre todo en sistemas de transporte de medios agresivos con altos contenidos de cloro o contaminados con ácido clorhídrico.

También se incluyen la fabricación de tanques de almacenamiento para buques de carga donde el acero inoxidable dúplex 2205 ha mostrado tener una resistencia superior al acero inoxidable austenítico 317LN y ha permitido un ahorro significativo en el peso de la estructura; este último punto merece resaltarse pues los inoxidables dúplex pueden alcanzar el doble de límite elástico que los aceros inoxidables austeníticos lo que presenta en muchos casos un ahorro en costos de material. En la tabla 1.8 se pueden ver los más usados.

Una de las aplicaciones más importantes de los aceros inoxidables dúplex es su empleo en el transporte de petróleo y gas [2, 4, 1]. Por su atractiva proporción en calidad/precio los aceros inoxidables dúplex intervienen en mayores aplicaciones como en la industria de papel, control de contaminación etc. donde el riesgo de corrosión localizada es alto [1].

El desarrollo de los aceros inoxidables dúplex ha dado origen a nuevas aleaciones más resistentes con mayores contenidos de Cr, Mo y N. Esta nueva generación corresponde a los aceros inoxidables super-dúplex (25% Cr - 7% Ni - 4%Mo - 0.25% N) cuya resistencia a la corrosión por picadura suele ser equivalente a la de los aceros inoxidables super-austeníticos.

Desde 1955 el crecimiento de la población, la contaminación y los cambios climáticos, han ocasionado que la cantidad de agua dulce disponible por persona haya disminuido en más de 50%.

Tabla 1.8 Aceros Inoxidables dúplex mas usados

UNS	NOMBRE COMERCIAL	%Cr	%Ni	% Mo	%N	Otros
S32304	SAF 2304 SR 35N	23	4	0.2	0.1	
S32404	UR 50 VEW A903	21 18.5	7 5	2.5 2.7	0.07 0.07	1.1 Cu 1.5 Si
S31803	UR 45N SAF2205	22	5.3	3	0.16	
S31260	DP-3	25	6.5	3	0.16	0.5 Cu 0.3 W
S32550	UR52N	25	6.5	3	0.18	1.6 Cu
S32200	VEW A905	26	3.7	2.3	0.34	6 Mn
S32760	ZERON 100	25	7	3.6	0.25	0.7 Cu 0.7 W
S32550	UR 52N+	25	6	3.8	0.26	1.5 Cu

Debido a estas tendencias, la industria de la desalinización actualmente está experimentando un rápido crecimiento. La capacidad actual a nivel mundial de desalinización de 31 millones de metros cúbicos por día, se espera crezca hasta los 62 millones para el 2015. El costo estimado de este incremento de capacidad se espera que sea del orden de los 95 mil millones de dólares.

Actualmente existen cerca de 13,600 plantas terrestres, capaces de producir diariamente cada una 100 metros cúbicos o más de agua dulce. La mitad de estas plantas se sitúan en el Medio Oriente, cerca del 20 % se localizan en América, 13% en Europa y 12% en Asia.

Puesto que cada año son miles de millones de dólares los que se invierten para incrementar la capacidad de desalinización a nivel mundial, la demanda por los aceros inoxidable con alto contenido de níquel dentro de este sector seguramente se incrementará.

Los aceros inoxidable súper austeníticos, dúplex y súper dúplex, con contenido de níquel, se están convirtiendo en opción debido a su mayor resistencia a la corrosión y dureza. En la tabla 1.9 se muestran aplicaciones en las principales industrias.

1.8 IMPORTANCIA DEL ACERO INOXIDABLE DÚPLEX EN COMPARACION CON LOS ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS

Los aceros inoxidable dúplex (DSS) ofrecen numerosas ventajas sobre los comunes aceros inoxidable austeníticos. Debido a que combinan propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión de las fases austenita y ferrita.

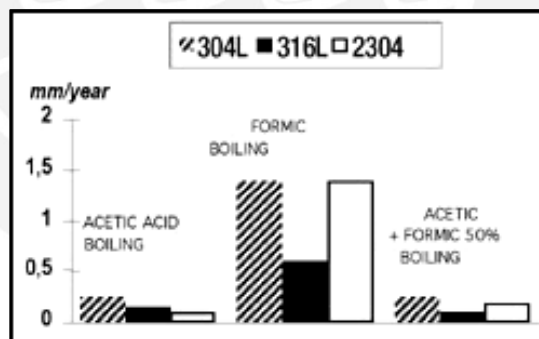


Figura 1.14 Resistencia a la corrosión en diferentes ácidos orgánicos. **Sandmeyer Steel.**

- Los aceros inoxidable dúplex son mucho más resistentes a la corrosión bajo tensión en medios conteniendo cloruros (Cl^- CBT)

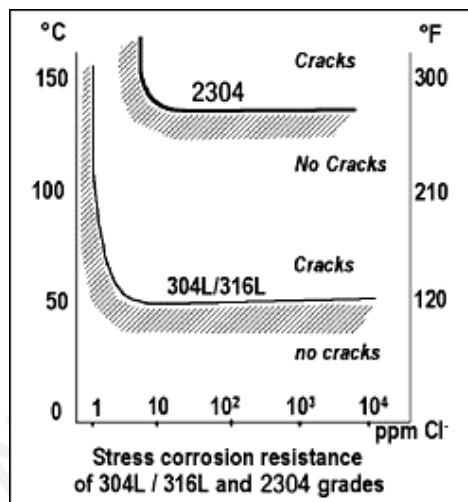


Figura 1.15 Resistencia a la corrosión bajo tensión en medio conteniendo cloruros. Esfuerzos aplicados mayores al de fluencia. **Sandmeyer Steel.**

- ▶ Tienen una excelente resistencia a la corrosión por picaduras y por resquicio.

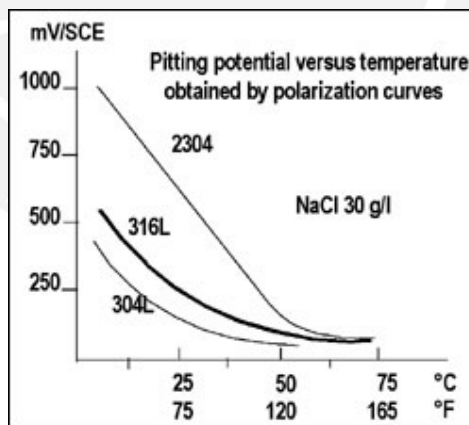


Figura 1.16 Resistencia a la corrosión localizada en medio conteniendo cloruros. **Sandmeyer Steel.**

- ▶ Son hasta doblemente más resistentes que los aceros inoxidables austeníticos comunes, conteniendo la mitad del níquel que estos poseen. Son menos sensibles a la fluctuación en el precio del níquel.

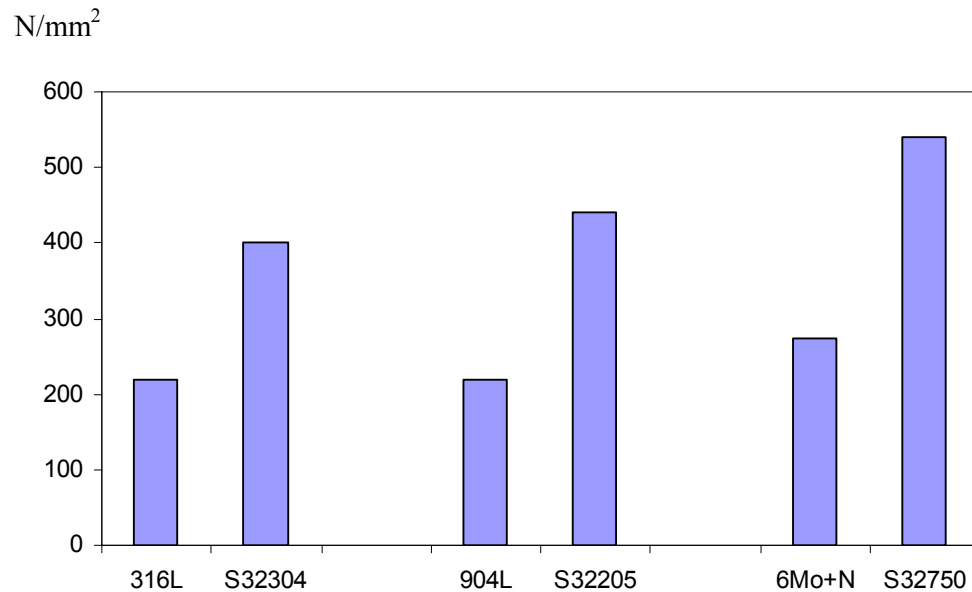


Figura 1.17 Comparación de esfuerzo mínimo de fluencia 0.2% de aceros inoxidable dúplex e inoxidable austeníticos de resistencia a la corrosión similar [8].

- ▶ Minimiza el problema de microfisuración en el metal soldado debido a la presencia de ferrita en su microestructura.
- ▶ El bajo contenido de carbono reduce la sensibilización del material por tiempos de enfriamiento largos.
- ▶ La ferrita en los DSS posee un menor coeficiente de expansión, en comparación con los austeníticos, reduciendo las distorsiones en construcciones soldadas.

Por lo tanto permiten el uso de construcciones más ligeras con una resistencia a la corrosión comparable con la resistencia de los aceros inoxidables austeníticos más aleados.

A pesar que los aceros inoxidables dúplex presentan algunos problemas en soldadura, se ha realizado un considerable progreso en definir los parámetros correctos y modificaciones en composición química para mejorar su soldabilidad [2,8,13].

Tabla 1.9 Aplicaciones de los Aceros inoxidables dúplex según su PREN [1].

Sector Industrial	22%Cr PREN : 30-36	25% Cr PREN : 32-40	25%Cr PREN > 40
Industria química	Bombas, tanques químicos	Reactores de Urea, agitadores, intercambiadores de calor	Evaporadores salinos, tuberías, bombas, sistemas de enfriamiento de aguas de mar.
Industria petroquímica	Equipos de desalinización, desulfuración y unidades de destilación.	Equipos para sistemas de desulfuración, carcasas de bombas.	Tuberías expuestas a ambientes conteniendo Cl ⁻ o HCl ⁻
Industria del papel		Digestores y precalentadores	Equipos de blanqueo conteniendo Cl ⁻
Industria de generación de energía nuclear y térmica			Intercambiadores de calor y sistemas en condiciones geotérmicas o empleando salmuera.
Producción de petróleo		Líneas de transporte de gas, bombas de inyección de agua de mar	Sistemas de enfriamiento con agua de mar, bombas, separadores, recipientes a presión, válvulas.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1 MATERIAL OBJETO DEL ESTUDIO

El material utilizado para el estudio realizado fue el acero inoxidable dúplex S32304 el cual tiene una estructura bifásica de austenita y ferrita en un porcentaje del 50% cada una. La composición química del material mencionado se muestra en la tabla 2.1 y las propiedades mecánicas del material de suministro son las mostradas en la tabla 2.2.

Tabla 2.1 Composición química. Los valores son de porcentaje en peso

UNS	%C	%Mn	%P	%S	%Si	%Ni	%Cr	%Mo	%Cu	%N
S32304	0.023	1.270	0.025	0.00100	0.440	4.260	22.720	0.240	0.230	0.120

► Fuente: Sandmeyer Steel.

Tabla 2.2 Composición química. Los valores son de porcentaje en peso

UNS	σ_{fluencia} Ksi (MPa)	$\sigma_{\text{Máx.}}$ Ksi (MPa)	Elongación (%)	Dureza (HB)
S32304	85.26 (587.85)	106.285 (732.8)	40% en 2"	223

σ_{fluencia} : Esfuerzo de fluencia; $\sigma_{\text{máx.}}$: Esfuerzo de tracción. Fuente: Sandmeyer Steel.

2.2 PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA

2.2.1 EQUIPOS UTILIZADOS

Para la realización de los cordones de soldadura por el proceso de arco de tungsteno y gas (GTAW) autógeno se utilizó el siguiente equipo de soldeo:

- Máquina **AIR LIQUIDE-SAF** modelo: **PRESTOTIG 300 AC/DC**. Ver figura 2.1.

- ▶ Carro porta antorcha portátil **AIR LIQUIDE-SAF WELDING CAR**, con variador de velocidad de avance y posicionamiento múltiple para antorcha. Ver figura 2.2.a
- ▶ Base para el soldeo de las planchas de acero inoxidable dúplex. Ver figura 2.2.b
- ▶ Equipo de control de encendido y apagado de la antorcha

El equipo descrito permitió que se pueda llevar a cabo el proceso de soldeo de manera adecuada.

Se controlaron las siguientes variables del proceso:

- ▶ Velocidad de soldeo
- ▶ Posicionamiento de la antorcha
- ▶ Selección y visualización de la corriente de soldadura
- ▶ Visualización de la tensión
- ▶ Selección de polaridad, diámetro del electrodo, encendido de arco. Permitiendo regular la corriente de cebado de manera automática según el diámetro del electrodo, así como el control de la geometría del electrodo a utilizar.
- ▶ Selección de modo de funcionamiento de la antorcha (fijación de encendido de arco manual o automático)

Los siguientes parámetros son predefinidos en fábrica:

- ▶ Pre-gas : 0,4 s
- ▶ Pre-corriente : 50% de la corriente de soldadura
- ▶ Post-gas dependiente de la corriente : 5 – 15 s
- ▶ Frecuencia : 60 Hz



Figura 2.1 Máquina de soldar AIR LIQUIDE-SAF.
Modelo: PRESTOTIG 300 AC/DC

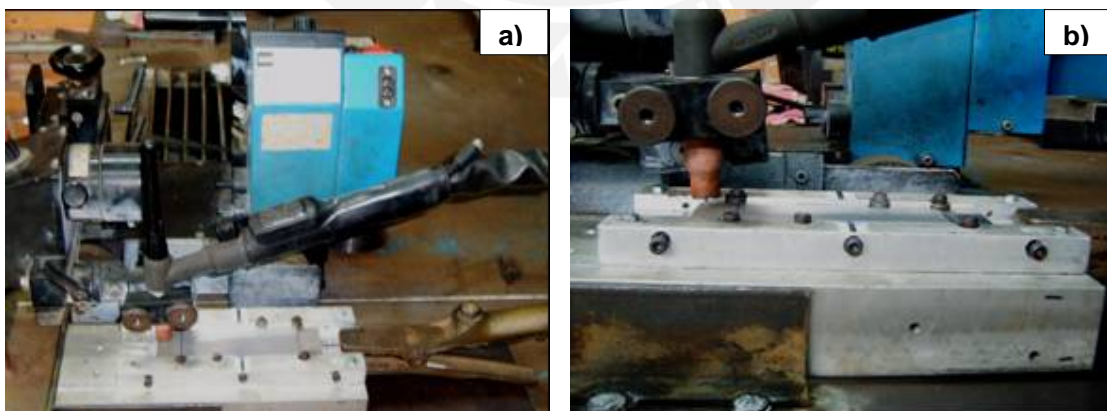


Figura 2.2 a) Vista del carro porta-antorcha con regulación de velocidad de avance.
b) Vista de la base de sujeción de las planchas

2.2.2 PREPARACION Y PROCESO DE SOLDEO

Las planchas de suministro de material utilizado tenían dimensiones de 8" x 8" x 3/16" pero para el proceso de soldeo se utilizaron planchas de dimensiones 40 mm x 100 mm. No se incluyó preparación de bordes debido a que no se utilizó material de aporte para los propósitos del estudio. Los parámetros de soldeo se obtuvieron con el objetivo de lograr aportes de calor distintos y extremos para la plancha a soldar, además se escogieron diferentes temperaturas de precalentamiento entre las recomendadas [8]. Se eligió que la dirección de soldeo debía coincidir de manera perpendicular a la dirección de laminación de las planchas suministradas. Ver figura 2.3

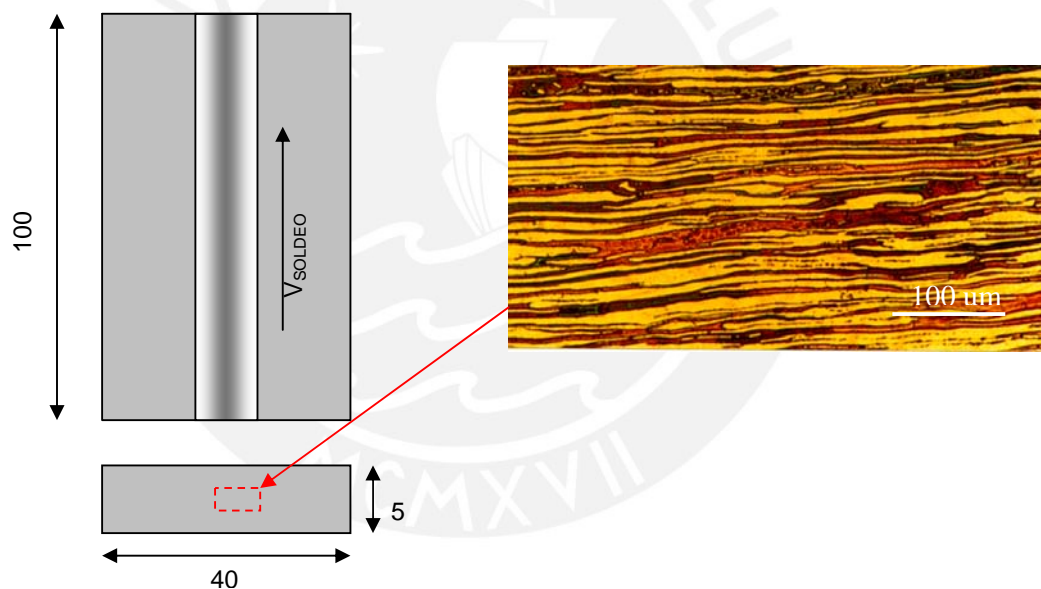


Figura 2.3 Microestructura mostrando la dirección de laminación de la plancha perpendicular a la velocidad de soldeo. La fase alargada más oscura es ferrita y la más clara es austenita

Las muestras fueron cortadas mecánicamente, con un disco de corte apropiado para aceros inoxidables. Antes del soldeo se desbastó la superficie con lija de 600 y se limpió químicamente con un solvente removedor de grasa secando con trapo limpio.

Procedimiento PRE-soldeo

- ▶ Sujeción del material: Se utilizó una base de aluminio diseñada especialmente para sujetar la plancha del material a soldar. De tal manera que todas las planchas mantengan las mismas condiciones en lo posible. Por medio de marcas se centraba la plancha en la base de aluminio. Ver Figura 2.4



Figura 2.4 Base de aluminio para sujeción de la plancha a soldar

- ▶ Limpieza del material: luego de la sujeción de la plancha, se procedió a limpiar la superficie con desengrasante y alcohol.
- ▶ Posicionamiento y disposición de soldeo: La base de aluminio encajaba en un tope de acero situado en la mesa de trabajo. El posicionamiento del carro portátil de soldeo, se dió de tal manera que la soldadura quedara centrada con la mayor precisión posible, además de mantener la longitud de arco. Ver figura 2.5

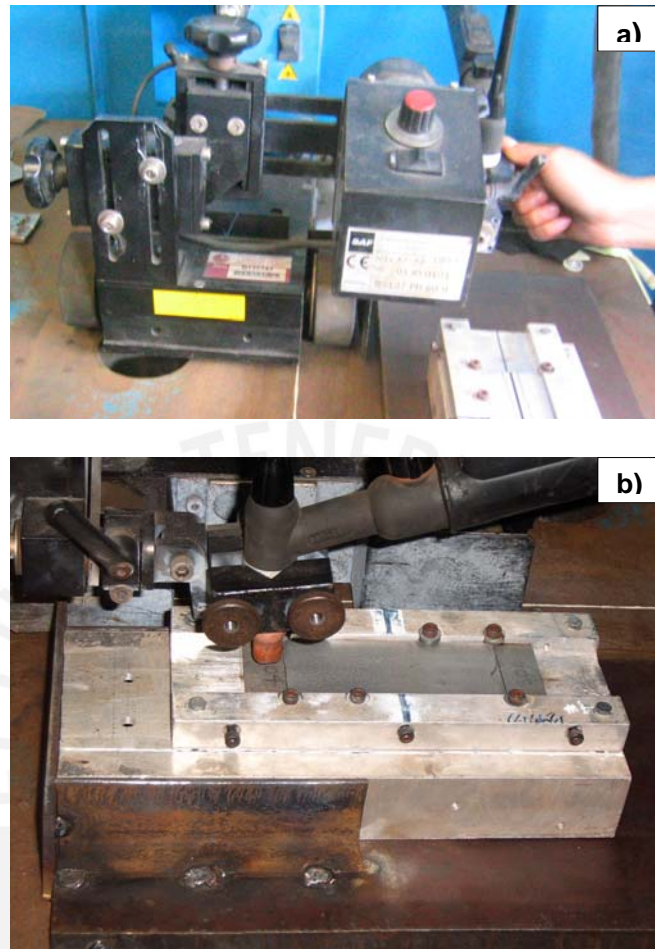


Figura 2.5 a) Posicionamiento del carro de avance antes del soldeo
b) Posicionamiento de la antorcha antes del soldeo

- ▶ Fijación de parámetros: Fijar los parámetros de soldeo en la máquina y velocidad en el carro porta antorcha además del caudal del gas de protección.
- ▶ Pre calentamiento: El pre calentamiento se realizó elevando la temperatura de la base usando la llama de un equipo oxiacetilénico hasta que la temperatura inicial sea la requerida. La temperatura se controló mediante una termocupla de contacto tipo K. Ver figura 2.6

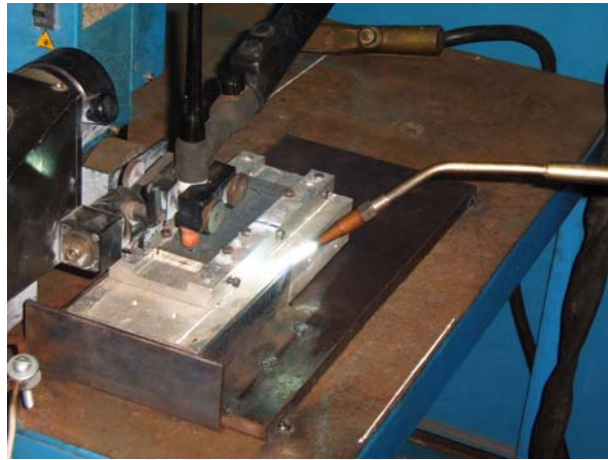


Figura 2.6 Pre calentamiento de la base cuando la condición de soldeo así lo requiera.

Procedimiento durante el soldeo

- Las variables de soldeo que permanecieron constantes fueron: el caudal de gas empleado, la longitud de arco, la intensidad de corriente, la geometría del electrodo. Solo se usó Argón como gas de protección. Ver tabla 2.3

Tabla 2.3 Condiciones de soldeo que se emplearon [9,12]

Condiciones de soldeo	Corriente (I)	Voltaje (V)	Velocidad (cm/min)	T.Precal (°C)	Calor de aporte (kJ/cm)
1	120	12.8	23.1	25	4.0
2	120	12.8	10	25	9.2
3	120	12.8	23.1	220	4.0
4	120	12.8	10	220	9.2

- ▶ Los parámetros que variaron fueron la velocidad de soldeo y la temperatura de precalentamiento de tal manera que se tenían calores de aporte diferenciados y significativos para el estudio. Ver tabla 2.4

Tabla 2.4 Parámetros que permanecieron constantes. [9,12]

Gas de protección	Argón
Tipo de electrodo	W - 2Th ($\varnothing 1.6$ mm)
Longitud de arco	2.5mm
Caudal de gas de protección	12 l.p.m.
Polaridad	Electrodo al negativo

- ▶ Para realizar el soldeo se controló el encendido y apagado de la antorcha por medio de un controlador temporizado.
- ▶ El funcionamiento del carro porta antorchas se realizó accionando un interruptor de encendido/apagado. Se visualizaron las intensidades y voltajes de soldeo en el panel de la maquina de soldar. El proceso de soldeo se puede apreciar en la figura 2.7



Figura 2.7 Proceso de soldeo de las planchas de acero inoxidable dúplex S2304

- Una vez realizado el soldeo se dejó enfriar a temperatura ambiente. Ver figura 2.8



Figura 2.8 Enfriamiento después de terminado el proceso de soldeo

Procedimiento Post soldeo

- Luego que la soldadura se enfría se procede a limpiar la superficie con desengrasante y alcohol. Después se realiza un decapado de la superficie con el fin de remover el oxido formado antes de proceder con el corte de las probetas de cada condición [14].

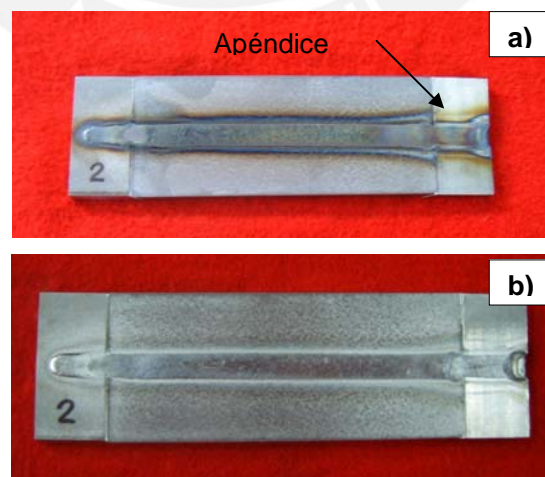


Figura 2.9 a) Probeta antes del decapado
b) Probeta después del decapado

2.2.3 PROCEDIMIENTO PARA PREPARACION DE MUESTRAS

Después de realizar el proceso de soldeo se procedió a identificar las planchas soldadas con un marcador eléctrico, diferenciándolas de cada condición además de la disposición de corte. Ver figura 2.10

- ▶ Se marcaron con plumón las líneas de corte
- ▶ Antes de cortar se identificó cada probeta con marcador eléctrico.
- ▶ Luego se procedió al corte utilizando un disco de corte debidamente refrigerado para evitar el sobrecalentamiento y quemado de las probetas.

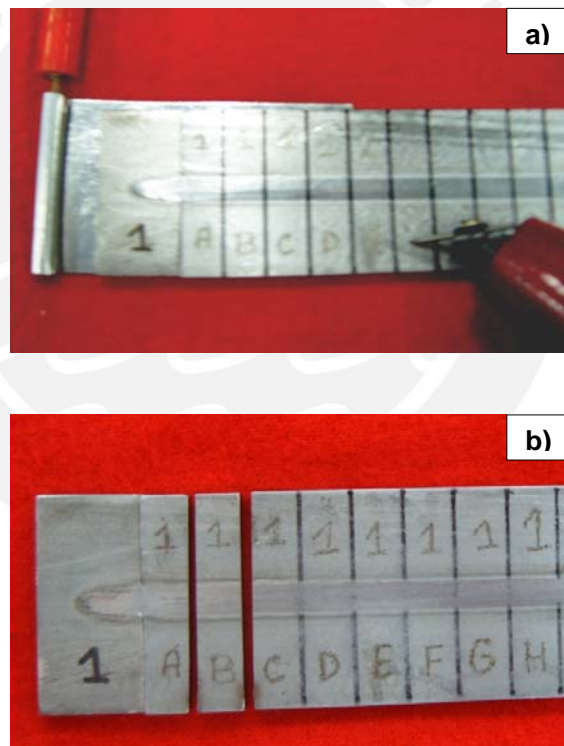


Figura 2.10 a) Se observa como se ha realizado el marcado de las probetas b) Se observa una probeta después de extraer una muestra

2.3 MACROGRAFIA

El análisis macrográfico de los cordones de soldadura para cada condición de soldeo se realizó luego de atacar las probetas y revelar la microestructura. Utilizando el microdurómetro Vickers se procedió a medir el ancho de cordón y profundidad de penetración, medidas de importancia que dependen de los parámetros de soldeo utilizados. Ver figura 2.11.a)

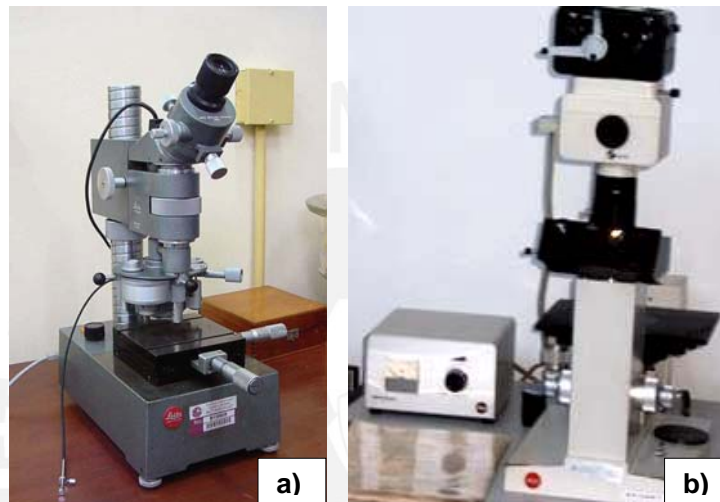


Figura 2.11. a) Equipo Durómetro Vickers marca Leitz. b) Equipo de microscopia óptica y registro fotográfico marca Leitz.

2.4 MICROSCOPIA OPTICA

El análisis de microscopia óptica se realizó con el fin de observar las variaciones microestructurales después del proceso de soldeo tales como la geometría obtenida del cordón de soldadura y la morfología de los granos de austenita y ferrita en la zona fundida, Para tal propósito se utilizó un microscopio óptico de marca Leitz, con magnificación de hasta 1000x. Veri figura 2.11.b)

Se utilizaron técnicas apropiadas para este propósito las cuales se describen a continuación.

2.4.1 PROCEDIMIENTO METALOGRAFICO

Preparación de probetas

Las probetas destinadas para el análisis metalográfico se prepararon meticulosamente debido a que la buena preparación de estas influye en los resultados de revelado de la microestructura.

Los pasos a seguir fueron los siguientes:

- ▶ La superficie seleccionada se sometió a desbaste con papel abrasivo de carburo de silicio empleando granulometrías de 240, 400, 600 y 1000 sucesivamente. Al final de este procedimiento no debe dejar rayaduras en la superficie del material.
- ▶ Luego del desbaste se procedió al pulido para obtener un acabado muy fino en la superficie. El pulido se realizó con alúmina en solución acuosa de 1 μm y 0.3 μm .

Microataque metalográfico

Para realizar el análisis metalográfico se utilizó el siguiente ataque:

Ataque coloreado de Bloech y Wedl [1]

- ▶ Para las condiciones 1 y 2 se utilizó:

10 ml de HCl
100 ml solución
1gr de $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$

- ▶ Para las condiciones 3 y 4 se utilizó:

10ml de HCl
100 ml solución
1.5 gr $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$

Por lo tanto inmediatamente después del pulido las probetas fueron atacadas introduciendo estas en la solución descrita a temperatura ambiente.

La inmersión se realizó de 6 -10s dependiendo de la condición de soldeo utilizada. Ver figura 2.12



Figura 2.12. a) Equipo de pulido mediante paños y una solución de alúmina en suspensión b) Inmersión de la probeta en la solución de ataque metalográfico

Luego de revelar la microestructura se procedió a registrar fotográficamente cada una de las condiciones de soldeo así como del material base.

Análisis de ferrita delta

La estimación del contenido de ferrita en la microestructura para las diferentes condiciones se realizó mediante metalografía cuantitativa usando un software especial para análisis digital de imágenes.

La realización de este análisis se hizo con el apoyo del Instituto de Materiales Compuestos de la Universidad Técnica de Chemnitz en Alemania.

2.5 ENSAYOS DE CORROSION POR PICADURAS

2.5.1 ENSAYOS DE CORROSION ELECTROQUIMICOS

Los ensayos de corrosión por picaduras en general requieren de una preparación de la superficie de las probetas exhaustivos para evitar la presencia de corrosión por resquicio durante el ensayo. En caso fuera evidente este tipo de corrosión el ensayo se anula y los resultados obtenidos serán totalmente descartados.

Preparación de las probetas

- ▶ Las probetas destinadas para este propósito fueron lijadas con papel abrasivo de granulometrías de 240, 400, 600 y 1000. Después fueron pulidas con alúmina de $1\ \mu\text{m}$ y $0.3\ \mu\text{m}$.
- ▶ Se realizó un proceso de decapado para todas las probetas. Este proceso se realizó por inmersión en una solución acuosa de 10% HNO_3 y 3% HF a temperatura ambiente por 5 minutos.
- ▶ Posterior al decapado se realizó un proceso de pasivación utilizando una solución acuosa de 30% de HNO_3 a 60°C , en la cual se introdujo la pieza durante 15 minutos.
- ▶ Se realizó el montaje de la probeta en una resina epóxica de alta dureza, donde quedaba expuesta la superficie a ensayar. Luego se realizó el contacto eléctrico que conectara la pieza con el potencioscan. $0.3\ \mu\text{m}$. Ver figura 2.13
- ▶ Luego de tener montada la probeta se procedió a la preparación de la superficie expuesta. Se lijó con papel abrasivo de granulometría 1000 muy suavemente y se pulió con alúmina de hasta $0.3\ \mu\text{m}$. Se realizó un último proceso de decapado con el mismo procedimiento usado anteriormente reduciendo el tiempo a 10 minutos.

- Momentos antes de iniciar el ensayo de corrosión electroquímica una parte de la superficie de la probeta montada en la resina se lijó ligeramente con papel abrasivo de 1000. Esta parte lijada debe abarcar el cordón de soldadura, la zona afectada por el calor y material base. Ver figura 2.13

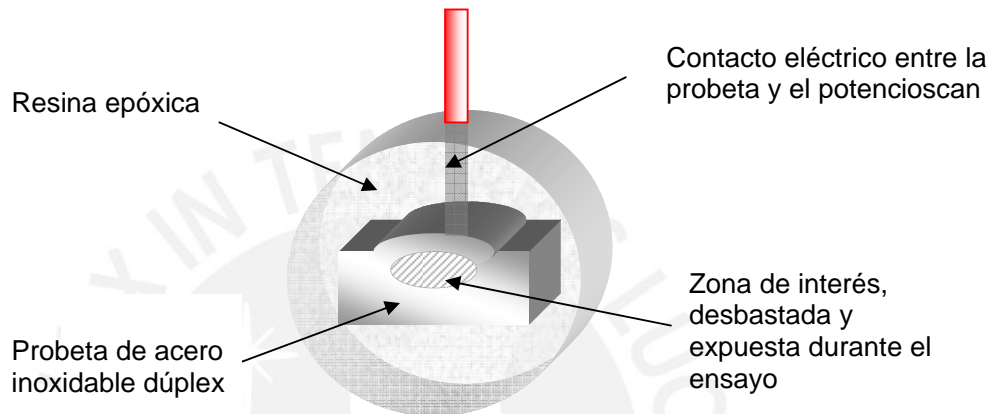


Figura 2.13. Esquema de probeta montada en la resina epóxica con contacto eléctrico. Lista para la realización del ensayo de corrosión electroquímico.

Los procesos de decapado y pasivado se realizaron con el fin de obtener una capa pasiva uniforme la cual ayude a evitar la presencia de resquicio al momento de realizar los ensayos de corrosión. Los procesos de decapado y pasivado se realizaron según las normas ASTM A380 y ASTM A967 [14, 15].

Ensayo de corrosión

Para el presente estudio se utilizó la técnica potenciodinámica de polarización cíclica, con el fin de polarizar anódicamente el material y poder registrar el potencial crítico de picaduras que indica el rompimiento local de la capa pasiva. Para este propósito se siguieron las condiciones de ensayo recomendadas por la norma ASTM G 61 [16].

Preparación de la celda electroquímica

Las pautas de preparación son de suma importancia antes de realizar el ensayo

- ▶ Se fijó la temperatura de calentamiento de la solución de ensayo en el calentador, en este caso de 40°C. La solución usada fue de 3.5% NaCl (agua de mar artificial)
- ▶ Se realizó el montaje de la celda de vidrio que contendrá el electrodo de referencia (Calomel), Contra electrodo de platino, el electrodo de trabajo y las termocuplas que controlaran los cambios de temperatura en la celda. Ver figura 2.14

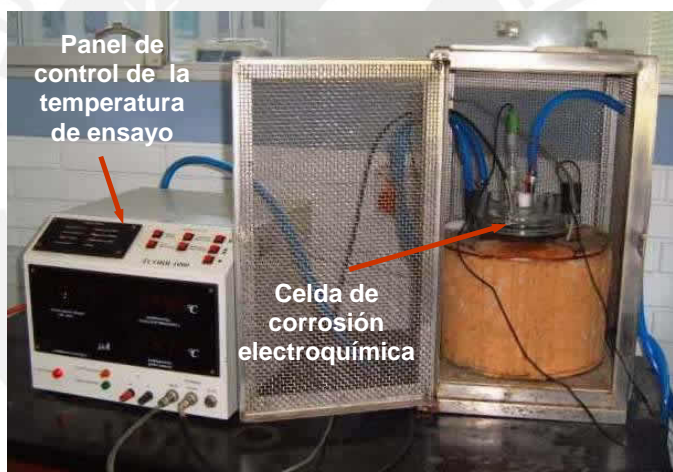


Figura 2.14 Montaje de la celda electroquímica en el equipo calentador de la solución de ensayo

- ▶ Se hicieron las conexiones de la celda con el potencioscan mediante los contactos eléctricos disponibles de cada electrodo.

Para el inicio de los ensayos de corrosión electroquímica se ajustaron los parámetros usando el equipo **GAMRY Instruments Modelo DC105™** **corrosión Techniques Software**. Ver tabla 2.5

Tabla 2.5 Parámetros para la realización del ensayo de corrosión electroquímica

Parámetro	Curva de Polarización Cíclica
Potencial de Inicio	Potencial de corrosión (0 vs. Elect. Ref.)
Potencial limite de retorno	1.30 vs. Elect. Ref.
Corriente limite de retorno (mA/cm ²)	1
Velocidad de Barrido (mV/s)	1
Area (cm ²)	1
Densidad (g/cm ³)	7.87
Tiempo para estabilizar el potencial de corrosión	5min (300 s)

Estos parámetros y la preparación fueron verificados antes de iniciar el ensayo; es importante mencionar que antes de dar inicio al ensayo las probetas estuvieron 5 minutos en la solución para que puedan alcanzar la temperatura de ésta y se establezca el potencial de corrosión. La disposición de ensayo se puede apreciar en la figura 2.15

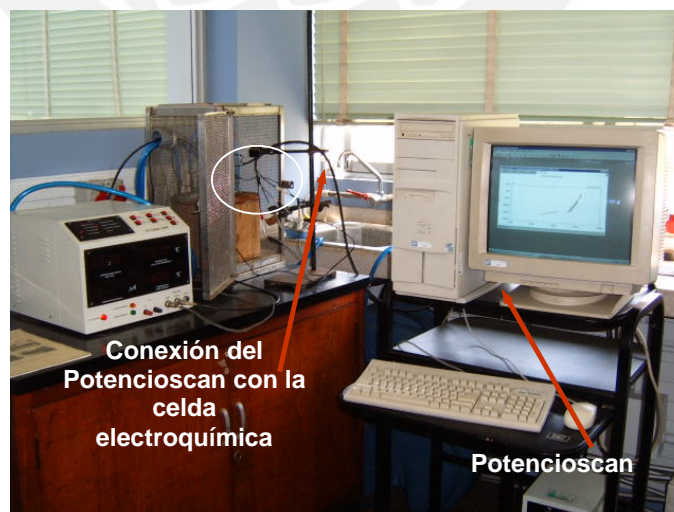


Figura 2.15 Disposición del potencioscan con la celda electroquímica para la realización del ensayo

Luego de realizados los ensayos electroquímicos las probetas se prepararon metalográficamente de manera cuidadosa para poder observar la nucleación de picaduras en la microestructura [1].

2.6 ENSAYOS DE DUREZA

El ensayo de dureza se realizó en la sección de las probetas destinadas a este propósito, como un indicador que ayude a determinar como influyeron las distintas condiciones empleadas en las soldaduras. Las principales modificaciones esperadas son cambios microestructurales y en composición de las fases en el cordón de soldadura así como en la zona afectada por el calor. De tal manera se llevó a cabo el barrido de durezas en la dirección horizontal y vertical del cordón de soldadura como se muestra en el esquema de la figura 2.16.

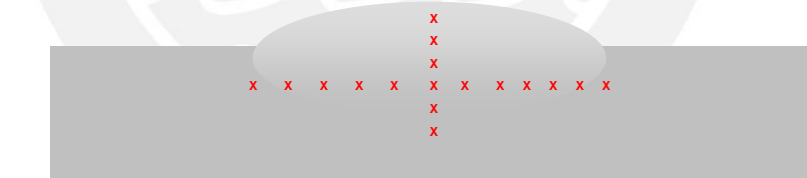


Figura 2.16. Esquema del barrido de durezas horizontal y vertical

Para realizar el barrido de durezas se tuvo que preparar la probeta metalográficamente con el fin de visualizar las distintas áreas del cordón. Adicionalmente se tuvo que escoger la carga a emplearse considerando el tamaño de la huella producida en la microestructura tanto para el barrido como para la toma de durezas en cada fase presente para obtener un valor promedio

en cada condición. El equipo empleado fue el microdurómetro Vickers marca Leitz.

Las cargas utilizadas fueron:

- ▶ 300 g para el barrido de durezas horizontal y vertical del cordón
- ▶ 25 g para la microdureza en ferrita



3. RESULTADOS Y ANÁLISIS

3.1 CALCULO ANALITICO DE LA VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO

La velocidad de enfriamiento después del soldeo es uno de los factores más importantes debido a que determina la cantidad y morfología de las fases presentes.

En este caso para los aceros inoxidables dúplex la reformación de austenita primaria y secundaria, además de la mayoría de precipitados intermetálicos ocurren en un rango de enfriamiento entre 1200 °C y 800 °C ($\Delta t_{12/8}$) [4, 7, 8, 17].

La estimación de la velocidad de enfriamiento para las diferentes condiciones de soldadura fue realizada a partir de las ecuaciones de Rosenthal. Debido a las condiciones del ensayo se eligió la solución para espesores gruesos (flujo de calor 3-D) y tiempos de enfriamiento rápidos propuesta por Ahrengot [7]. (El esquema de la disposición de soldeo se aprecia en la figura 3.1)



Figura 3.1 Esquema de la disposición de la plancha soldada y base de aluminio

Para ello se eligieron los parámetros $\Delta t_{8/5}$ y $\Delta t_{12/8}$ de acuerdo a las ecuaciones (1) y (2)

$$\Delta t_{8/5} = \frac{Q_n}{2 \cdot \pi \cdot \lambda} \left[\frac{1}{773 - T_0} - \frac{1}{1073 - T_0} \right] \quad (1)$$

$$\Delta t_{12/8} = \Delta t_{8/5} \cdot \left[\frac{\frac{1}{1073 - T_0} - \frac{1}{1473 - T_0}}{\frac{1}{773 - T_0} - \frac{1}{1073 - T_0}} \right] \quad (2)$$

Donde Q_n es el calor de aporte neto en J/cm. (en este caso se ha considerando una eficiencia de 0.35), λ es la conductividad térmica (0.18 J/s.cm.K.) y T_0 es la temperatura inicial de soldeo ($T_0 = 298$ y 493 K).

En la tabla 3.1 se muestran los resultados de los tiempos de enfriamiento $\Delta t_{8/5}$ y $\Delta t_{12/8}$ para las condiciones empleadas, los que se toman en cuenta solo para fines comparativos.

Tabla 3.1 Tabla de velocidad de enfriamiento de las condiciones estudiadas

Condiciones de soldeo	Temperatura de precalentamiento (°C)	Calor de aporte (kJ/cm)	$\Delta t_{8/5}$ (s)	$\Delta t_{12/8}$ (s)
1	25°C	4.0	0.9	0.5
2	25°C	9.2	2.3	1.2
3	220°C	4.0	2.3	0.9
4	220°C	9.2	5.2	2.0

Ordenando los valores estimados de las velocidades de enfriamiento de manera ascendente, se puede observar que se obtienen correlaciones similares para las dos velocidades $\Delta t_{8/5}$ y $\Delta t_{12/8}$ con respecto de las condiciones experimentales empleadas en la soldadura (figura 3.2).

Sin embargo, cuando se caracteriza el ciclo térmico a través del parámetro $\Delta t_{8/5}$ los valores obtenidos en la condición 2 y 3 son prácticamente similares (2.3 y 2.28 s respectivamente), mientras que al usar el parámetro $\Delta t_{12/8}$ los valores estimados son bastante diferentes entre cada una de las 4 condiciones experimentadas.

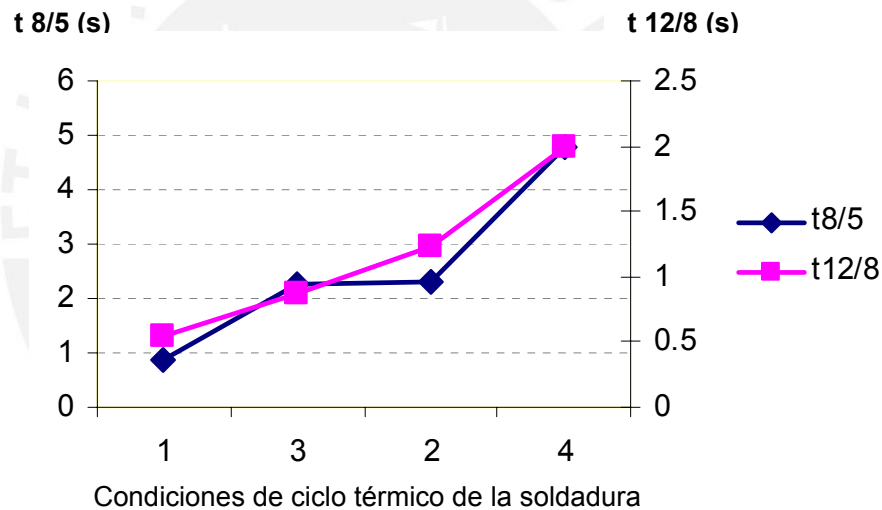


Figura 3.2 Relación de las condiciones experimentales de soldadura con las velocidades de enfriamiento $t_{8/5}$ y $t_{12/8}$ correspondientes

Con respecto a los resultados obtenidos se puede observar que la condición 2 tiene una velocidad de enfriamiento mayor que la condición 3, revelando que en este caso el calor de aporte tiene mayor influencia en la velocidad de enfriamiento que la temperatura de precalentamiento.

3.2 ASPECTO VISUAL DEL CORDON DE SOLDADURA

El cordón de soldadura en las planchas del acero inoxidable dúplex presentó una morfología superficial distinta en función el calor de aporte y la temperatura de precalentamiento empleados en el proceso de soldadura. Los parámetros de soldeo utilizados se muestran en las tablas 3.2 y 3.3

Tabla 3.2 Parámetros de soldeo y aporte de calor correspondiente a cada condición empleada [9, 12].

Condiciones de soldeo	Corriente (I)	Voltaje (V)	Velocidad (cm/min)	T.Precal	Calor de aporte (kJ/cm)
1	120	12.8	23.1	25°C	4.0
2	120	12.8	10	25°C	9.2
3	120	12.8	23.1	220°C	4.0
4	120	12.8	10	220°C	9.2

Tabla 3.3 Otros parámetros utilizados en el proceso de soldeo [9, 12].

Gas de protección	Argón
Tipo de electrodo	W - 2Th (\varnothing 1.6 mm)
Longitud de arco	2.5mm
Caudal de gas de protección	12 lpm
Polaridad	Electrodo al negativo

El aspecto visual de los cordones se vió afectado directamente por la velocidad de soldeo y la temperatura de precalentamiento empleados, factores que determinan la geometría del cordón.

Se puede observar en la figura 3.3 que, para las condiciones con igual temperatura de precalentamiento empleada, el cordón se hace mas estrecho si la velocidad de soldeo es mayor (menor calor de aporte). Por otro lado para las condiciones con la misma velocidad de soldeo (igual calor de aporte) el cordón es mas ancho si la temperatura de precalentamiento es de 220°C.

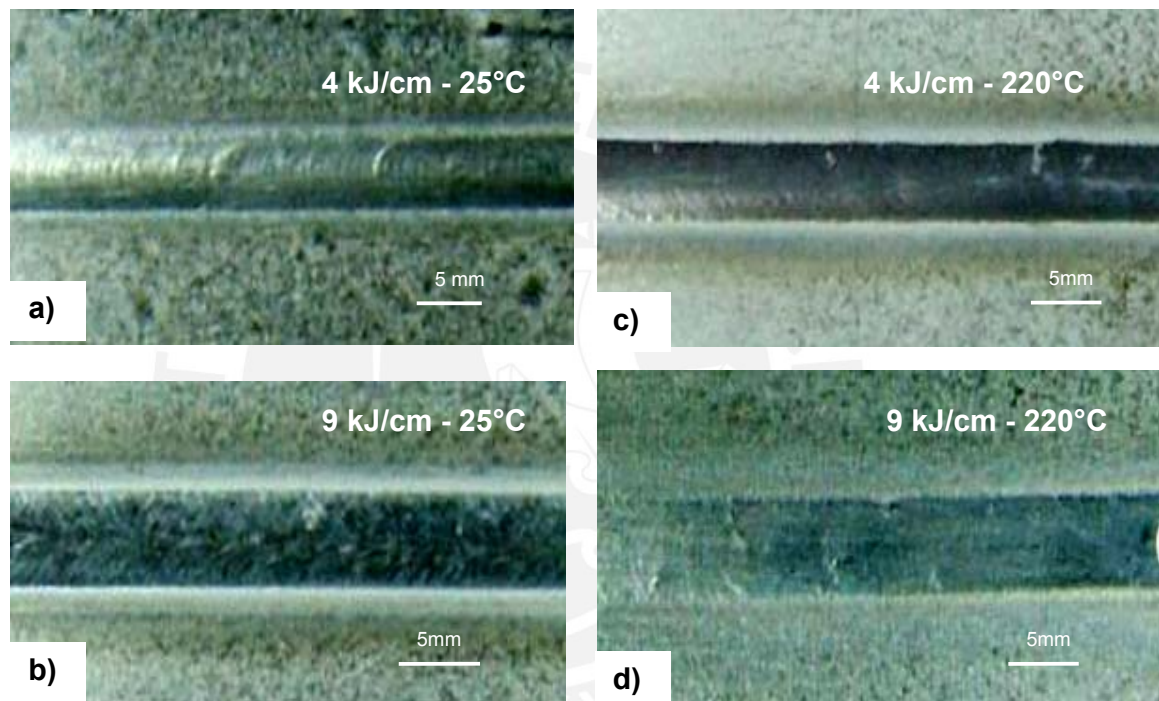


Figura 3.3 Comparación del aspecto visual del cordón dependiendo de la velocidad de soldeo **a)** y **c)** Cordones con mayor velocidad de soldeo. **b)** y **d)** Cordones con menor velocidad de soldeo.

3.3 ANALISIS MACROGRAFICO

Mediante el análisis de micrográficas se pudo obtener los valores de ancho y profundidad de los cordones de soldadura. Los resultados se muestran en la tabla 3.4

Tabla 3.4 Resultados de la geometría de los cordones de soldadura obtenidos para cada condición empleada.

Condición de soldeo	Ancho (mm)	Profundidad (mm)	Calor de aporte (kJ/cm)	T _{precal} (°C)
1	5.27	1.32	4	25
2	6.92	1.46	9.2	25
3	6.05	1.51	4	220
4	7.89	1.61	9.2	220

Según los resultados mostrados en la tabla se puede apreciar que el ancho aumenta con el calor de aporte y la temperatura de precalentamiento. En la figura 3.4 se corrobora esta tendencia y además se observa que el ancho del cordón se incrementa cuando la velocidad de enfriamiento es menor.

En la tabla 3.4 se puede apreciar que la profundidad del cordón es mayor cuando se emplea mayor calor de aporte con excepción de la condición 2 y 3, donde el parámetro que define mayor profundidad es el precalentamiento, además de que para un mismo calor de aporte empleado la profundidad aumenta al utilizar mayor temperatura de precalentamiento. Esta tendencia se corrobora en la figura 3.5 donde se aprecia la variación de la profundidad con respecto a la velocidad de enfriamiento

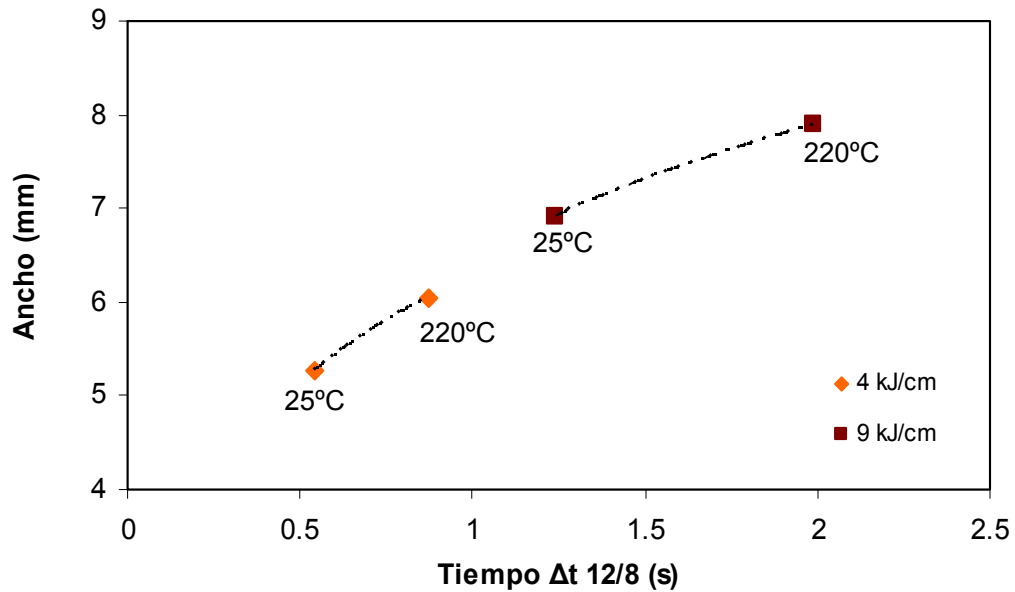


Figura 3.4 Variación del ancho del cordón con cada condición de soldeo

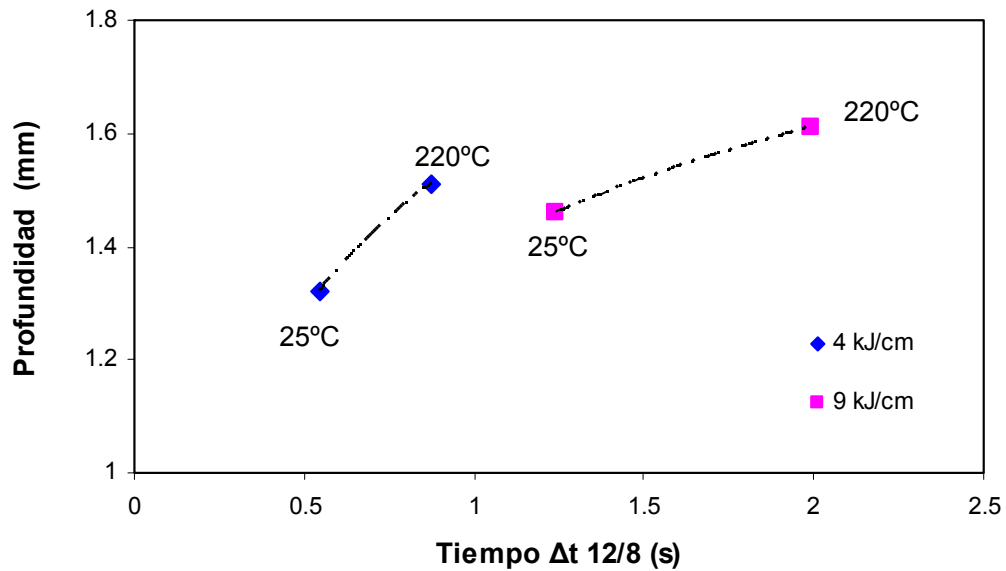


Figura 3.5 Variación de la profundidad del cordón con cada condición de soldeo

El análisis metalográfico permitió mostrar el aspecto macrográfico de los cordones de soldadura apreciándose la variación de tamaños tanto en la profundidad como en el ancho del cordón con cada condición. Ver figuras 3.6. y 3.7.

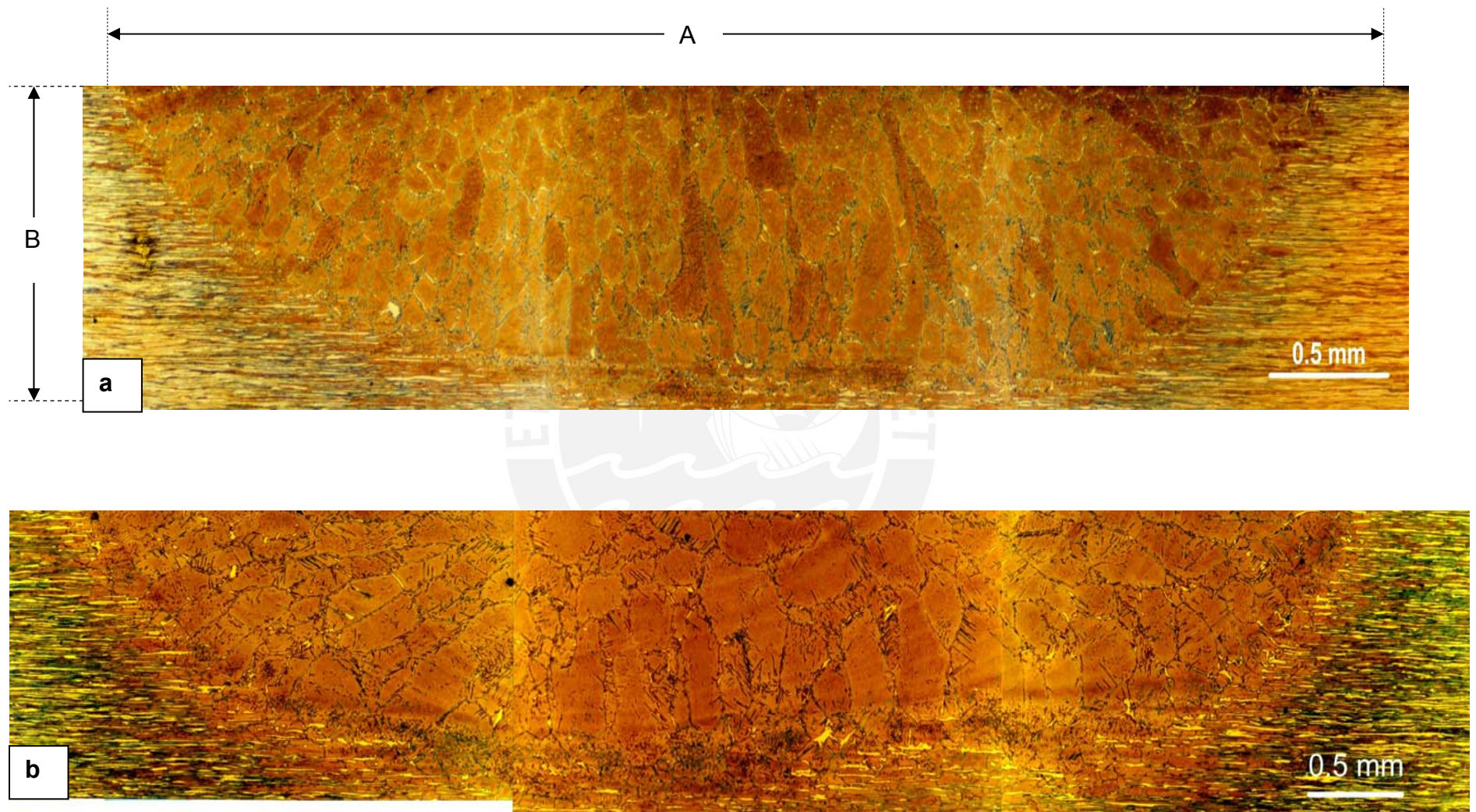


Figura 3.6. Aspecto macrográfico de los cordones de soldadura para las condiciones .a) 4 kJ/cm - 25°C b) 9 kJ/cm - 25°C

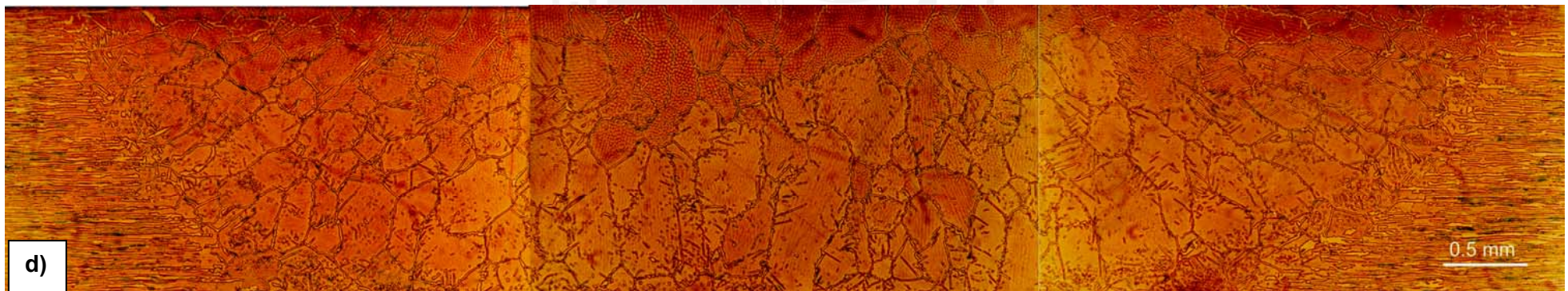


Fig.3.7 Aspecto Macrográfico de los cordones de soldadura para las condiciones empleadas **c)** 4 kJ/cm-220°C **d)** 9 kJ/cm-220°C

3.4 ANALISIS MICROGRAFICO

Los cambios microestructurales y en composición química de las fases de los aceros inoxidables dúplex después de la soldadura dependen del pico mas alto de temperatura, calor de aporte, temperatura de precalentamiento, temperatura de interfase y velocidad de enfriamiento. En general presentan más porcentaje de ferrita y granos de mayor tamaño lo que puede ser una desventaja en cuanto se vean afectadas la resistencia a la corrosión y propiedades mecánicas [17].

El análisis micrográfico se llevo a cabo con el fin de revelar los cambios ocurridos en la morfología, cantidad y aparición de fases presentes en el cordón de soldadura. La variación de la morfología de la austenita presente en cada condición de soldeo también fue evaluada pudiendo diferenciar la presencia de austenita metaestable o primaria, el crecimiento de austenita Widmånstatten y secundaria. Además se utilizó **el método de intercepto lineal de Heyn** según la norma ASTM E112 [18] para poder determinar el tamaño promedio de ferrita presente. El tamaño promedio de ferrita equiaxial y columnar se realizó por medición directa de metalografías.

3.4.1 MORFOLOGIA DE LA FERRITA Y AUSTENITA

En la soldadura de aceros inoxidables dúplex se encuentra que el crecimiento de los granos se da de manera equiaxial y columnar siendo estos influenciados por los granos que conforman la zona afectada por el calor (ZAC) los que determinan la orientación y tamaño final de los nuevos granos formados (crecimiento epitaxial) [4].

En el presente estudio se aprecia gran cantidad de ferrita (δ) presente tanto en la zona fundida como en la zona afectada por el calor.

En la zona fundida la morfología de la ferrita en las cuatro condiciones estudiadas se presenta como granos equiaxiales en el centro y granos alargados, orientados en la dirección del flujo de calor a medida que se aleja del centro, debido a que el flujo de calor se da de manera radial desde el centro de la zona de fusión hacia el material base.

Condición 1 ($4 \text{ kJ/cm} - T_{\text{precal}} = 25^\circ\text{C}$)

En la zona fundida se observa granos de ferrita equiaxial y granos de ferrita columnar, además de la presencia de austenita metaestable alrededor de los granos de ferrita. Se observa que la red de austenita no está muy bien formada alrededor de los granos en algunas zonas posiblemente debido a la rápida velocidad de enfriamiento.

La presencia de austenita Widmännstätten es reducida y se presentan finos precipitados de austenita secundaria dentro de la ferrita en poca cantidad. Fig. 3.9.a. En los granos grandes de ferrita, se puede observar líneas oscuras correspondientes a sublímites de grano.

En la zona afectada por el calor se observa granos equiaxiales mucho más pequeños que en la parte central de la zona fundida, además de la presencia de finos precipitados de austenita secundaria en poca cantidad de granos ferrita. Ver figura 3.10.a

Condición 2 (9 kJ/cm – $T_{\text{precal}} = 25^{\circ}\text{C}$)

En la zona fundida la **condición 2** presenta granos de ferrita más equiaxial en la zona central del cordón y de mayor tamaño que la **condición 1**, debido a que el enfriamiento es más lento (mayor calor de aporte).

La presencia de red de austenita primaria está mejor formada alrededor de los granos de ferrita que en la **condición 1** y adicionalmente la austenita Widmånstatten formada está más desarrollada en esta condición que la anterior.

En el interior de los granos de ferrita la austenita secundaria precipitada es muy poca. Ver figura 3.9.b.

Cabe resaltar que en los granos de ferrita se observan también líneas correspondientes a los sublímites de grano. Ver Fig. 3.8.

En la zona afectada por el calor se observa granos más grandes de ferrita equiaxial y en mayor cantidad que en la **condición 1**. Se puede notar también que los precipitados de austenita secundaria al interior de esta ferrita equiaxial, son en mayor cantidad y de mayor tamaño, aunque siguen siendo relativamente finos. La austenita Widmanståtten en esta zona es poca. Ver figura 3.10.b.

Condición 3 (4 kJ/cm – $T_{\text{precal}} = 220^{\circ}\text{C}$)

En la zona fundida se puede apreciar pocos granos equiaxiales de ferrita al centro y granos alargados de ferrita en mayor proporción similar a la condición 1.

Se presenta también austenita primaria alrededor de los granos de ferrita con mayor crecimiento de austenita Widmanståtten que en las condiciones anteriores, la cual llega a atravesar los granos de ferrita aparentando una estructura mas desordenada. Se observa adicionalmente precipitación fina de austenita

secundaria al interior de la ferrita, siendo el tamaño de estos precipitados de mayor tamaño que en la condición 1 y 2, pero relativamente finos. Ver figura 3.9.c.

En la zona afectada por el calor se aprecia una matriz ferrítica con precipitación de austenita primaria muy desordenada por lo cual no se llega a diferenciar la red que en anteriores condiciones era mas uniforme. La presencia de precipitados finos de austenita secundaria al interior de la ferrita es en gran cantidad y alcanza tamaños similares a la zona fundida. Se presenta un mayor crecimiento de austenita Widmanstätten que en las condiciones anteriores. Ver figura 3.10.c.

Condición 4 (9 kJ/cm – $T_{\text{precal}} = 220^{\circ}\text{C}$)

En la zona fundida los granos son mas grandes y equiaxiales que en las condiciones anteriores.

La red de austenita primaria alrededor de los granos de ferrita se presenta con mayor claridad que en la condición 3.

Por otro lado el crecimiento de austenita Widmanstätten es menor y su estructura presenta mayor grosor que en la condición 3. Ver figura 3.9.d

En la zona afectada por el calor los granos de ferrita equiaxial son mucho más grandes que las condiciones anteriores y la precipitación fina de austenita secundaria es en gran cantidad y es la de mayor tamaño. La austenita Widmanstätten presente también es de mayor grosor que en la **condición 3**. Ver figura 3.10.d y 3.11.b

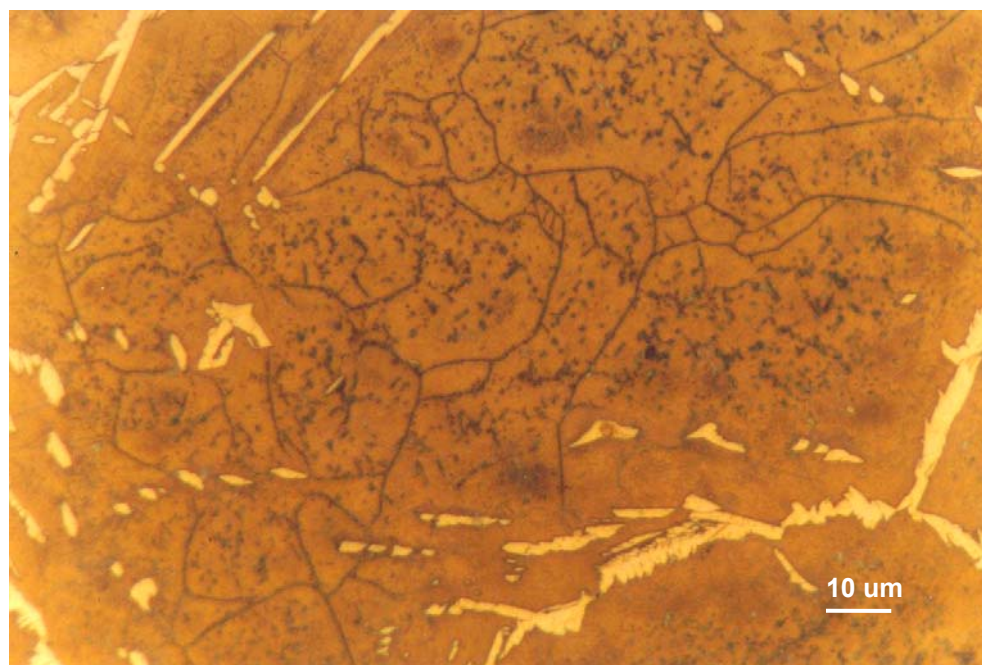


Fig.3.8 sublímites de grano al interior de la Ferrita

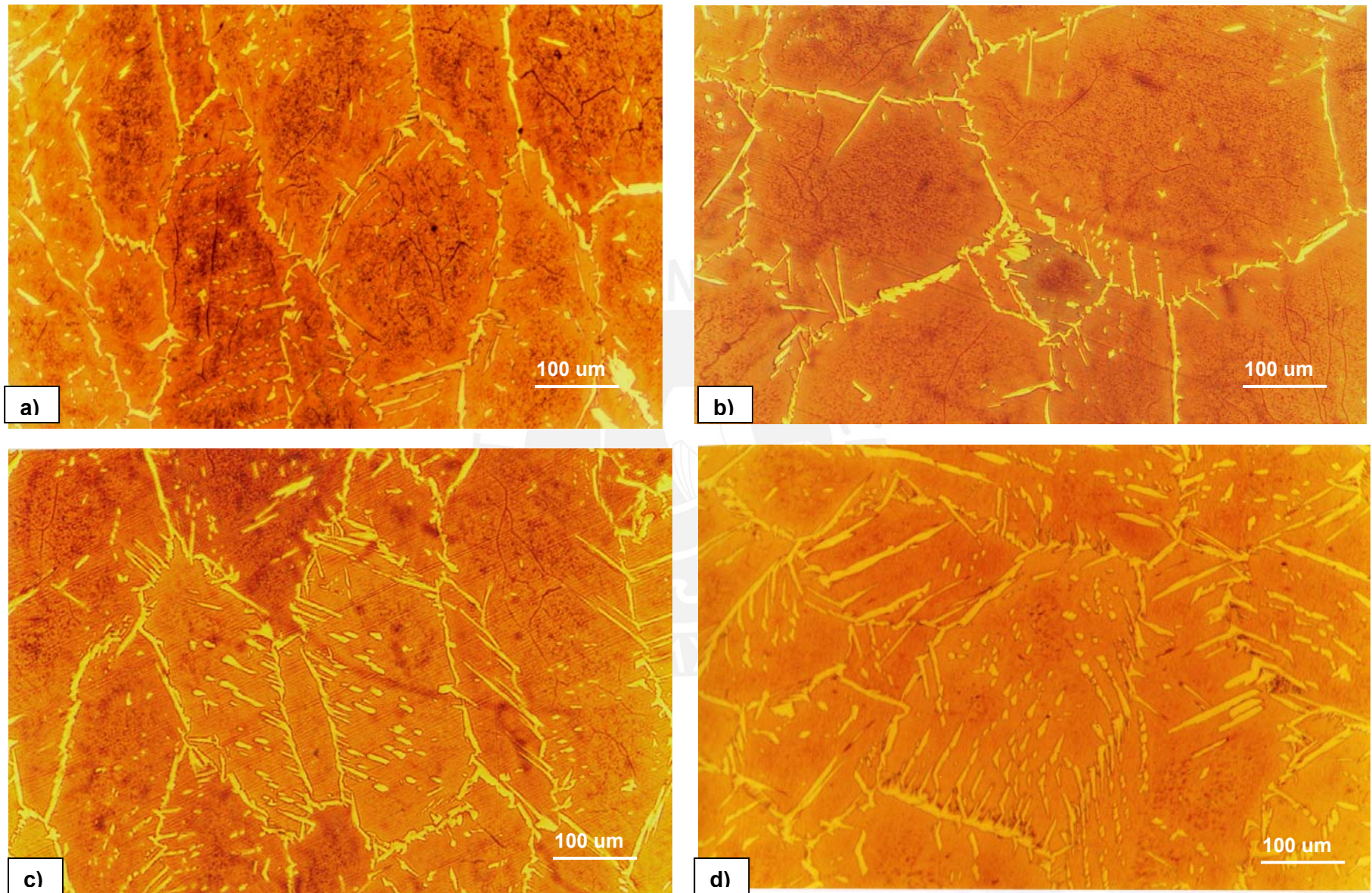


Fig.3.9 Zona fundida de las condiciones soldadas 200x a) 4 kJ/cm- 25°C b) 9 kJ/cm- 25°C c) 4 kJ/cm- 220°C d) 9 kJ/cm- 25°C

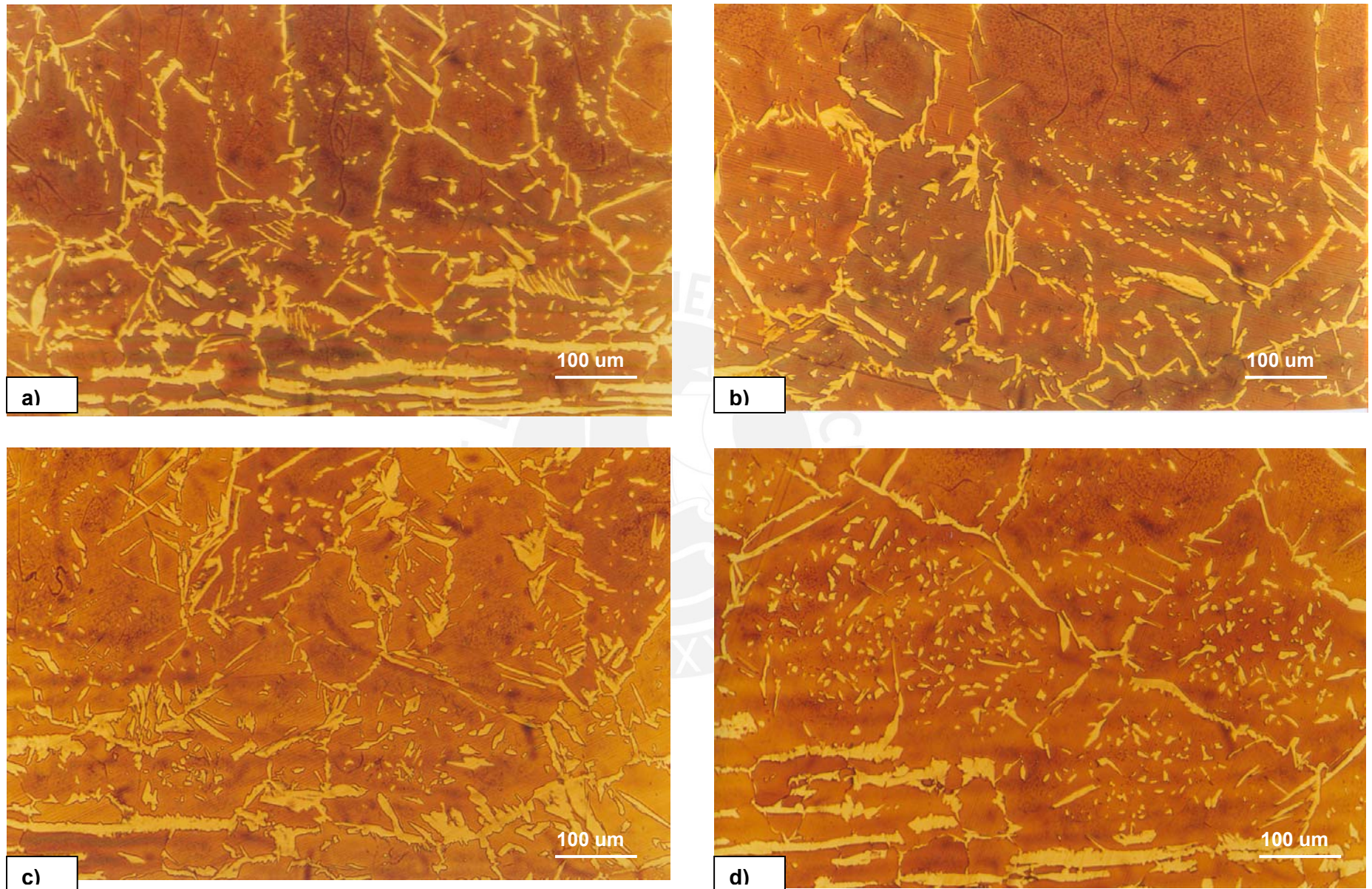


Fig.3.10 Zona afectada por el calor de las condiciones estudiadas 200x a) 4 kJ/cm- 25°C b) 9 kJ/cm- 25°C c) 4 kJ/cm- 220°C d) 9 kJ/cm- 220°C

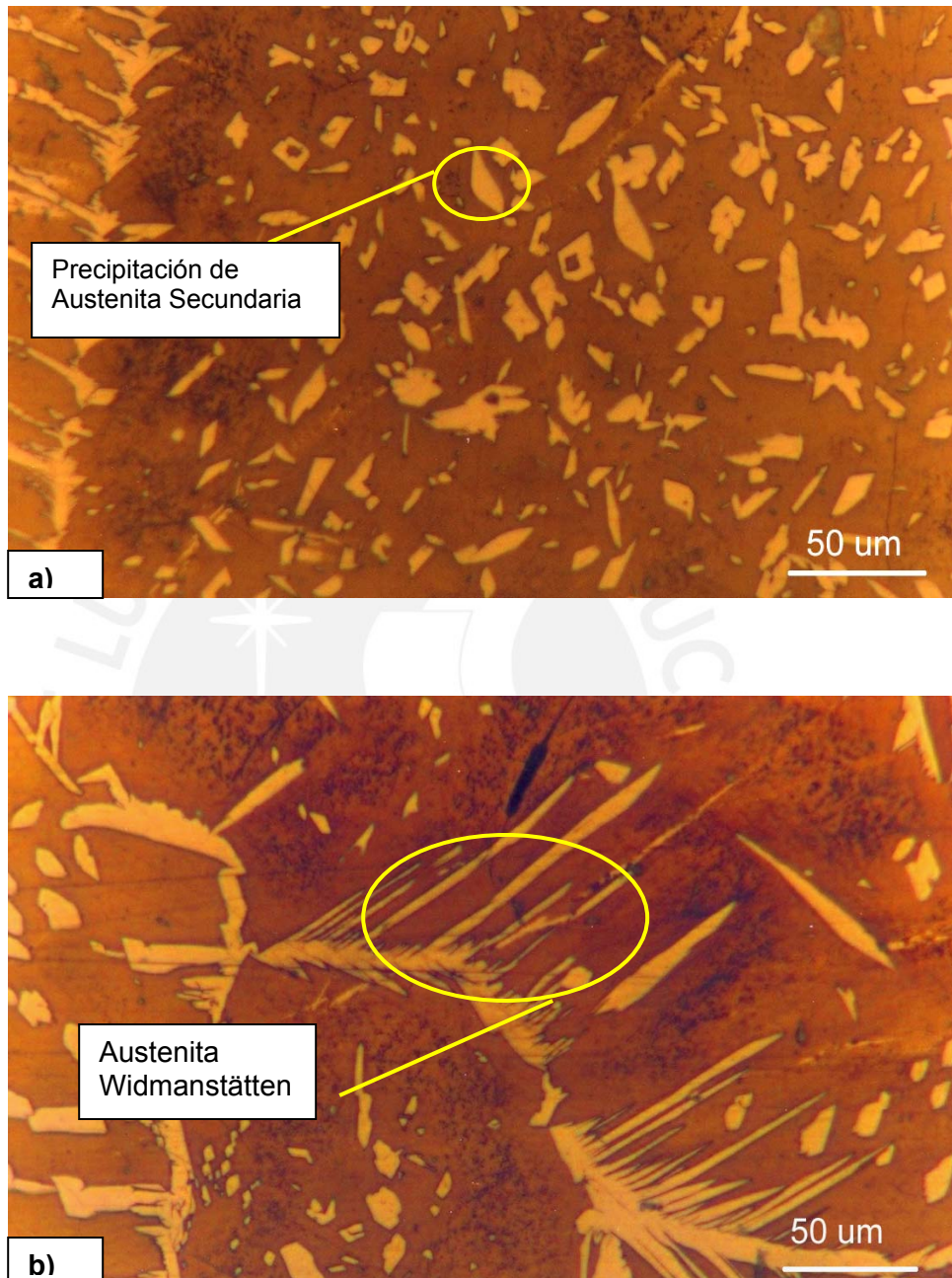


Figura 3.11 Microestructura de la zona de fusión (9 kJ/cm² - 220°C) a) Austenita al interior de los granos de ferrita b) Crecimiento de austenita Widmanstätten

En todas las condiciones se observa que los granos de austenita secundaria presente son relativamente finos y se presentan de manera abundante en la ZAC, siendo de mayor tamaño en la **condición 4**.

Adicionalmente en el centro del cordón los granos de ferrita se hacen mas alargados y mas gruesos que a los lados como se muestra en la figura 3.4 y 3.5 lo cual puede darse debido a que es la zona que mas demora en enfriar lo que permite el mayor crecimiento de granos de ferrita, en cambio mientras mas se alejan del centro del cordón el grano de ferrita disminuye de tamaño y hay mayor crecimiento de austenita Widmanstätten y secundaria.

3.4.2 TAMANO DE GRANO DE LA FERRITA

El tamaño del grano de ferrita en cada condición varía según la velocidad de enfriamiento. La ferrita tiene mayor tamaño a medida que el enfriamiento es más lento, lo que se puede verificar en los resultados obtenidos pero también depende del calor de aporte y la temperatura máxima alcanzada. En la figura 3.12 podemos observar que el tamaño de grano promedio de ferrita aumenta hasta 1.5 veces para el mayor tiempo de enfriamiento entre 1200 y 800 °C. ($\Delta t_{12/8}$)

Por otro lado el tamaño promedio de ferrita equiaxial, para cada condición, también aumenta a medida que aumenta el tiempo de enfriamiento $\Delta t_{12/8}$ hasta 2 veces. Cabe mencionar que estos valores promedio de ferrita equiaxial difieren del promedio de ferrita para cada condición debido a que anteriormente se consideran tanto los granos equiaxiales como columnares. Ver figura 3.13

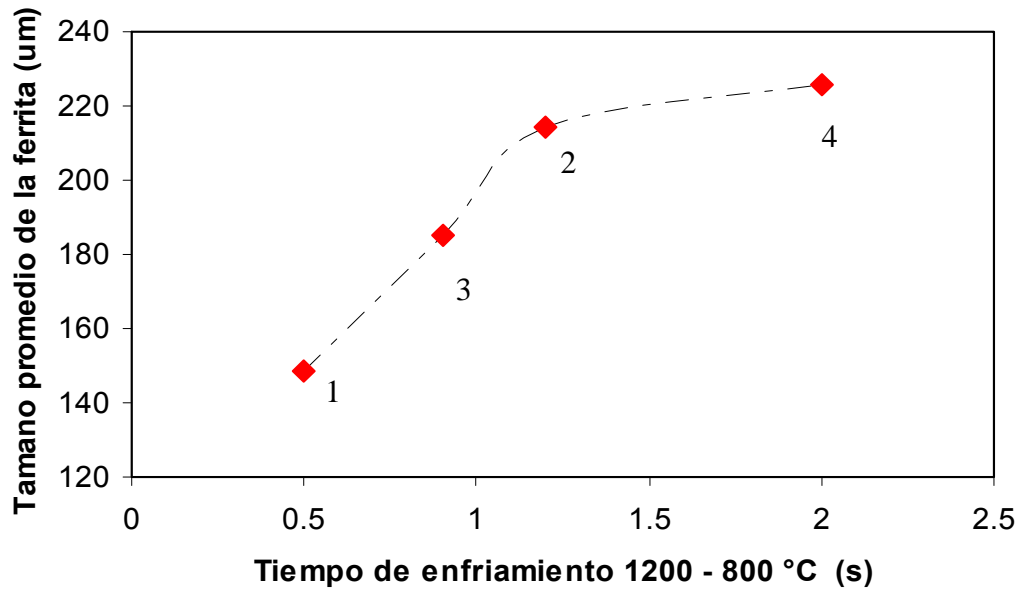


Fig. 3.12. Promedio de ferrita en la zona de fusión para cada condición, mediante el método de intercepto lineal Heyn.

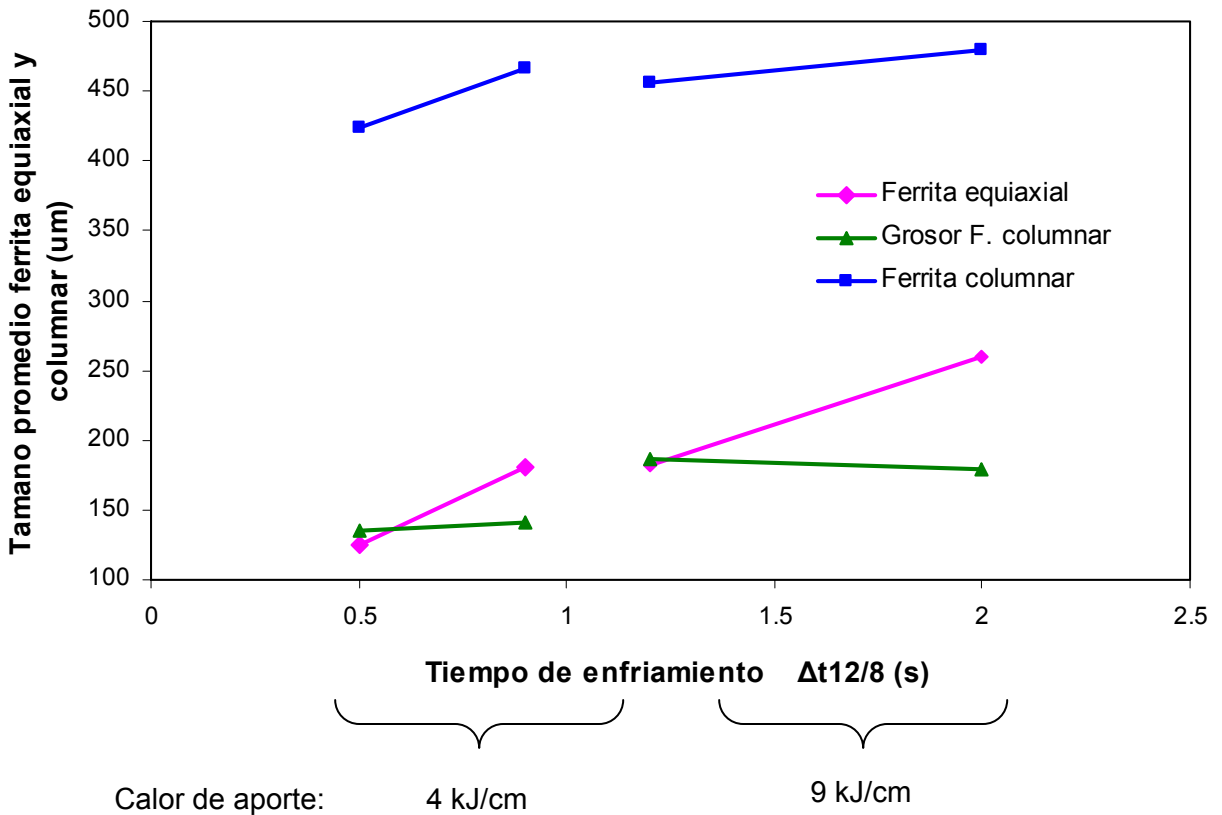


Figura 3.13 Correlación entre el tamaño de grano de ferrita equiaxial y columnar con respecto al tiempo de enfriamiento

El análisis micrográfico revela que la ferrita equiaxial y el tamaño de ferrita columnar aumenta su tamaño con el tiempo de enfriamiento $\Delta t_{12/8}$ siguiendo una tendencia muy parecida. De la misma manera el grosor de la ferrita columnar muestra un crecimiento menos marcado con respecto a velocidades mayores. Cabe recordar que los valores de mayor velocidad de enfriamiento corresponden al mayor calor de aporte, donde se aprecia que el aumento de temperatura de precalentamiento no tiene un efecto significativo en el grosor de la ferrita columnar pues este tiene un valor parecido.

Además se puede apreciar que la condición con menor calor de aporte y temperatura de precalentamiento de 25°C presenta los granos de ferrita más pequeños, alargados y con menor grosor lo cual puede deberse a la mayor velocidad de enfriamiento.

3.4.3 PORCENTAJE DE FERRITA EN LA ZONA DE FUSION

Después del soldeo el porcentaje de ferrita aumenta debido a una variedad de factores, en este caso los resultados son influenciados por el calor de aporte y la temperatura de precalentamiento empleados con respecto al metal base, el cual arrojo un porcentaje de ferrita del 60%.

Los resultados muestran que para la **condición 1 y 2** (menor y mayor calor de aporte con $T_{precal}=25^{\circ}\text{C}$), el porcentaje de ferrita en la zona fundida es bastante alto, llegando a ser del 90.5 % en promedio .

Para la **condición 3 y 4** (menor y mayor calor de aporte con $T_{precal}=220^{\circ}\text{C}$) se observa que el contenido de ferrita disminuye alcanzando un 80.5% en promedio debido a que alcanzan velocidades de enfriamiento un poco mas lentas, promoviendo la nucleación y crecimiento de austenita primaria y secundaria.

No existe un límite definido con respecto al contenido de ferrita, pero cualquier nivel que sobrepase el 75% resulta inaceptable en la mayoría de aplicaciones. Se sabe además que las propiedades optimas se dan cuando las proporciones de ferrita:austenita es de 1:1, lo cual es difícil mantener en la soldadura [8, 17, 19]. Sobre todo cuando no se tiene adiciones de nitrógeno en el gas de protección o material de aporte como en este caso, cuya adición ayuda a mantener el porcentaje de austenita del material base.

Además se debe mantener tiempos de enfriamiento general de tal manera que sean lo suficientemente lentos para la adecuada formación de austenita y lo suficientemente rápidos para evitar formación de nitruros como Cr_2N . Este control se puede lograr teniendo en cuenta la velocidad de enfriamiento entre 1200 y 800°C , $\Delta t_{12/8}$, que es el típico rango de temperaturas donde se da la reformacion de austenita y precipitaciones para los aceros inoxidables dúplex. [4, 7, 8, 17].

En el gráfico 3.14 observamos que para el mismo calor de aporte el porcentaje de ferrita decrece para velocidades menores de enfriamiento, debido a que se favorece la transformación de ferrita a austenita. Sin embargo se observa que para el punto 2 se tiene mayor porcentaje de ferrita inclusive mayor que los puntos 1 y 3.

Esto es difícil de explicar debido que se supone que a menor velocidad de enfriamiento se debería tener mayor porcentaje de austenita reformada. Este comportamiento puede obedecer a que para calores de aporte distintos la cinética de transformación ferrita → austenita cambia, pues para menores aporte de calor se tiene granos de ferrita mas pequeños por lo que existe posibilidad mayor de crecimiento de austenita en los límites de grano. Por lo contrario cuando el calor de aporte es mayor el grano ferrítico se hace grande reduciéndose la cinética de crecimiento de la austenita debido a los pocos límites de grano encontrados [7].

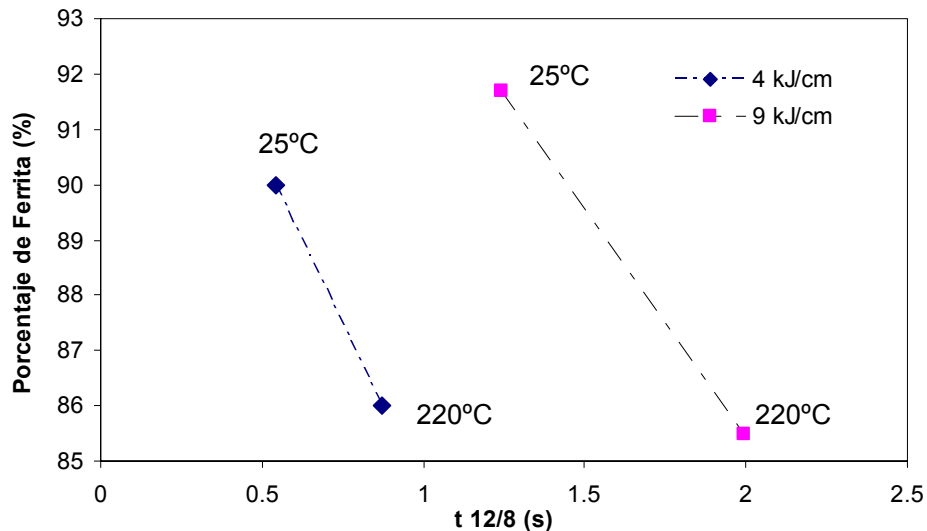


Fig.3.14 Porcentaje de ferrita en la zona de fusión según la velocidad de enfriamiento

3.5 ENSAYO DE DUREZA

3.5.1 BARRIDO DE DUREZA HORIZONTAL

Las propiedades mecánicas están ligadas a las propiedades que brindan cada una de las fases a la aleación, en este caso la ferrita es la que da mayor resistencia a la aleación mientras que la austenita es más dúctil y tenaz. Estas propiedades pueden variar significativamente debido a operaciones de soldeo. La evolución de la dureza a lo largo de la zona de fusión (ZF) y la zona afectada por el calor (ZAC) pueden verse afectadas por las siguientes causas:

- ▶ Variaciones en la microestructura del acero, que depende de gradientes de temperatura que se dan en cada punto de la ZF y ZAC, además de la temperatura alcanzada en cada punto.
- ▶ Variaciones en la composición química por posibles segregaciones durante la solidificación del baño de fusión.

La influencia de estos factores es muy difícil de identificar por lo tanto no se puede encontrar explicaciones satisfactorias para los resultados que se han obtenido, sobretodo sino se cuenta con datos de los ciclos térmicos involucrados [6].

Los valores más altos de dureza se encuentran para la **condición 3**, se puede observar en la figura 3.16 que alcanza valores de 280HV en el centro de la soldadura decayendo a medida que se acerca a la ZAC alcanzando casi la dureza del metal base de 224 HV.

Por otro lado los valores de dureza alcanzado por las **condiciones 1,2 y 4** no varían significativamente entre ellos. Ver Fig. 3.15

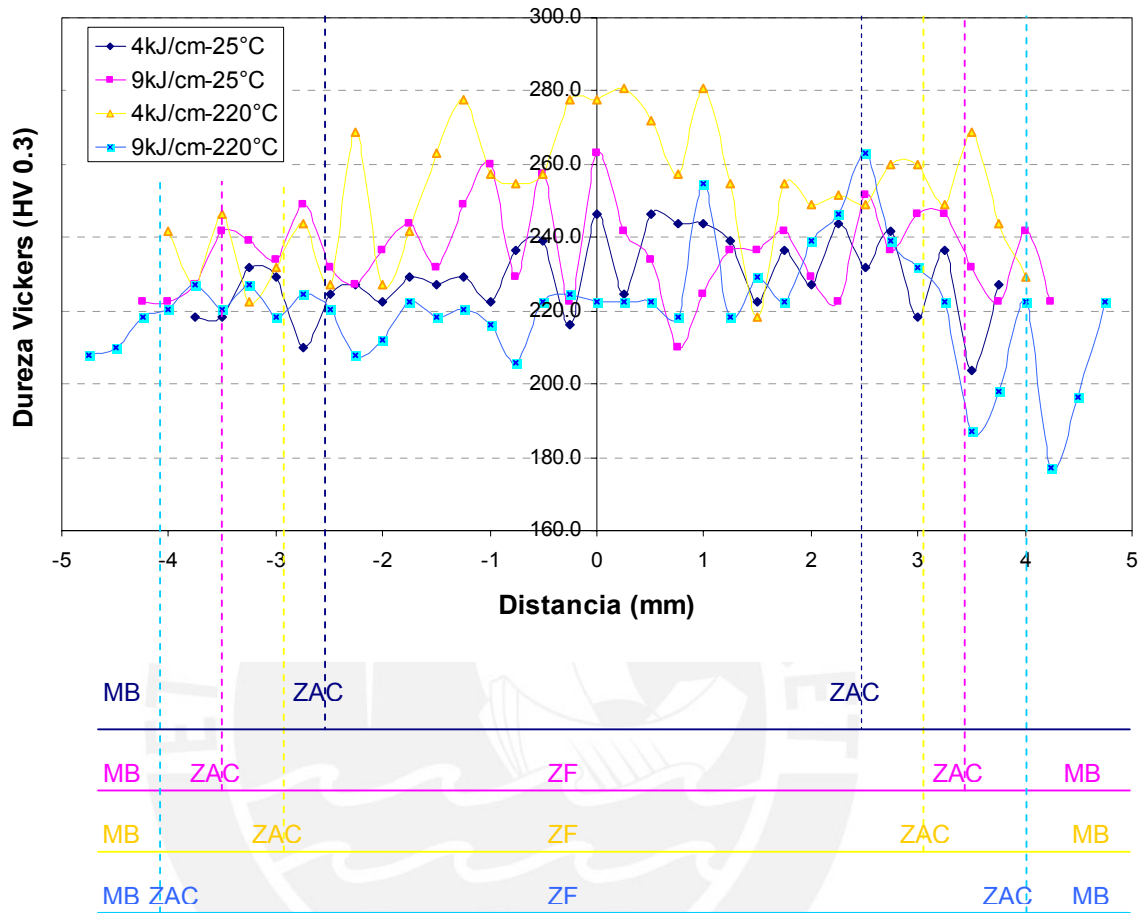


Fig.3.15 Variación de durezas a lo largo del cordón de soldadura en función del calor de aporte y temperatura de precalentamiento

En la Fig. 3.16 se puede apreciar que los valores de dureza obtenidos en las **condiciones 1 y 2** son muy similares, alcanzando en promedio de 250 HV en el centro y a medida que se aleja del cordón alcanza la dureza del metal base.

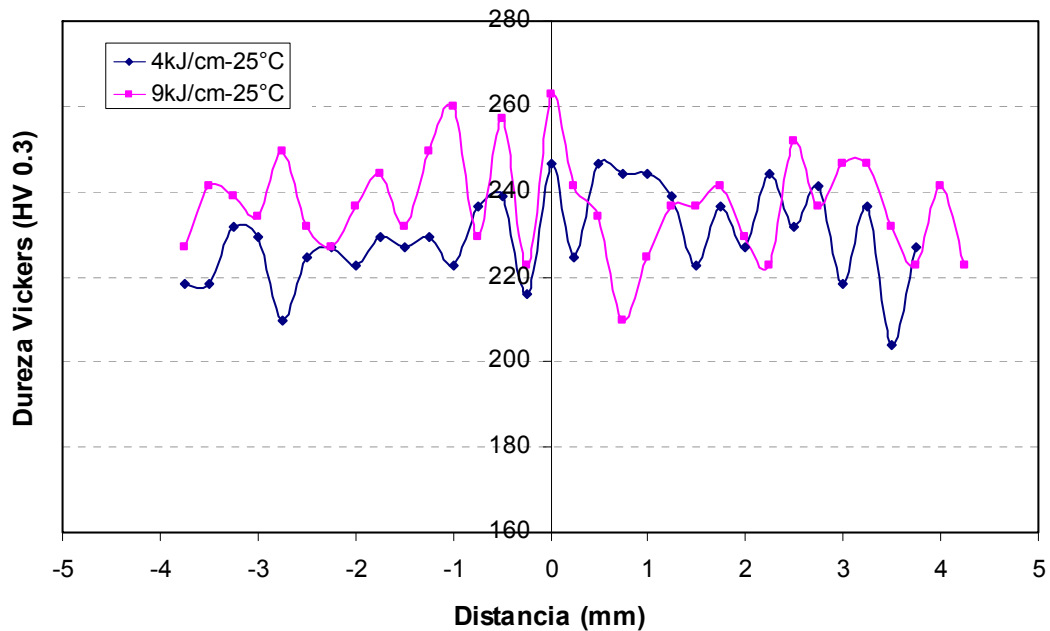


Fig.3.16 Barrido de dureza horizontal para las condiciones para alto y bajo calor de aporte con menor temperatura de precalentamiento

El promedio alcanzado para el barrido de durezas en ambas condiciones tienen valores cercanos, siendo el de la condición 2 ligeramente mayor. Estos resultados pueden deberse a que en esta condición se encontró mayor precipitado de austenita secundaria a medida que se aleja del centro del cordón, por lo que se puede alcanzar un valor de dureza un poco más alto, debido a la precipitación intragranular.

La **condición 3** como ya hemos mencionado es la que presenta mayor dureza que las demás, lo cual puede deberse a la gran cantidad de precipitados mucho más finos de austenita secundaria y Widmanstätten, tanto en la zona de fusión como en la ZAC

Comparando esta condición con la **condición 4**, esta presenta durezas mucho más bajas al centro del cordón, casi manteniéndose a lo largo del barrido de durezas. Estos resultados se pueden deber a que en esta condición los granos de ferrita son mucho más gruesos al igual que los precipitados de austenita secundaria y estructura Widmanstätten. Ver figura 3.17.

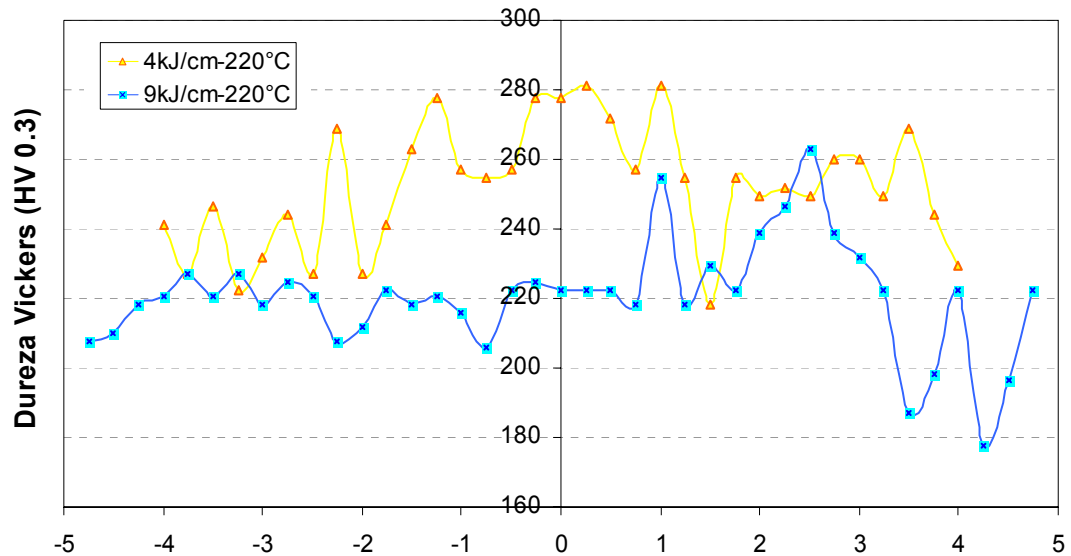


Fig.3.17 Barrido de dureza horizontal para las condiciones de alto y bajo calor de aporte con mayor temperatura de precalentamiento

3.5.2 BARRIDO DE DUREZA VERTICAL

El barrido de durezas verticales presenta una tendencia similar al barrido de durezas horizontal.

La **condicion3** sigue presentando mayores valores de dureza con respecto a las demás condiciones. Elevándose en la parte superior del centro del cordón con una dureza de 263 HV y disminuyendo a media que se acerca a la ZAC.

Las **condiciones 1 y 2** siguen siendo muy similares, ambas parten desde una dureza de aproximadamente 223 HV, cercana a la del material base, siendo la condición 2 la que pierde ligeramente dureza al llegar a la ZAC.

La condición 4 parte de una dureza de 250 HV, estabilizándose a lo largo del cordón en una dureza cercana al material base, pero tiene mayor descenso cuando se aproxima a la ZAC. Lo cual puede deberse a la presencia de granos gruesos de ferrita y austenita secundaria, además de estructura Widmnastätten más burda. Ver figura 3.18.

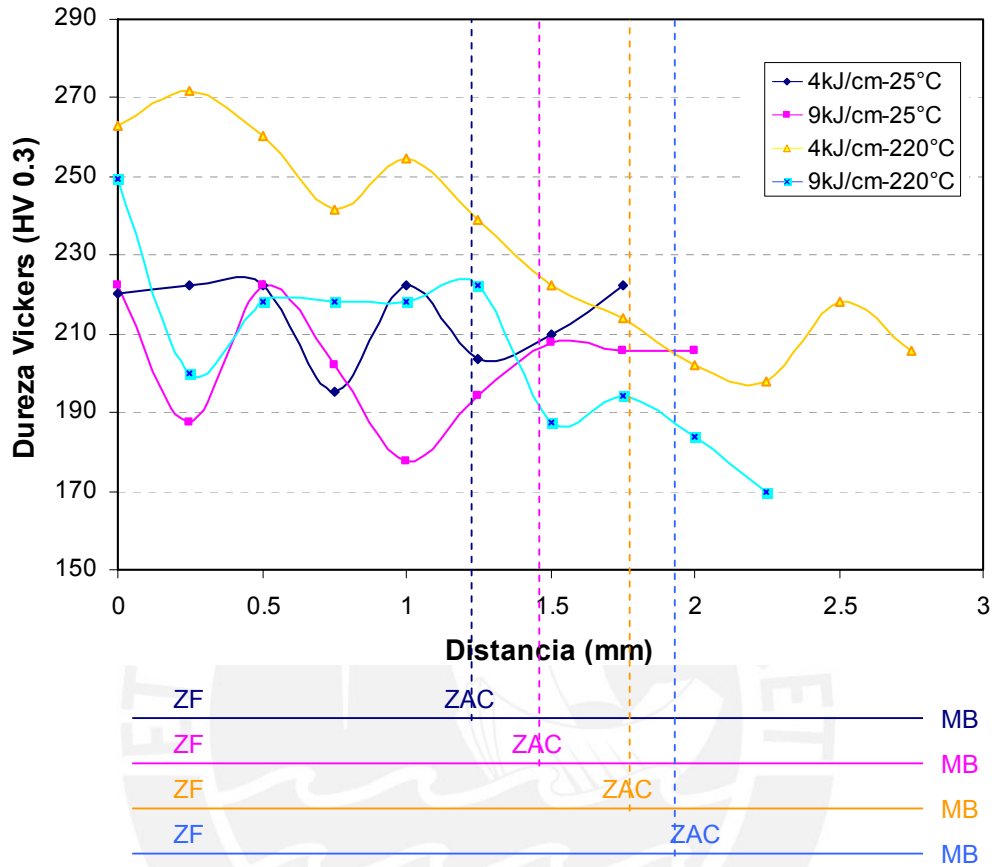


Fig.3.18 Barrido de dureza vertical para las condiciones de alto y bajo calor de aporte con mayor temperatura de precalentamiento

3.5.3 COMPARACIÓN DEL BARRIDO DE DUREZAS VERTICAL HORIZONTAL

Comparando los valores promedio de dureza para cada barrido horizontal y vertical, se puede observar en la figura 3.19, que prácticamente siguen la misma tendencia. En la condición 3 se presentan los valores mas altos de dureza así como en la condición 4 los valores mas bajos.

Analizando estas dos tendencias se observa que los barridos horizontales tienen mayor valor que los verticales, lo cual se relaciona con los granos mas gruesos en la zona central del cordón que hacen que el valor de dureza en estas zonas sea menor, mientras que en el barrido horizontal se toma en

cuenta también las zonas laterales y ZAC, pudiéndose elevar el promedio de durezas debido a zonas con granos más finos de ferrita y precipitados de austenita secundaria.

En la condición 2 parece ser que esta influencia se ve mucho más marcada para el barrido vertical de durezas pues es más baja que la condición 1.

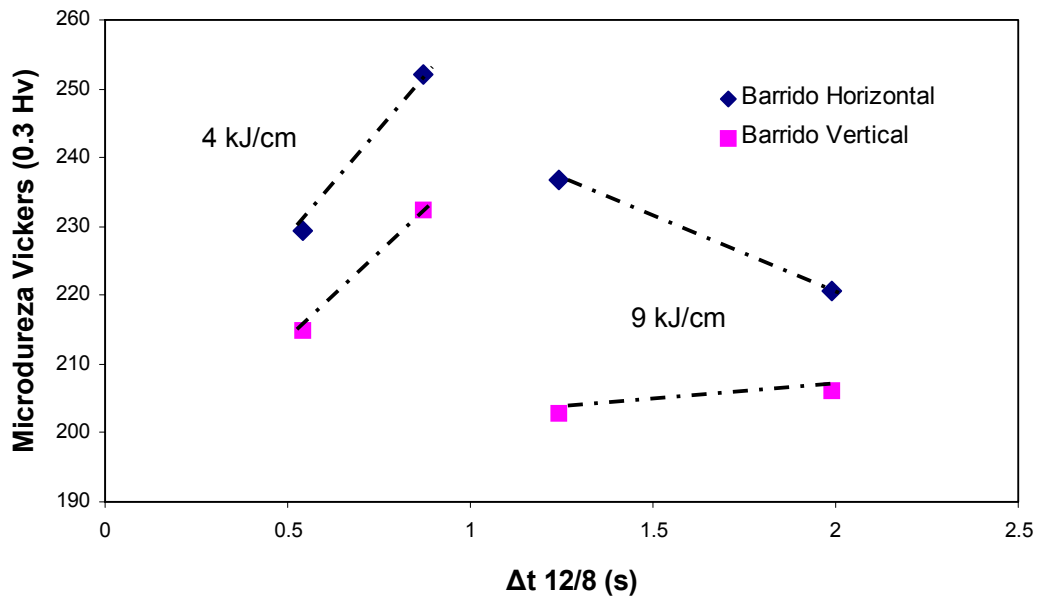


Fig.3.19 Promedio del barrido de durezas horizontal y vertical para cada condición

En general para menores calores de aporte la dureza aumentó con el precalentamiento debido a la precipitación de austenita fina en la zona fundida y en la ZAC. Además se encontraron precipitados de nitruros en la condición 1, es probable es que la condición 3 también encontremos estos precipitados, que se presentan cuando ocurren enfriamientos rápidos desde una alta temperatura de solubilización, debido a una alta sobre saturación de nitrógeno en la ferrita. [7]. Para el mayor calor de aporte la dureza disminuye con el precalentamiento debido al crecimiento grosero de los granos de ferrita, austenita secundaria y Widmanstätten.

3.5.4 DUREZA DE LA FERRITA

La dureza de la ferrita también es difícil de predecir pues depende de cómo se da la repartición de elementos de aleación en cada fase y en cada punto del cordón de soldadura. El reparto de cromo y níquel depende directamente de la velocidad de enfriamiento que ha sufrido cada zona del acero. Cuando mayor es la velocidad de enfriamiento la ferrita tendrá mayor contenido de níquel y menor de cromo. Algunos autores consideran [6], que a medida que se aleja del cordón es de esperarse mayor contenido de níquel en la ferrita, aumentando también su dureza.

En la figura 3.20 se aprecia que para la condición 3 el precalentamiento no es suficiente para provocar un decaimiento. La dureza de la ferrita sube ligeramente, lo cual se debe probablemente a la presencia de precipitados finos de nitruros y austenita secundaria intergranular y Widmanstätten.

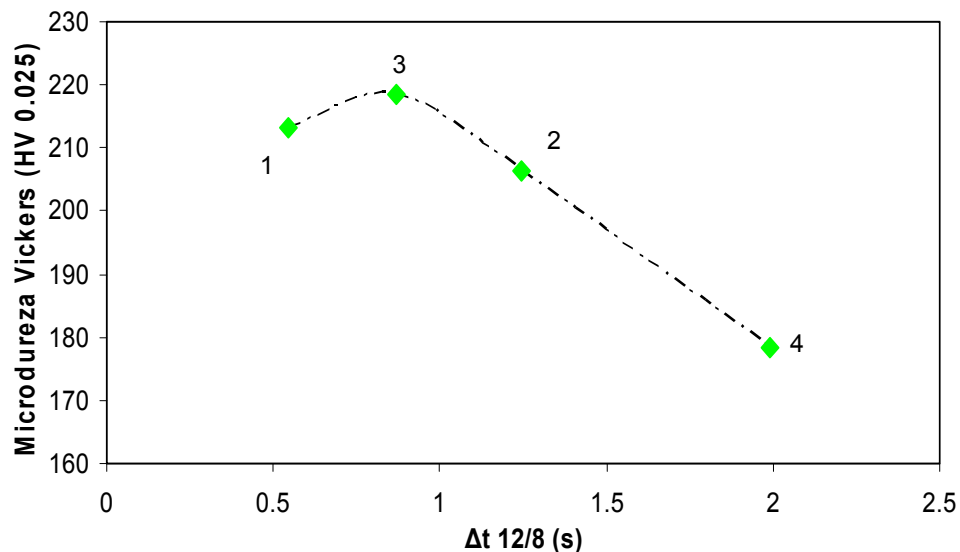


Fig.3.20 Promedio de dureza de la ferrita para condición de soldadura

3.6 RESISTENCIA A LA CORROSION POR PICADURAS

Una de las propiedades más importantes de los aceros inoxidables dúplex es su buena resistencia a la corrosión por picaduras, la cual se ve afectada por procesos de soldeo.

Dentro de las técnicas electroquímicas se tienen los siguientes ensayos:

- ▶ Ensayos Potenciostáticos y Potenciodinámicos (de potencial)
- ▶ Galvanostáticos o galvanocinéticos (de corriente)

Los valores de potencial crítico de picaduras (E_{cp}) y potencial crítico de repasivación (E_{rp}) se pueden determinar por:

- ▶ técnicas Potenciodinámicas: Dependen fuertemente de las condiciones de ensayo y las diferencias son mayores si la velocidad de barrido aumenta.
- ▶ técnicas potenciostáticas y galvanostáticas: Permiten una determinación más real pero los ensayos son extremadamente largos.

Si la aplicación de estas técnicas electroquímicas esta orientada a establecer criterios de análisis comparativos entre materiales y/o condiciones, se puede utilizar cualquiera de los métodos mencionados.

Particularmente La técnica electroquímica potenciodinámica de polarización anódica, proporciona un método rápido que además es reproducible.

Por lo tanto a través del estudio de la curva de polarización y los potenciales E_{rp} y E_{cp} se pueden evaluar de manera comparativa el efecto de las transformaciones microestructurales sobre la resistencia a la corrosión por picaduras [20].

En el presente trabajo los ensayos se orientan a encontrar el E_{cp} y evaluarlos de manera comparativa a través de las condiciones empleadas

El material base se sometió a ensayos de corrosión electroquímicos de polarización anódica con la finalidad de poder obtener valores que nos permitan evaluar la variación de la resistencia a la corrosión por picaduras.

En la figura 3.21 se pueden apreciar las curvas resultantes de estos ensayos según las distintas temperaturas empleadas

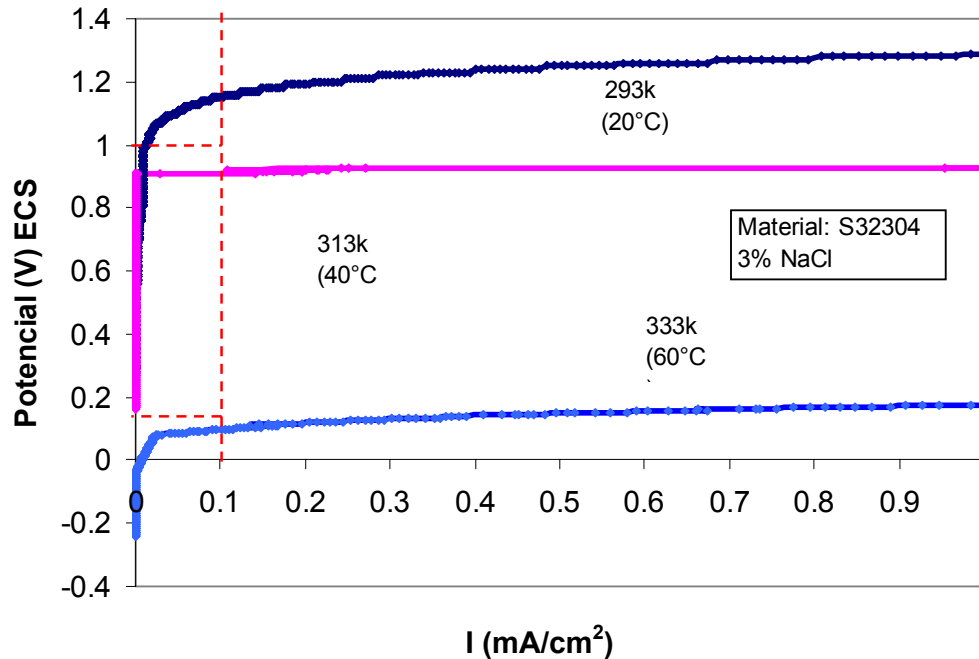


Fig.3.21 Variación del potencial crítico de picaduras del material base con la temperatura de ensayo

En la figura 3.22, se muestra la tendencia de estos resultados. Como se puede observar el potencial alcanzado para una temperatura ambiente es aproximadamente 1000 mV, valor que va decreciendo drásticamente con las temperaturas de ensayo utilizadas, hasta alcanzar un valor por debajo de 200 mV. Estos valores fueron calculados para una densidad de corriente de 0.1 mA/cm² [1].

Para las condiciones soldadas el ensayo de polarización anódica se realizó a una temperatura de 40°C. Los resultados obtenidos lo muestran la figura 3.23, de donde se obtienen los valores promedios de E_{cp}, ya que por cada

condición se realizaron 3 ensayos. En caso de presencia de corrosión por resqueijo los resultados de ese ensayo eran descartados.

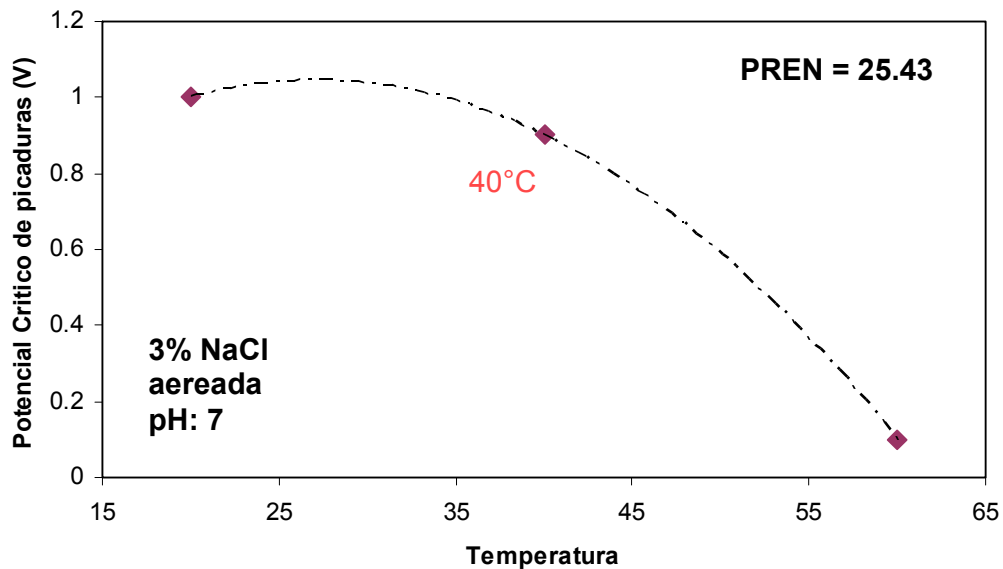


Figura 3.22 Variación del E_{cp} con la temperatura de ensayo para el acero inoxidable dúplex del tipo 23Cr-4Ni

Si bien este problema está siempre presente, se trató de minimizar su influencia al máximo a través del método empleado.

Las curvas resultantes para cada condición se evaluaron para conseguir el valor promedio de E_{cp} correspondiente a 0.1 mA/cm^2 [1]. El esquema correspondiente a este método para hallar el E_{cp} se puede observar en la figura 3.24.

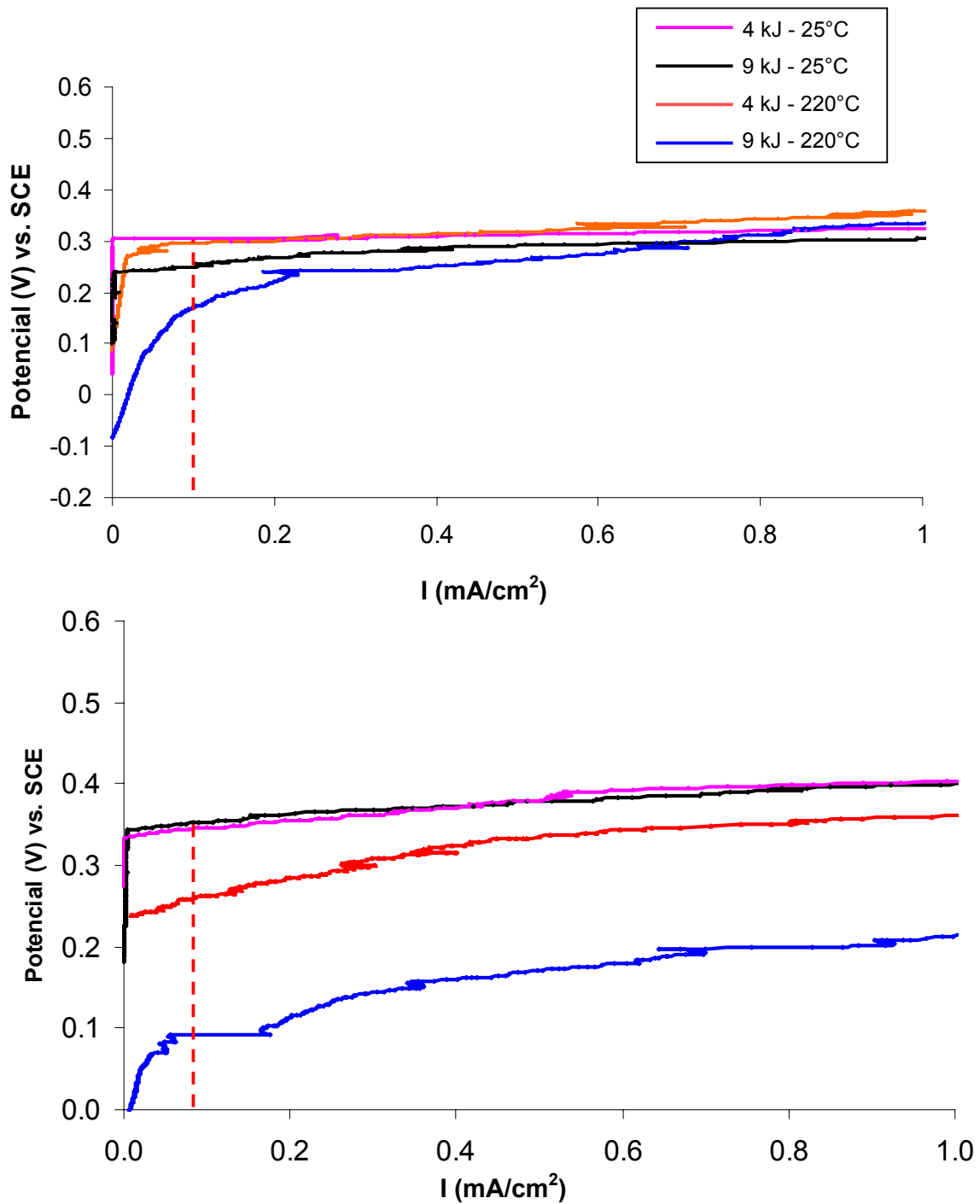


Fig.3.23 Curvas de polarización anódica para cada condición **a)** Primer juego de resultados **b)** segundo juego de resultados.

Por lo tanto para los valores de E_{cp} obtenidos para cada condición se realizó la grafica que se observa en la figura 3.25, donde se puede apreciar la tendencia que tiene el E_{cp} con las condiciones empleadas.

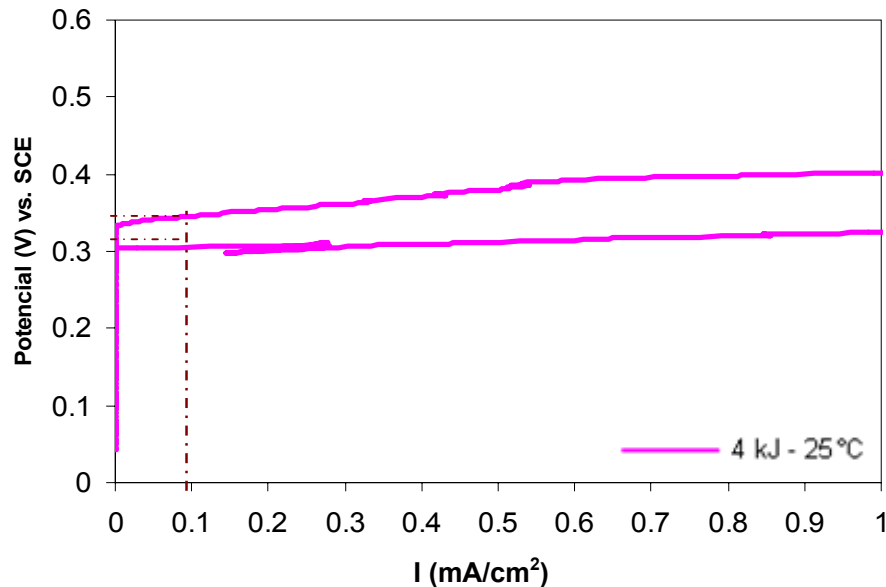


Figura 3.24. Obtención del Potencial crítico de picaduras (E_{cp}) para la probeta con 4kJ y 25 °C de precalentamiento

En la figura 3.25 se puede observar que para las condiciones con igual temperatura de precalentamiento, el E_{cp} decae ligeramente para un mayor aporte de calor (condición 3 y 4).

De la misma manera ocurre para las condiciones con igual calor de aporte, donde se observa que el E_{cp} decae para la temperatura de precalentamiento mayor (220°C).

La explicación para estos resultados puede ser variada, en principio se verán influenciados por la cantidad de fases presentes y además por la distribución de aleantes en ambas fases.

La distribución no balanceada de elementos como el cromo, molibdeno, níquel y nitrógeno, en austenita y ferrita pueden causar diferente comportamiento electroquímico entre estas fases que componen los aceros inoxidables dúplex.

Se sabe además que los aceros con suficiente nitrógeno pueden presentar el inicio de la corrosión por picaduras en la ferrita debido a que la austenita se encuentra enriquecida de este componente y al parecer el enriquecimiento de la ferrita con cromo no es suficiente para incrementar la resistencia a la corrosión por picaduras frente a la austenita.

Por lo tanto se corrobora que las adiciones de nitrógeno pueden reforzar la resistencia a la corrosión de la austenita [21].

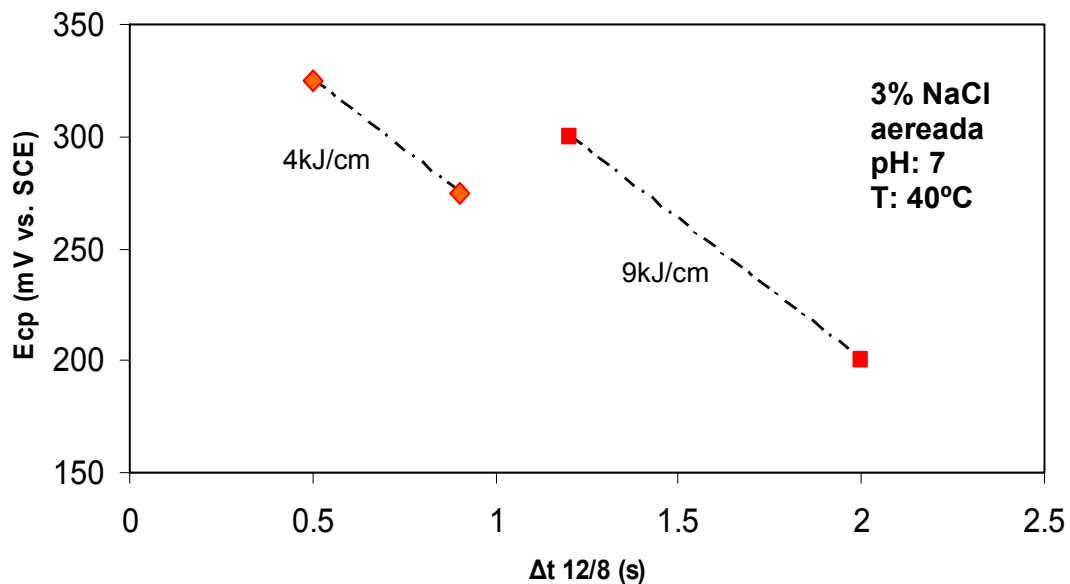


Fig. 3.25 Potencial crítico de picaduras en función de la velocidad de enfriamiento

La presencia de mayores contenidos de austenita secundaria intergranular, obtenida en la condición de menor velocidad de enfriamiento (9 KJ/cm, $T_{\text{precal}}: 220^{\circ}\text{C}$) redujo el potencial crítico (Ecp) de manera significativa, pues el Ecp del MB a 40°C fue de aproximadamente 900mV.

Debido a la tendencia mostrada se podría deducir que el Ecp se ve disminuido por la mayor presencia de austenita secundaria en la zona de fusión.

3.6.1 ESTUDIO MICROGRAFICO DE NUCLEACION DE PICADURAS

La observación de las muestras luego de los ensayos de corrosión permitió observar que las picaduras se produjeron tanto en la zona de fusión (ZF) como en la ZAC para las diferentes condiciones analizadas. Ver figura 3.26

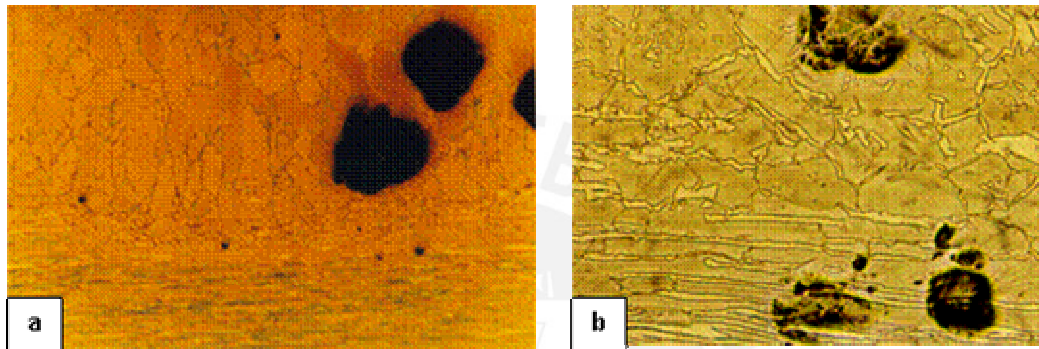


Figura 3.26 Picaduras en la Zona fundida y Zona afectada por el calor a) 50x b) 200x

La picaduras nuclearon preferencialmente en la interfases ferrita/austenita y en el interior de la ferrita. Se encontró susceptibilidad de la ferrita en todas las condiciones (ver figura 3.27) lo cual puede deberse a un enriquecimiento de la austenita con nitrógeno teniendo esta mayor resistencia a la corrosión a pesar que la ferrita se encuentre enriquecida con cromo (mayor PREN en austenita) [17].

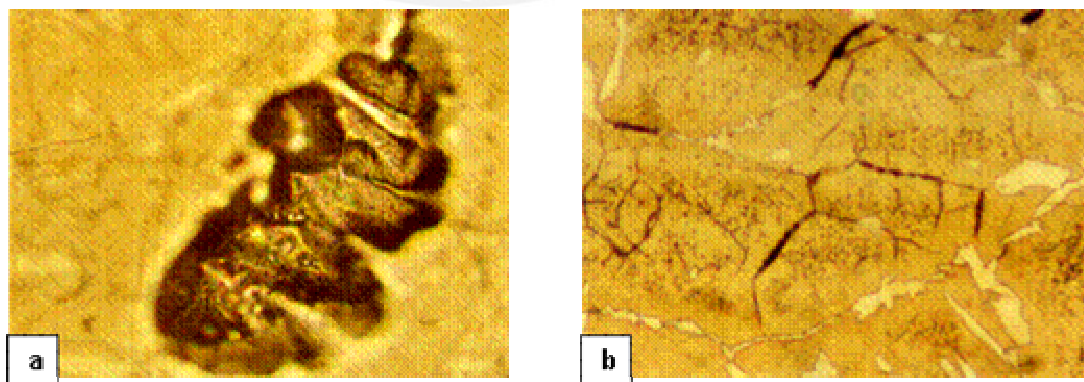


Figura 3.27 Zonas preferenciales para la picadura 500x. a) Muestra de corrosión en la ferrita. b) corrosión en límites y sublímites de grano.

4. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

4.1. CONCLUSIONES

CARACTERIZACION MICROESTRUCTURAL

- La soldadura del acero UNS S32304 mediante GTAW sin material de aporte en las condiciones analizadas presentó una microestructura con altos contenidos de ferrita (85-91%) en la zona fundida, la cual se vió influenciada por el calor de aporte y la velocidad de enfriamiento rápida durante la soldadura.
- La austenita se presento como austenita primaria, agujas de austenita Widmanstätten y partículas de austenita secundaria al interior de los granos de ferrita de la zona fundida de las condiciones analizadas.
- El crecimiento de grano ferrítico disminuyó la reformacion de austenita en la ZF, teniendo 86 % y 91.7% de ferrita para las condiciones 3 ($t_{12/8}=0.9$) y 2 ($t_{12/8}= 1.2$) respectivamente. El tamaño de grano ferrítico promedio en la condición 2 fue 15% mas grande que en la condición 3, debido al mayor calor de aporte aplicado en la primera.
- La temperatura de precalentamiento (220°C) no produjo un aumento significativo de austenita en la microestructura, observándose en esas condiciones un porcentaje de ferrita de 86% (4 kJ/cm) y 85.5% (9kJ/cm) en la zona fundida.

PROPIEDADES MECANICAS

- El tamaño de grano así como los precipitados en la ferrita influyen en la dureza obtenida de la zona fundida y zona afectada por el calor. Para la condición con un tamaño de grano mas pequeño y precipitados mas finos de austenita secundaria, la dureza aumenta de 224 HV (MB) a 280HV en la condición 3 (4 kJ/cm - 220°C)
- La dureza de la ferrita disminuyó con el aumento del calor de aporte, teniendo un valor de 215 Hv aproximadamente para las condiciones con menor calor de aporte (4kJ/cm) y reduciéndose hasta 180 HV para la condición 4 (9kJ/cm-220°C). Ello puede deberse al mayor tamaño de grano de la ferrita y a la austenita secundaria más basta observada en esa condición

RESISTENCIA A LA CORROSION POR PICADURA

- La resistencia a la corrosión por picaduras de los cordones de soldadura del acero inoxidable dúplex empleando GTAW sin material de aporte, fue significativamente menor que la del material base. Comparando el Ecp del material base (1000 mV vs SCE) con los obtenidos en las distintas condiciones (200 – 300 mV vs SCE) se puede comprobar lo dicho anteriormente.
- La nucleación de las picaduras se produjo preferencialmente en las interfases ferrita/austenita, y en el interior de la ferrita de la zona fundida o de la ZAC. La presencia de mayor contenido de austenita secundaria en la microestructura produjo una disminución de la resistencia a la corrosión por picaduras en el cordón de soldaduras.

SOLDABILIDAD

- No es recomendable la realización de soldadura autógena con GTAW en el rango de calor de aporte objeto del presente estudio, pues promueven la presencia de altos contenidos de ferrita en la microestructura del cordón de soldadura.
- En caso de emplear el proceso GTAW autógeno, se recomendaría adicionar nitrógeno en el gas de protección con la finalidad de lograr un mejor balance en la microestructura

4.2. RECOMENDACIONES

- Se recomienda realizar el mismo estudio con adiciones de nitrógeno en el gas de protección.
- Es de suma importancia realizar el estudio con la adquisición del ciclo térmico para corroborar los datos de velocidad de enfriamiento estimados en este estudio analíticamente.
- Adicionalmente se recomienda el análisis por microscopia de barrido electrónico (SEM) y espectroscopia de energía dispersa (EDS) para la realización de un análisis microestructural mas profundo, identificar la presencia de algunas otras fases y precipitados así como la composición química final en la ferrita y austenita.

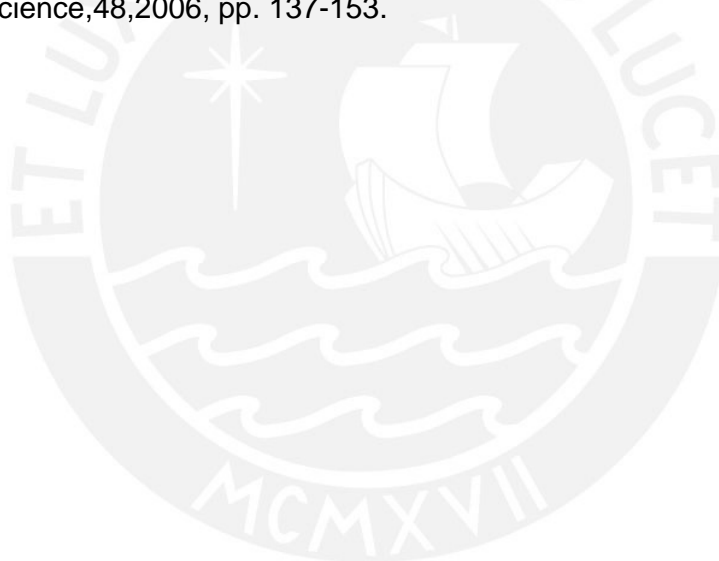
REFERENCIAS

1. C. Fosca. Influencia de la fase sigma sobre la resistencia a la corrosión por picaduras de aceros inoxidables dúplex y su caracterización electroquímica mediante la técnica "EPR". Tesis doctoral. Universidad Complutense de Madrid. Facultad de Ciencias Químicas. Madrid. 1995. p.256
2. ASM Internacional. The Materials Information Society. Corrosion of Weldments. Davis . J.R. USA. 2006. p.216
3. A. Desestret, J. Charles, Stainless Steels, P. Lacombe, B. Baroux, G. Beranger (Eds.), Les Editions de Physique Les Ulis, France, 1993. p.978.
4. ASM International. ASM Specialty Handbook. Stainless Steels. Davis. J.R. Davis & Associates. 2^{da} edición. Ohio. 1996. p.577.
5. A.J. Sedriks. Corrosion of Stainless Steel. John Wiley and Sons. 2^{da} edición. New York .1996. p.102.
6. J.M. Gómez de Salazar, A. Ureña, M. Jesús Alvarez. Soldeo TIG de un acero inoxidable dúplex Uranus 45N: Variaciones microestructurales y propiedades, Soldadura, Vol. Abril-Junio, 1997, pp 76-88.

7. H. Sieurin, Rolf Sandström. Austenite reformation in heat affected zone of dúplex stainless steel 2205. Materials Science & Engineering. A 418, Suecia. 2006, pp 250-256.Sieurin
8. Claes-Ove Petterson, Sven-Ake Fager, AB Sándvik Steel, Welding practice for the Sandvik dúplex stainless steels SAF 2304, SAF 2205 and SAF 2507, Sweden,1995. p. 13.
9. Riesco. G. Manual del Soldador. 11^{va} edición. CESOL. Madrid. 2003. p.644
10. Programa de Especialización en Ingeniería de Soldadura PUCP. Introducción al soldeo por arco protegido don gas. Tomo I. Tema 1.6. pp. 16-23
11. American Welding Society . Manual de Soldadura. 8va edición. Tomo I. O'Brien.R.L. México. 1996.p
12. H. Horwitz. Soldadura: Aplicaciones y Práctica. México. 1990. p. 786
13. S.Jana. Effect of heat input o the HAZ properties of two duplex stainless steels. Journal of Materials processing Technology. 33 (1992). pp 247-261.

14. ASTM A380-06 Cleaning, Descaling and Passivation of Stainless Steel Parts, Equipment and Systems.
15. ASTM A967-05 Standard Specification for Chemical Passivation Treatments for Stainless Steel Parts.
16. ASTM G61 Test Method for Conducting Cyclic Potentiodynamic Polarization Measurements for Localized Corrosion Susceptibility of Iron-Nickel or Cobalt-based Alloys.
17. Horng-Yih Liou, Rong-luan Hsieh, Wen-Ta Tsai, Microstructure and pitting corrosion in simulated heat-affected zones of duplex stainless steels, *Materials Chemistry and Physics*, 74 (2002). pp. 33-42.
18. ASTM E112 Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. ASTM.1996.
19. Shing-Hoa Wang, Po-Kay Chiu, Jer-Ren Yang, Jason Fang, Gamma (γ) phase transformation in pulsed GTAW weld metal of duplex stainless steel, *Materials Science and Engineering A420*, 2006, pp 26-33.

20. Quintana Ponce, Oscar, Influencia del nitrógeno, presente en el gas de protección, sobre la soldabilidad de un acero inoxidable austenítico mediante el proceso GTAW, Lima, Tesis de Licenciatura en Ingeniería Mecánica, Pontificia Universidad Católica del Perú, 2004.
21. G. Lothongkum, P. Wongpanya, S. Morito, T. Furuhashi, T. Maki. Effect of nitrogen on corrosion behavior of 28Cr-7Ni duplex and microduplex stainless steels in air-saturated 3.5 wt% NaCl solution, Corrosion science, 48, 2006, pp. 137-153.



BIBLIOGRAFIA

1. ASM Internacional. ASM Handbook. Metallography and Microstructures. Vol 9. Metals Handbook. 9^{na} . USA. 1992. edición. p.775.
2. M.R. Gomez. Soldadura de los aceros : Aplicaciones. 3^{era} edición. España. 1994. p.480.
3. E. Weck. E. Leistner. Metallographic instructions for colour etching by immersion. Part III : Non-ferrous metals, cemented carbides and ferrous metals, nickel-based and cobalt-base alloys. Düsseldorf. 1986. p. 84.
4. C. Fosca. Fundamentos de la Corrosion para Ingenieros. Pontificia Universidad Católica del Perú. Lima. 2004. p. 224.
5. P. Lean. Ciencia e Ingeniería de Materiales. Metales y Aleaciones. 3^{era} edición. Pontificia Universidad Católica del Perú. Lima. 2005. p.268.
6. M. Meier. Measuring Grain Size. Department of Chemical Engineering and Materials Science. University of California, Davis. 2004. p.10.

7. American Welding Society. Welding Handbook. Welding Processes. Vol. 2.
8^{va} edición. USA. 1991. p.955.

8. Measuring Grain Size handout. The Joining Science and Advanced
Materials Research Laboratory. University of Illinois at Chicago. 2005. p.4.

PAGINAS WEB

1. <http://www.sandmeyersteel.com/>
2. <http://www.cientificosaficionados.com/libros/solinox2.pdf>
3. <http://www.cientificosaficionados.com/libros/solinox1.pdf>
4. http://www.ceintec.upc.edu/Archivos/Acero_Inox_en_Construccion.pdf.
5. <http://www.tpi.cl/pdf/biblioteca/industrial/corros.pdf>.