



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

*Determinar el efecto del hidrógeno en la soldadura de un
acero inoxidable realizada por el proceso GTAW*

Tesis

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE

INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO

PRESENTA

Javier Solís Hernández



MÉXICO, D.F.

2011



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

JURADO ASIGNADO:

PRESIDENTE: Profesor: Víctor Jorge Cortes Suarez

VOCAL: Profesor: Gerardo Aramburo Pérez

SECRETARIO: Profesor: Sergio García Galán

1er. SUPLENTE: Profesor: Oscar Jesús Rendón Gómez

2° SUPLENTE: Profesor: Balbina Ojeda Ramírez

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:

FACULTAD DE QUÍMICA, EDIFICIO D

ASESOR DEL TEMA: Gerardo Aramburo Pérez

SUPERVISOR TÉCNICO (Si lo hay): Balbina Ojeda Ramírez

SUSTENTANTE (S): Javier Solís Hernández

Agradecimientos

En el proyecto de mi formación como persona intervinieron varias personas que me fueron construyendo en diferentes campos de la vida cotidiana, como lo fueron profesores, amigos, parejas y conocidos, a estos mismos si no los menciono no es por apatía o por descuido, si no hacer un claro reconocimiento a las dos personas que me brindaron verdadera ayuda y apoyo incondicionales, desinteresados, con gran templanza y que por si fuera poco le agregaron una paciencia admirable y cuestionada por muchas personas, mis señores padres **Agustín Solís y Teresa Hernández**, ya que con su esmero, perseverancia y orientación este proyecto se ha concluido exitosamente para ellos y para su servidor.

¡¡¡GRACIAS MAMA y PAPA!!!

Los admiro y respeto con todo mi ser.

Ustedes son mi Héroes

Índice

1.- Introducción.....	1
2.- Justificación del Trabajo.....	3
3.- Objetivos.....	4
4.- Hipótesis.....	5
5.- Antecedentes.....	6
6.- Marco teórico.....	8
6.1 Metalurgia de los aceros inoxidables.....	8
6.1.1 Aceros inoxidables martensíticos.....	8
6.1.2 Aceros inoxidables ferríticos.....	10
6.1.3 Aceros inoxidables austeníticos.....	11
6.2 Efectos del Hidrógeno en Aceros Inoxidables.....	13
6.2.1 Fragilización por hidrógeno.....	13
6.2.2 Porosidad de hidrógeno.....	14
6.2.3 Formación de grietas en frío.....	15
6.3 Proceso GTAW.....	16
6.4 Gases Protectores.....	18
6.4.1 Propiedades físicas de los gases.....	18
6.4.2 Gases de protección para el proceso GTAW.....	20
6.5 Fractura: Mecánica de la fractura y Fractografía.....	21
6.5.1 Fundamentos de fractura.....	21
6.5.2 Fractura dúctil.....	21
6.5.3 Fractura frágil.....	23
6.5.4 Fractura por fatiga.....	25
7.- Metodología.....	27
7.1 Material.....	27
7.2 Fuente de energía.....	27
7.3 Limpieza del proceso.....	27
7.4 Aplicación del cordón.....	28
7.5 Gases.....	28
7.6 Limpieza de las placas soldadas.....	28

7.8 Inspección visual.....	28
7.9 Segmentación de las placas.....	28
7.10 Probetas para ensayo de tensión.....	29
7.11 Probetas para ensayo de dobléz.....	29
7.12 Metalografía.....	30
7.13 Fractografía.....	31
7.14 Ensayos de dureza Vickers.....	31
7.15 Registro de probetas.....	32
7.16 Selección de piezas.....	32
8.- Resultados y Análisis de resultados.....	33
8.1 Muestras soldadas con gas Argón.....	33
8.1.1 Fotografías de microscopio estereográfico.....	33
8.1.2 Fotografías estereográficas de las muestras sometidas a ensayo de dobléz.....	35
8.1.3 Metalografías.....	36
8.1.4 Medidas de microdureza Vickers.....	38
8.1.5 Gráficas y tabla de los ensayos de tensión soldadas con Ar...	39
8.1.6 Fractografía.....	41
8.2 Muestras soldadas con gas Argón con 20% Hidrógeno.....	44
8.2.1 Fotografías de microscopio estereográfico.....	44
8.2.2 Fotografías estereográficas de las muestras sometidas a ensayo de dobléz.....	45
8.2.3 Metalografías.....	47
8.2.4 Medidas de microdureza Vickers.....	48
8.2.5 Gráficas y tabla de los ensayos de tensión soldadas con Ar-H ₂	49
8.2.6 Fractografías.....	51
8.3 Comparación de análisis de resultados.....	58
8.3.1 Fotografías estereográficas de los cordones de soldadura.....	58
8.3.2 Fotografías estereográficas de las muestras sometidas a ensayo de dobléz.....	59

8.3.3 Metalografías de las muestras soldadas.....	60
8.3.4 Medidas de Dureza.....	62
8.3.5 Ensayos de Tensión.....	63
8.3.6 Fractografías.....	64
8.3.6.1 Metalografías de Fracturas.....	65
9.- Conclusiones.....	66
10.- Bibliografía.....	67

1.- INTRODUCCIÓN

Los aceros inoxidable austeníticos son ampliamente utilizados y algunas de sus aplicaciones son: soportes estructurales y contenedores, diseños arquitectónicos, equipos y utilería de cocina, implantes quirúrgicos y equipamiento de la industria química, entre muchos más. La amplitud de su uso no solo es por la buena resistencia a la corrosión sino porque son fácilmente moldeables, manufacturables y durables. Sus propiedades son poco afectadas por la temperatura tanto que se pueden ocupar en recipientes de tratamientos térmicos a temperaturas elevadas como para la industria criogénica aplicando su uso a temperaturas por debajo de los 0°C. Cuando se requiere unir piezas de acero inoxidable es necesario que las propiedades químicas y mecánicas (resistencia a la oxidación y la resistencia a la tracción, respectivamente) del material no se deterioren, por lo cual, los procesos de soldadura son aplicables.

En el desarrollo de las uniones se presentan varios tipos de defectos ocasionados por diversos factores en la manufactura de los mismos, tales defectos son grietas, porosidades, esfuerzos residuales, contracción del material y la precipitación de carburos. Un factor que es determinante para la generación de estos defectos es la implementación de gas para una adecuada fusión de los metales a unir y del material de aporte.

El gas es importante durante el desarrollo de la soldadura porque es un componente que ejecuta varias funciones. El gas se utiliza como un estabilizador del arco eléctrico en los procesos que utilizan corriente eléctrica, también tiene la función de ayudar al compuesto fundente a fundir el metal del electrodo en los electrodos que son utilizados por el proceso de electrodo revestido Shielded Metal Arc Welding (SMAW).

En su acción directa en el interior del metal fundido es la de actuar como agente descorificante, quitando del metal fundido las partículas de metal oxidado por el medio ambiente.

Sin embargo, la función más importante es la de proteger el metal fundido de la atmosfera oxidante, característica natural del medio ambiente, en los procesos Flux Cored Arc Welding (FCAW), con microalambre conocido como Gas Metal Arc Welding (GMAW) y Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) se agrega gas para que realice las acciones anteriormente mencionadas.

El uso del proceso de soldadura con arco eléctrico y gas con electrodo de tungsteno Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) en los aceros inoxidable es muy común y apropiado, ya que, conserva de manera significativa sus propiedades anticorrosivas y mecánicas (cuando es correctamente aplicado).

Debido a que el proceso ocupa una atmósfera protectora usando un gas inerte, las uniones realizadas tienen una cantidad menor de defectos, esta característica es muy importante en la manufactura de estructuras que requieren una calidad ingenieril. En el afán de proteger el metal fundido del medio ambiente se utilizan varios tipos de gases, la elección del gas está en función de la interacción de las propiedades químico-metalúrgicas para ambas partes. Los gases más frecuentemente usados son el dióxido de carbono y el argón, unas pequeñas porciones de oxígeno, helio, hidrógeno o nitrógeno, son agregados a estos dos gases.

En las últimas dos décadas la mezcla de Ar-H₂ tiene un mayor uso como gas protector en procesos de soldadura por arco eléctrico para unir aceros inoxidable austeníticos, ferríticos y martensíticos. La adición de hidrógeno al argón incrementa la caída de tensión en el arco eléctrico y consecuentemente el poder del arco. Debido a la alta conductividad térmica del hidrógeno el arco se estrecha y la energía se incrementa en él, lo que produce una penetración de la soldadura más profunda.

El hidrógeno como gas reductor impide la formación de óxido en la superficie de la capa final de soldadura, por lo que, la soldadura que se obtiene posee un mejor acabado estético. La cantidad de energía mayor que el arco ejerce durante la aplicación del cordón de soldadura aunado con el factor estético hace que la mezcla se utilice con relativa frecuencia, a tal medida que en algunos casos el proceso se realiza de una manera automatiza.

2.- JUSTIFICACIÓN DEL TRABAJO

La mezcla gaseosa de argón con una porción de hidrógeno es una propuesta de atmosfera protectora muy atractiva en varios aspectos ingenieriles para los procesos de soldadura GTAW y GMAW, tal que, ha sido investigada desde diferentes perspectivas científicas, tales como son: la termodinámica, los flujos de fluidos, el electromagnetismo, la mecánica y la morfología. El impacto de ésta mezcla gaseosa en estos procesos de manufactura genera diversas situaciones de complejidad en su uso y aplicación industrial, por que el hidrógeno tiene una interacción desfavorable en la mayoría de los metales, haciendo que su uso traiga varios inconvenientes para los requerimientos ingenieriles.

La necesidad de realizar uniones, en los aceros inoxidables, sin que se deterioren sus propiedades mecánicas y anticorrosivas, obliga a la investigación de los mecanismos teóricos de unión en éstas aleaciones después de haber sido trabajadas por estos procesos de soldadura y también conlleva a generar nuevos diseños de experimentos para evaluar el comportamiento en operación para su posterior aplicación a diferentes tipos de materiales.

De la información recopilada de estas investigaciones se ha desarrollado éste proyecto, enfocándolo hacia una caracterización mecánica-metalúrgica. La información obtenida por el funcionamiento de las uniones realizando diferentes ensayos mecánicos se interpretará mediante un análisis metalúrgico y metalográfico en las diferentes zonas del material producidas durante la ejecución del proceso de soldadura, para después ejercer un criterio sobre la aplicabilidad del proceso en las condiciones mencionadas.

La información generada en éste trabajo será de utilidad al ingeniero en materiales, a ingenieros civiles y para los arquitectos en el área de selección de materiales y de una mezcla gaseosa y/o del proceso de soldadura, ya que amplía el campo de conocimiento de este proceso de manufactura cuando se aplica a éste tipo de aleaciones.

3.- OBJETIVOS

El **objetivo general** de éste trabajo es evaluar mediante análisis metalográfico y de ensayos mecánicos, el efecto que ocasiona el uso de una **mezcla** argón-hidrógeno en un proceso de soldadura GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) o soldadura TIG (Tungsten Inert Gas) cuando se aplica en un acero inoxidable 304.

En tanto que los **objetivos particulares**, derivados del anterior, son los siguientes:

- Determinar las causas de la variabilidad de las uniones realizadas mediante un análisis metalográfico.
- Analizar e interpretar la variabilidad de los datos obtenidos por los ensayos mecánicos realizados a las piezas unidas.
- Analizar e interpretar la fractura generada por el ensayo de tracción.
- Identificar y deducir el origen de los posibles defectos generados por el uso de la mezcla gaseosa.
- Establecer un criterio para el uso de la mezcla gaseosa en el proceso de soldadura GTAW.

4.- HIPÓTESIS

En éste trabajo se hacen suposiciones referentes a los efectos que genera la presencia de hidrógeno en los materiales metálicos. Debido a que el hidrógeno es un átomo muy pequeño, tiene la característica de afectar de una manera poco conveniente las resistividades mecánicas en la mayoría de los metales en su estado sólido.

Los problemas que los gases pueden influir de dos maneras en los metales, pueden disolverse o reaccionar químicamente.

La reacción de hidrógeno con el metal favorece la aparición del efecto de endurecimiento por hidrógeno, porosidades de hidrógeno y la generación de grietas a temperatura ambiente en el interior y en la superficie del material.

A partir de cantidades mayores de 5% de hidrógeno en las mezclas gaseosas es muy posible encontrar estos defectos, también se puede hacer un incremento en la resistividad de las propiedades mecánicas debido a que la capacidad calorífica de éste gas genera una cantidad de energía calorífica mayor para hacer un incremento en la temperatura durante la fusión del metal, provocando un rango más grande en el intervalo de la temperatura que alcanza el plasma (formado por la interacción arco-gas durante la formación del arco eléctrico) y la temperatura de solidificación del acero, durante el proceso de solidificación del metal.

Este rápido descenso de temperatura limita el crecimiento de los granos en la microestructura del material, formando una cantidad de límites de grano mayor, en los cuales se encuentran almacenados defectos puntuales como son las dislocaciones y las vacancias, así también hay la posibilidad de que se formen partículas sólidas (carburos) más duras que el material base, estos defectos pueden producir una resistividad mayor en el desplazamiento de los átomos del material ocasionando resistencias mecánicas intensificadas en el material con soldadura.

5.- ANTECEDENTES

Cuanto más denso sea el gas, será mejor su resultado en las aplicaciones de soldadura con arco protegido por gas, esto porque la atmosfera que se ejerce alrededor del arco tiene una mejor estabilidad evitando que el metal se oxide cuando está en contacto con el medio ambiente. El argón es aproximadamente diez veces más denso que el helio, y un 30% más denso que el aire. Cuando se utiliza argón, éste forma una densa nube protectora, mientras que la acción del helio es mucho más liviana y por lo tanto es más volátil, la cual se dispersa rápidamente, con éste factor se produce una protección defectuosa, por esta razón se hacen necesario ocupar cantidades mayores de este último gas (puro o mezclas que contengan mayoritariamente helio).

En la actualidad el helio ha sido reemplazado por el argón o por mezclas de argón-hidrógeno. Ya que estos gases ayudan a mejorar la generación del arco eléctrico y a la desgasificación del metal fundido durante la aplicación del proceso de soldadura, favoreciendo la penetración, incrementando la temperatura producida (Tusek J., 2004), la amplitud de la fusión, la velocidad de formación de soldadura, además de reducir la tendencia al socavado (M. Onsoien, 1995).

Tabla 5.1 Propiedades térmicas del gas hidrógeno en el hierro

Fase	Intervalo de temperatura (K)	D_0 (cm ² /s)	Q (J/mole)
alpha-iron	273-473	1.20×10^{-1}	32719
alpha-iron	473-1185	1.40×10^{-3}	13296
gamma-iron	1185-1667	2.90×10^{-3}	32085
delta-iron	1667-1811	1.40×10^{-3}	13296
liquid iron	1811-1950	4.37×10^{-3}	17127

En la tabla 5.1 Presenta la difusión del hidrógeno en hierro dentro de las diferentes fases del hierro durante su enfriamiento desde su temperatura de solidificación hasta la temperatura ambiente (Wilthelmus, 1995), en la investigación de Wilthelmus se aprecia que el hidrógeno duplica su propiedad difusiva en la fase gamma con respecto a la fase alfa de hierro.

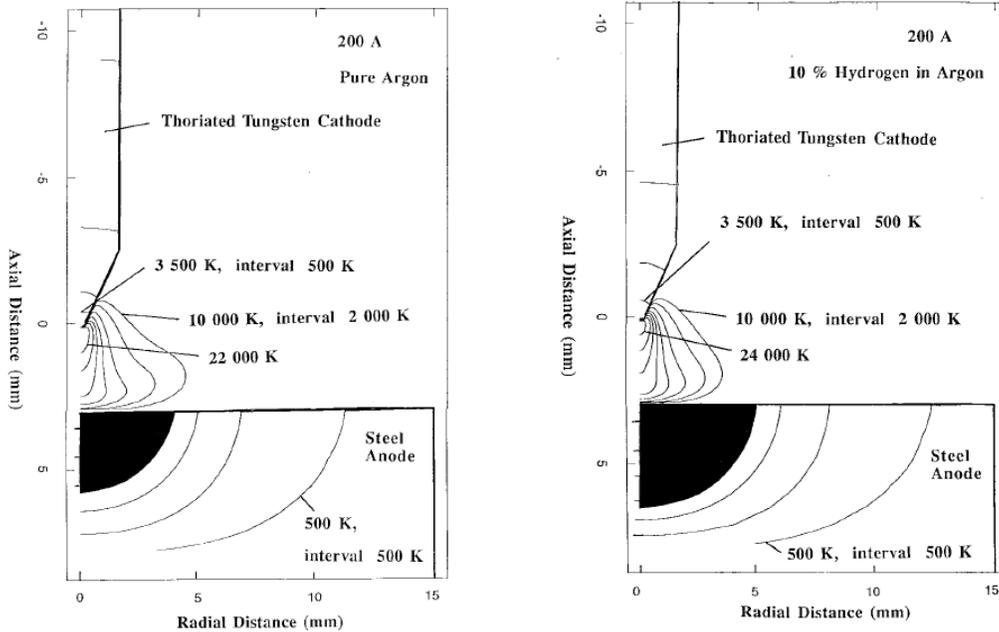


Figura 5.1 Representación esquemática de los elementos que intervienen durante el proceso de soldadura.

En la figura 5.1 John J. Lowke-1997, presenta el esquema de los rangos calculados y simulados por computadora de la temperatura que se alcanza en la atmósfera protectora y en la punta del electrodo usando argón y argón con 10% de hidrógeno como gases protectores, se observa que la mezcla gaseosa eleva la temperatura del arco, ya que con argón se calculó una temperatura de 2200K y con la mezcla se obtiene una temperatura de 24000K. Estos gases, también proveen condiciones satisfactorias para la soldadura de la gran mayoría de metales reactivos tales como aluminio, magnesio, berilio, colombio, tantalio, titanio y zirconio. Cabe hacer notar que las mezclas de argón-hidrógeno o helio-hidrógeno, solo pueden ser usadas para la soldadura de unos pocos metales como por ejemplo algunos aceros inoxidable y aleaciones de níquel. Existen en el mercado otras mezclas con proporciones de hidrógeno que van desde 2% hasta 20% (Cresswell RA., 1972), cuyo propósito principal es aumentar la productividad. Conviene tener en cuenta que las mezclas con un contenido superior al 6.5% en volumen de hidrógeno son inflamables con el aire, esto genera una mayor cantidad de energía durante el desarrollo, esto último, tiene una influencia directa sobre la interacción que existe entre el cordón de soldadura y el metal base.

6.- MARCO TEÓRICO

6.1 Metalurgia de los aceros inoxidables

Los aceros inoxidables son aleaciones **hierro-cromo** con un mínimo de 11% de **cromo**. El agregado de otros elementos a la aleación permite formar un amplio conjunto de materiales, conocidos como la familia de los aceros inoxidables. Entre los elementos de aleación, dos se destacan: el **cromo** que está presente en todos los aceros inoxidables por su papel en la resistencia a la corrosión y el **níquel** por su influencia en la resistividad de las propiedades mecánicas.

6.1.1 Aceros inoxidables martensíticos

En los aceros inoxidables martensíticos, el carbono está en una concentración elevada tal que permite la formación de austenita a altas temperaturas, que a su vez se transforma en martensita durante el enfriamiento.

Tabla 6.1.1.1 Composición química de los aceros inoxidables martensíticos.

Type	UNS No.	Composition (wt%) ^a					
		C	Cr	Mn	Si	Ni	Other
403	S40300	0.15	11.5–13.0	1.00	0.50	—	—
410	S41000	0.15	11.5–13.5	1.00	1.00	—	—
410NiMo	S41500	0.05	11.4–14.0	0.50–1.00	0.60	3.5–5.5	0.50–1.00 Mo
414	S41400	0.15	11.5–13.5	1.00	1.00	1.25–2.50	—
416	S41600	0.15	12.0–14.0	1.25	1.00	—	0.15 S min., 0.6 Mo
420	S42000	0.15 min	12.0–14.0	1.00	1.00	—	—
422	S42200	0.20–0.25	11.5–13.5	1.00	0.75	0.5–1.0	0.75–1.25Mo, 0.75–1.25W, 0.15–0.3V
431	S43100	0.20	15.0–17.0	1.00	1.00	1.25–2.50	—
440A	S44002	0.60–0.75	16.0–18.0	1.00	1.00	—	0.75 Mo
440B	S44003	0.75–0.95	16.0–18.0	1.00	1.00	—	0.75 Mo
440C	S44004	0.95–1.20	16.0–18.0	1.00	1.00	—	0.75 Mo
CA-15	—	0.15	11.5–14.0	1.00	1.50	1.00	0.50 Mo
CA-6NM	—	0.06	11.5–14.0	1.00	1.00	3.5–4.5	0.40–1.0 Mo

La martensita es una fase rica en carbono, frágil y extraordinariamente dura. Los aceros inoxidables martensíticos tienen la característica común de ser magnéticos y endurecibles por tratamiento térmico, cuando son templados presentan una microestructura acicular (en forma de agujas).

Es importante observar que estos aceros son normalmente producidos por la industria siderúrgica en estado recocido, con ductilidad razonablemente buena. Solamente después de templados serán muy duros y poco dúctiles. Pero es precisamente en esta condición (temple), que serán resistentes a la corrosión.

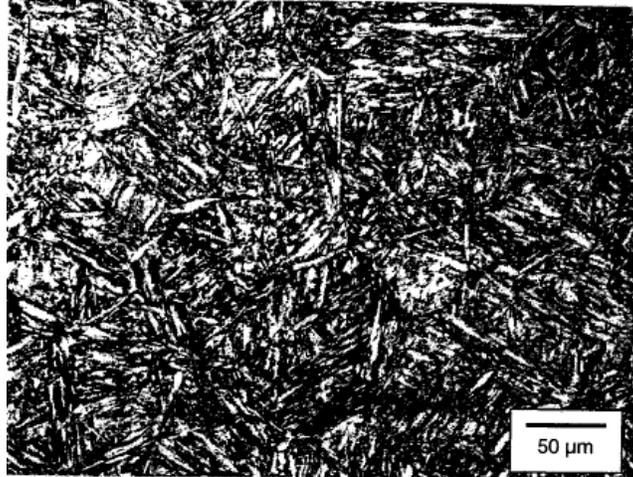


Figura 6.1.1.1 Microestructura de acero inoxidable martensítico 410 templado y revenido.

El más utilizado de los aceros inoxidables martensíticos es el Tipo 410. En estado recocido (estructura ferrítica), no presenta buen comportamiento frente a la corrosión atmosférica. Esto porque durante la operación de recocido, a una temperatura aproximada de 760 °C, el carbono y el cromo se combinan para formar carburos de cromo (Cr_{23}C_6). Cada molécula de carburo de cromo contiene, en peso, aproximadamente 95% de cromo. Considerando el alto contenido de carbono y la baja cantidad de cromo del acero inoxidable 420 (aproximadamente 0,35%C y 12,50% Cr), todo el carbono precipita como carburo de cromo durante el recocido, esta precipitación retirará de la solución sólida aproximadamente la mitad del cromo disponible. En esta condición el material no resiste a la corrosión y no puede ser considerado propiamente como un acero inoxidable (ya que no tiene un mínimo de 11% de cromo en solución sólida).

6.1.2 Aceros inoxidables ferríticos

Los aceros inoxidables ferríticos también son magnéticos. A pesar de tener una menor cantidad de carbono que los martensíticos, se tornan parcialmente austeníticos a altas temperaturas y consecuentemente precipitan martensita durante el enfriamiento. Puede decirse que son parcialmente endurecibles por tratamiento térmico.

Tabla 6.1.2.1 Composición química de la aceros inoxidables ferríticos.

Type	UNS No.	Composition (wt%)												
		C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	N	Cu	Al	Ti	Nb
<i>First Generation (Steels with Free Carbon)</i>														
405	S40500	0.08	1.00	0.040	0.030	1.00	11.5–14.5	0.60	—	—	—	0.10–0.30	—	—
430	S43000	0.12	1.00	0.040	0.030	1.00	16.0–18.0	0.75	—	—	—	—	—	—
434	S43400	0.12	1.00	0.040	0.030	1.00	16.0–18.0	—	0.75–1.25	—	—	—	—	—
442	S44200	0.20	1.00	0.040	0.040	1.00	18.0–23.0	0.60	—	—	—	—	—	—
446	S44600	0.20	1.50	0.040	0.030	1.00	23.0–27.0	0.75	—	0.25	—	—	—	—
<i>Second Generation (Steels with Strong Carbide Formers)</i>														
409 ^b	S40900	0.08	1.00	0.045	0.030	1.00	10.50–11.75	0.50	—	—	—	—	6 × C – 0.75	—
409 ^c	S40910	0.030	1.00	0.040	0.020	1.00	10.5–11.7	0.50	—	0.030	—	—	6 × C – 0.50	0.17
409 ^c	S40920	0.030	1.00	0.040	0.020	1.00	10.5–11.7	0.50	—	0.030	—	—	8 × (C + N) min.	0.10
409 ^c	S40930	0.030	1.00	0.040	0.020	1.00	10.5–11.7	0.50	—	0.030	—	—	0.15–0.50	—
													0.05 min.	—
													Ti + Nb =	—
													[0.08 + 8 ×	—
													(C + N)] – 0.75	—
436	S43600	0.12	1.00	0.040	0.030	1.00	16.0–18.0	—	0.75–1.25	—	—	—	—	5 × C – 0.80
439 ^d	S43035	0.030	1.00	0.040	0.030	1.00	17.0–19.0	0.50	—	0.030	—	—	0.15[0.20 +	—
													4(C + N)] – 1.10	—
468 ^e	S46900	0.030	1.00	0.040	0.030	1.00	18.0–20.0	0.50	—	0.030	—	—	0.07–0.3	0.10–0.60
444	S44400	0.025	1.00	0.040	0.030	1.00	17.5–19.5	1.00	1.75–2.00	0.035	—	—	Ti + Nb = [0.20 +	—
													4(C + N)] – 0.80	—
XM-27	S44627	0.010	0.40	0.020	0.020	0.40	25.0–27.5	0.50 ^f	0.75–1.50	0.015	0.20 ^g	—	—	0.05–0.20
25-4-4	S44635	0.025	1.00	0.040	0.030	0.75	24.5–26.0	3.5–4.5	3.5–4.5	0.035	—	—	Ti + Nb = [0.20 +	—
													4(C + N)] – 0.80	—
29-4	S44700	0.010 ^h	0.30	0.025	0.020	0.20	28.0–30.0	0.15	3.5–4.2	0.020 ^h	0.15	—	—	—
29-4C	S44735	0.030	1.00	0.040	0.030	1.00	28.0–30.0	1.00	3.6–4.2	0.045	—	—	Ti + Nb = 0.20–1.00	—
29-4-2	S44800	0.010 ^h	0.30	0.025	0.020	0.20	28.0–30.0	2.00–2.50	3.5–4.2	0.020 ^h	0.15	—	Ti + Nb = 6 (C + N) min.	—

Source: Data from ASTM A176, A240, and A268.

^aA single value is a maximum unless otherwise indicated.

^bAs given in ASTM A240/A240M-96a and prior versions.

^cBeginning with ASTM A240/A240M-97a, the carbon in 409 was reduced and provision was made for three different stabilization approaches. Type 409 or UNS S40900 now includes S40910, S40920, and S40930.

^dASTM A240/A240M-00a and prior versions allowed up to 0.07% C in Type 439 under UNS S43035. ASTM A240/A240M-01 reduced the carbon of Type 439 to 0.030% maximum.

^eTi + Nb = 0.20 + 4(C + N) min., 0.80 max.

^fNi + Cu = 0.50% maximum.

^g(C + N) = 0.025% maximum.

Los aceros inoxidables ferríticos contienen, de un modo general, tiene una cantidad de cromo superior al de los martensíticos. Este aumento en la cantidad de cromo mejora la resistencia a la corrosión en diversos medios, pero sacrifica en parte otras propiedades, como la resistencia al impacto.

Aunque los inoxidables ferríticos presentan una buena resistencia a la corrosión, algunas características limitan la utilización de los mismos en determinadas aplicaciones. La estampabilidad es buena, aunque insuficiente en aplicaciones que requieren estampado profundo. La soldabilidad es muy perceptible, por los problemas ya mencionados.

Una gran mejoría en muchas propiedades es conseguida con la introducción de níquel como elemento de aleación. Con determinados cantidades de níquel es posible conseguir un cambio de la estructura ferrítica hacia austenítica.

6.1.3 Aceros inoxidables austeníticos

Los aceros inoxidables austeníticos son no magnéticos y no pueden ser endurecidos por tratamiento térmico. Son muy dúctiles y presentan excelente soldabilidad. El inoxidable austenítico más popular es el Tipo 304, que contiene básicamente 18% de cromo y 8% de níquel, con un contenido de carbono limitado a un máximo de 0,08%. Tiene gran aplicación en las industrias químicas, farmacéuticas, aeronáutica, naval, arquitectura, industria alimenticia y del transporte. Es también utilizado en cubiertos, vajillas, piletas, revestimientos de ascensores y en un sin número de aplicaciones.

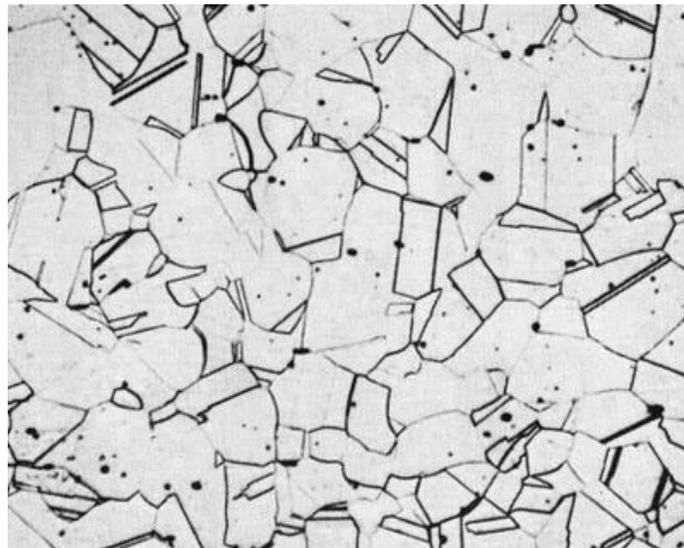


Figura 6.1.3.1 Microestructura de un acero inoxidable austenítico 304.

En determinados medios, especialmente en aquellos que contienen **iones cloruro**, el inoxidable 304 muestra una fuerte **susceptibilidad** a una forma de corrosión llamada **corrosión por picado**. Es un tipo de corrosión extraordinariamente localizada, en la cual en determinados puntos de la superficie del material, el medio agresivo consigue romper la película pasiva para después progresar en profundidad.

Tabla 6.1.3.1 Composición química de los aceros inoxidables austeníticos.

Type	UNS No.	Composition (wt%)*									
		C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	N	Other
201	S20100	0.15	5.5–7.5	0.06	0.03	1.0	16.0–18.0	3.5–5.5	—	0.25	—
302	S30200	0.15	2.0	0.045	0.03	1.0	17.0–19.0	8.0–10.0	—	—	—
304	S30400	0.08	2.0	0.045	0.03	1.0	18.0–20.0	8.0–10.5	—	—	—
304L	S30403	0.03	2.0	0.045	0.03	1.0	18.0–20.0	8.0–12.0	—	—	—
304H	S30409	0.04–0.1	2.0	0.045	0.03	1.0	18.0–20.0	8.0–10.5	—	—	—
308	S30800	0.08	2.0	0.045	0.03	1.0	19.0–21.0	10.0–12.0	—	—	—
309	S30900	0.20	2.0	0.045	0.03	1.0	22.0–24.0	12.0–15.0	—	—	—
310	S31000	0.25	2.0	0.045	0.03	1.0	24.0–26.0	19.0–22.0	—	—	—
316	S31600	0.08	2.0	0.045	0.03	1.0	16.0–18.0	10.0–14.0	2.0–3.0	—	—
316L	S31603	0.03	2.0	0.045	0.03	1.0	16.0–18.0	10.0–14.0	2.0–3.0	—	—
317	S31700	0.08	2.0	0.045	0.03	1.0	18.0–20.0	11.0–15.0	3.0–4.0	—	—
321	S32100	0.08	2.0	0.045	0.03	1.0	17.0–19.0	9.0–12.0	—	—	Ti: 5 × C-0.70
330	S33000	0.10	2.0	0.045	0.03	0.75–1.5	17.0–20.0	34.0–37.0	—	—	—
347	S34700	0.08	2.0	0.045	0.03	1.0	17.0–19.0	9.0–13.0	—	—	Nb: 10 × C-1.00

*A single value is a maximum.

Los aceros inoxidables austeníticos están sujetos a la precipitación de carburos de cromo en los límites de grano. Esta precipitación abundante de carburos, trae como resultado la disminución de cromo en las regiones vecinas a los bordes, regiones que tienen así su resistencia a la corrosión drásticamente disminuida, tornando el material susceptible a la corrosión intergranular en ciertos medios. Las zonas térmicamente afectadas por operaciones de soldado son particularmente sensibles a esta forma de corrosión, ya que durante el ciclo térmico de la soldadura, parte del material es mantenido en el área crítica de temperatura. La consideración de este fenómeno llevó al desarrollo de los inoxidables austeníticos extra bajo carbono, 304L, 316L y 317L, en los cuales el contenido de carbono es controlado en un máximo de 0,03%.

Las grandes cantidades de níquel en las aleaciones Ni-Cr-Fe, hace que el elemento con mayor presencia en el material ya no sea el hierro sino el níquel, Estos materiales no son conocidos como aceros inoxidable sino como aleaciones a base de níquel y presentan excelente resistencia a la corrosión en diversos medios a altas temperaturas. El elevado contenido de níquel proporciona una tendencia aceptable de la resistencia a la corrosión bajo tensión.

6.2 Efectos del Hidrógeno en Aceros Inoxidables

El hidrógeno es uno de los cinco elementos que tienen diámetros atómicos muy pequeños, lo que promueve la factibilidad de disolverse intersticialmente en la estructura cristalina de muchos metales. La introducción del hidrógeno en aceros de construcción tiene tres grandes efectos nocivos.

6.2.1Fragilización por hidrógeno

El acero puede sufrir dos tipos de fragilidad debido a la presencia de hidrógeno. El primer tipo se produce a altas temperaturas y afecta al carbono de un acero de baja aleación. El resultado de la reacción química entre el hidrógeno y los carburos, causa daño permanente, ya sea por la descarburación o por la formación de grietas, o ambas cosas simultáneamente. El segundo tipo se produce a temperaturas entre 538°C y 1093°C. Esta fragilidad se debe a interacciones físicas entre el hidrógeno y la red cristalina, éste proceso es reversible después de la remoción de gas, por lo que la ductilidad en el acero vuelve a la normalidad.

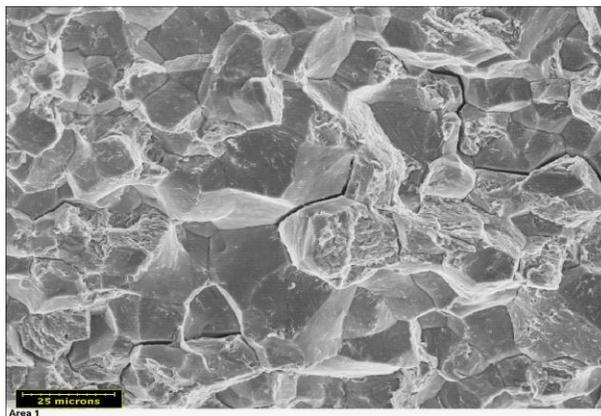


Figura 6.2.1.1 La Fragilización por hidrogeno genera que los granos de acero no se deformen en gran medida durante la aplicación de esfuerzo tensil.

El hidrógeno entra a la red del hierro sólo en forma atómica y ocupa los sitios intersticiales. Cuando el hidrogeno está en la solución, hay una fuerte evidencia de que los átomos de hidrógeno renuncian a su único electrón de valencia para convertirse en un ion de hidrógeno o protón, con una sola carga positiva y un diámetro muy pequeño. Por lo tanto, el hidrógeno en solución dentro del hierro puede difundir rápidamente y fácilmente mediante la migración en la red de intersticio a intersticio.

6.2.2 Porosidad de hidrógeno

La solubilidad del hidrógeno en las aleaciones base Fe en estado líquido es cuatro veces mayor en el punto de fusión que en el hierro gamma en el punto de la transformación de fase. Por lo tanto, durante intervalos de crecimiento rápido en avance de la interface sólido-líquido, el líquido en la interfase puede estar supersaturado de pequeñas burbujas de hidrógeno gaseoso. Estas burbujas están atrapadas en los espacios entre dendritas y crecen como consecuencia de un rechazo del exceso de hidrógeno en los alrededores, esto se ejemplifica en la figura 6.2.2.1

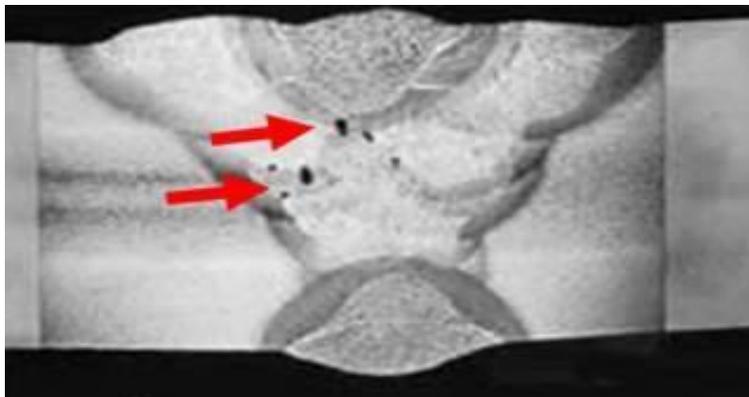


Figura 6.2.2.1 Porosidades generadas por el encapsulamiento de hidrógeno en exceso que es expulsado del metal cuando solidifica.

Al descender la temperatura, más hidrógeno es rechazado por el sólido como resultado del descenso de la solubilidad del hidrógeno al disminuir temperatura, entra en el hueco pequeño, y se acumulan altas presiones hidrostáticas en el vacío. Incluso si las burbujas no crecen hasta un tamaño visible, la superficie de la fractura en una soldadura a menudo se presentan manchas circulares brillantes, llamadas ojos de pescado.

6.2.3 Formación de grietas en frío y / o grietas retraso a temperatura ambiente

Éste tipo de defecto se presenta por dos tipos de difusión de hidrógeno, a) por la difusión intersticial de iones de hidrógeno, es decir, protones y b) por el transporte colectivo de átomos o iones de hidrógeno como una atmosfera asociada con el movimiento de dislocaciones en la periferia de una grieta circundante. El hidrógeno se coloca en defectos ya existentes en el material, incluyendo pequeñas grietas o discontinuidades causadas por la fase en menor proporción.

El hidrógeno se difunde preferencialmente a estos sitios debido a la expansión de red.

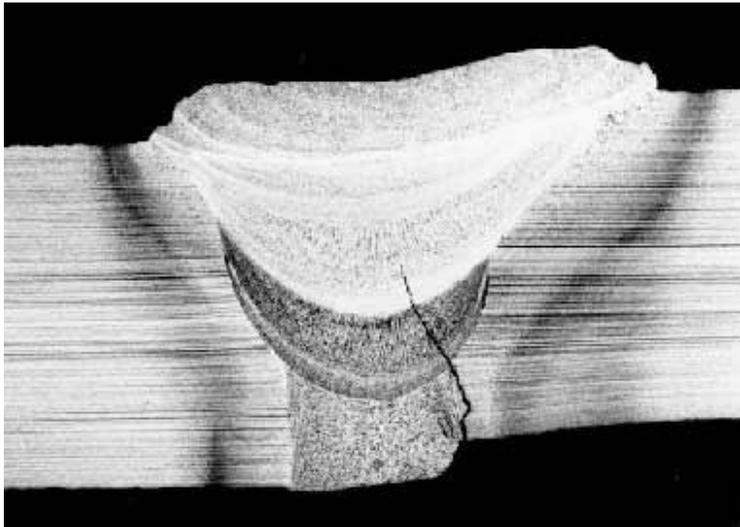


Figura 6.2.3.1 Grieta generada por hidrógeno que atraviesa varios cordones de soldadura.

En la figura 6.2.3.1 se observa como una grieta que se origina (nuclea) desde el centro de un cordón de soldadura, atraviesa varios cordones de soldadura hasta llegar a la superficie, durante su trayecto hacia la superficie atraviesa dos cordones de soldadura. La grieta se tiene un final en la superficie en la zona que está parcialmente fundida, debido a que en esta zona se encuentra una mayor cantidad de límites de grano, favoreciendo la propagación de la misma grieta.

Cada uno de estos defectos tiende a deteriorar el funcionamiento de la soldadura en las estructuras que se hace con estos procesos de unión.

6.3 Proceso GTAW

La soldadura GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) o Soldadura TIG (Tungsten Inert Gas) es también conocida como soldadura Heliarc, es un proceso en el que se usa un electrodo no consumible de tungsteno sólido, el electrodo, el arco y el área alrededor de la soldadura fundida son protegidas de la atmósfera por un escudo de gas inerte, si algún metal de aporte es necesario es agregado a la soldadura desde la parte frontal del borde de la soldadura que se va formando.

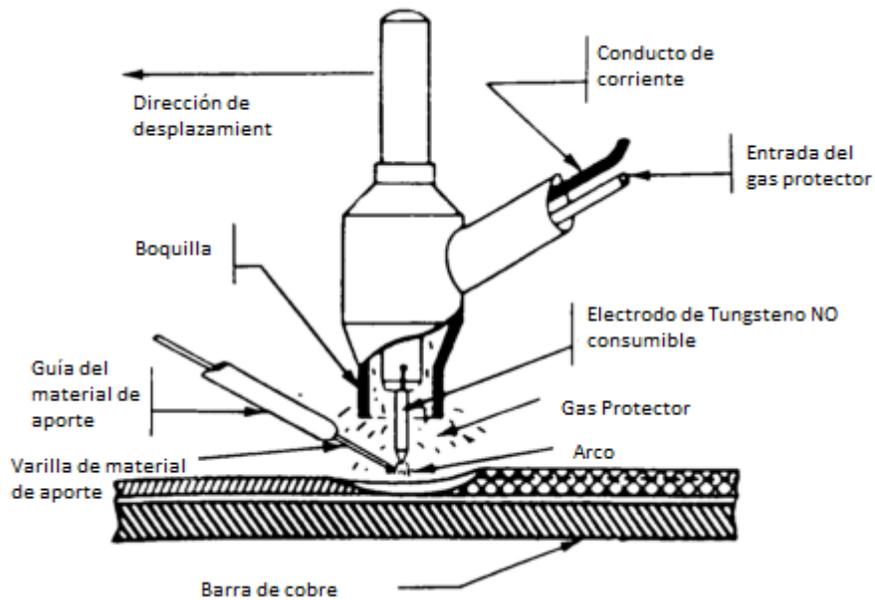


Figura 6.3.1 Diagrama representativo del proceso GTAW.

La Soldadura GTAW fue desarrollada inicialmente con el propósito de soldar metales anticorrosivos y otros metales difíciles de soldar, no obstante al pasar del tiempo, su aplicación se ha expandido incluyendo tanto soldaduras como revestimientos endurecedores en prácticamente todos los metales usados comercialmente.

En cualquier tipo de proceso de soldadura la mejor soldadura, que se puede obtener, es aquella donde la soldadura y el metal base comparten las mismas propiedades químicas, metalúrgicas y físicas, para lograr esas condiciones la soldadura fundida debe estar protegida de la atmósfera durante la operación de la soldadura, de otra forma, el oxígeno y nitrógeno de la atmósfera se combinarían, con el metal fundido resultando en una soldadura débil y con porosidad.

En la soldadura GTAW la zona de soldadura es resguardada de la atmósfera por un gas inerte que es alimentado a través de la antorcha, argón y helio pueden ser usados con éxito en este proceso, el argón es principalmente utilizado por su gran versatilidad en la aplicación exitosa de una gran variedad de metales, además de su alto rendimiento permitiendo soldaduras con un bajo flujo de aplicación de soldadura para ejecutar al proceso.

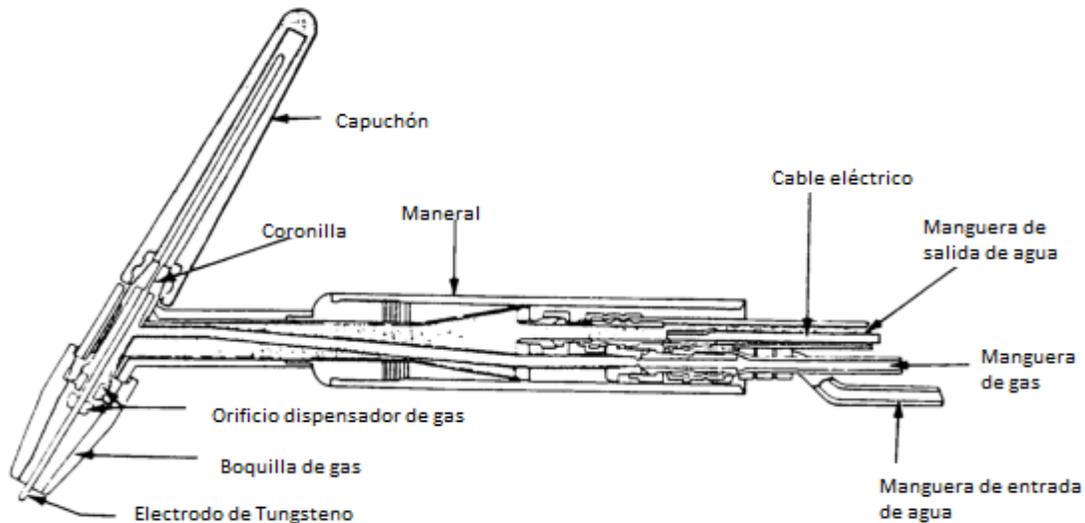


Figura 6.3.2 Diagrama de la antorcha utilizado en el proceso GTAW.

El helio genera un arco más caliente, permitiendo una elevación del voltaje en el arco del 50-60%. Este calor extra es útil especialmente cuando la soldadura es aplicada en secciones muy gruesas. La mezcla de estos dos gases es posible y se usa para aprovechar los beneficios de ambos, pero la selección del gas o mezcla de gases dependerá de los materiales a soldar. Las soldaduras GTAW, son más fuertes, más dúctiles y más resistentes a la corrosión que las soldaduras hechas con el proceso ordinario de arco manual (electrodo cubierto). Además del hecho de que no se necesita ningún fundente, hace este tipo de soldaduras aplicable a una amplia gama de diferentes procedimientos de unión de metales. Es imposible que ocurra una corrosión debido a restos de fundente atrapados en la soldadura y los procedimientos de limpieza en la post-soldadura son eliminados, el proceso entero se ejecuta sin salpicaduras o chispas, la soldadura de fusión puede ser ejecutada en casi todos los metales usados industrialmente.

El proceso GTAW es aplicado a las aleaciones de aluminio, acero inoxidable, aleaciones de magnesio, níquel y las aleaciones con base de níquel, cobre, cobre-silicio, cobre-níquel, plata, bronce al fósforo, las aleaciones de acero de alto carbón y bajo carbón, hierro colado (cast iron) y otros. El proceso también es ampliamente conocido por su versatilidad para soldar materiales no similares y aplicar capas de endurecimiento de diferentes materiales al acero. La fuente de poder para el proceso GTAW puede ser corriente alterna (CA) o corriente directa (CD), sin embargo, cada tipo de corriente tiene diferencia en la estabilidad de la polaridad de la energía eléctrica, la corriente alterna puede actuar como agente desestabilizador de la capa pasiva que recubre a los aceros inoxidables, en cambio, la estabilidad que se obtiene de la corriente directa hace que se concentre la energía de la corriente eléctrica en un punto en específico ya sea en el electrodo o en el material a unir.

6.4 Gases Protectores

Los gases en los procesos de soldadura tiene diferentes funciones como es la de elevar rápidamente la temperatura del arco eléctrico para que el consumo de energía sea menor y por consecuencia el costo económico también sea menor, pero las funciones más importantes de los gases son la protección del metal fundido de la atmosfera oxidante para evitar la formación de escoria en el interior y en la superficie de la soldadura y también la función de estabilizar el arco eléctrico promoviendo un correcto direccionamiento y continua proyección del mismo.

6.4.1 Propiedades físicas de los gases

Las propiedades de los gases determinan su aplicación. El uso de mezclas de gases específicas, para la protección de la soldadura, permite optimizar los resultados y que se ajusten a los requisitos concretos de cada aplicación. De esta forma, con objeto de obtener los resultados deseados, es preciso seleccionar el gas o mezcla de gases en función de sus propiedades, el más adecuado para la aplicación a un metal dado.

La optimización de un proceso de unión como la soldadura, se hace mediante la aplicación del gas óptimo, se refleja en parámetros tan trascendentes como son la fluidez del baño en la fusión, el valor de la penetración, la geometría de la penetración, la velocidad de soldeo, el comportamiento durante el cebado y la estabilidad del arco eléctrico, y sobre la soldabilidad del material frente a un determinado proceso de soldadura.

Los gases con baja energía de ionización, como el argón, favorecen el cebado y la estabilidad del arco eléctrico, en comparación con otros gases con energía de ionización más elevada, como el helio. Sin embargo, el helio es un gas con unas características óptimas para el soldeo por láser, ya que su alta energía de ionización permite controlar la formación y extensión del plasma de inducción térmica, y en consecuencia la penetración de la soldadura.

La adición de ciertas proporciones de gases poliatómicos a la mezcla de protección, incrementan el aporte térmico, ya que la energía que utilizan en su disociación, la comunican a la pieza, tras su recombinación. La conductividad térmica de los gases de protección afecta al perfil del cordón de soldadura, a la geometría de la penetración, a la desgasificación del metal de soldadura y a la velocidad de soldeo. De esta forma es posible incrementar la velocidad de soldeo, o la penetración, mediante la adición de helio a la mezcla de gases de protección, en el soldeo de las aleaciones de aluminio, o bien añadiendo hidrógeno en el soldeo de los aceros inoxidables.

La composición química del gas de protección afecta a la estructura metalúrgica del metal de soldadura, y al grado de oxidación superficial del cordón. Así, por ejemplo, el oxígeno produce la pérdida por oxidación de elementos de aleación, a la vez que nos proporciona baños de fusión más fluidos. El dióxido de carbono, en cambio, conduce a la ganancia de carbono por parte del metal de soldadura en los aceros de alta aleación (inoxidables).

El argón y el helio son inertes, por lo que no interactúan químicamente con el metal fundido, sin embargo el hidrógeno presenta un comportamiento reductor, contribuyendo a la eliminación de óxidos superficiales. El nitrógeno se utiliza como aportación en ciertos gases de protección destinados al soldeo de los aceros inoxidable dúplex, con objeto de mantener el equilibrio entre la fase ferrítica y la austenítica.

6.4.2 Gases de protección para el proceso GTAW

En el soldeo TIG el arco eléctrico se establece entre la pieza a soldar y el extremo de un electrodo no consumible de wolframio o wolframio aleado con óxidos. La protección del baño de fusión y del electrodo se consigue mediante el uso de gases inertes como el argón, el helio o sus mezclas. El proceso TIG se emplea en la unión de cualquier material unido por fusión. La selección final del tipo de corriente, polaridad y tipo de gas de protección depende en gran medida del material a soldar.

El incremento creciente de helio en la mezcla de gases de protección, incrementa el aporte térmico, lo que nos permite el soldeo a mayor velocidad, o conseguir mayores penetraciones. La adición de hidrógeno permite, asimismo, incrementar el aporte térmico del arco eléctrico, proporcionando a su vez un carácter reductor a la mezcla de protección, lo que facilita el control de la formación de capas de óxido superficiales. No obstante el hidrógeno sólo puede utilizarse como aditivo, en las mezclas para el soldeo de los aceros inoxidable austeníticos (Cr-Ni) o aleaciones base níquel.

Un porcentaje de hasta el 10% nos permite incrementar la penetración y la velocidad de soldeo. Las mezclas con hidrógeno no deben utilizarse en el soldeo de aleaciones base aluminio (incrementan la porosidad), ni en aceros sensibles al hidrógeno.

6.5 Fractura: Mecánica de la fractura y Fractografía

La fractura es la separación de un sólido bajo tensión en dos o más partes. En general la fractura metálica puede clasificarse en dúctil y frágil, pero puede ser una mezcla de las dos.

6.5.1 Fundamentos de fractura.

La fractura frágil, en contraste, usualmente se produce a lo largo de planos cristalográficos característicos denominados planos de fractura y tiene una rápida propagación de la grieta.

El análisis de falla requiere una combinación de conocimientos técnicos, cuidadosa observación, labor detectivesca y sentido común. Para determinar la causa de falla es indispensable un entendimiento del mecanismo de fractura. Esta sección se concentra en identificar los mecanismos debido a los cuales los metales fallan al ser sujetos a un esfuerzo. Se observan tres tipos comunes de fractura: fallas dúctiles, frágiles y por fatiga.

6.5.2 Fractura dúctil.

La fractura dúctil normalmente ocurre de manera transgranular (a través de los granos) en los metales con buena ductilidad y tenacidad. A menudo, en el componente que falla, se observará gran deformación, incluyendo estricción. Antes de la fractura final aparece una deformación. Por lo general las fracturas frágiles son causadas por un endurecimiento del material ocasionado por algún tratamiento térmico y por la interacción de un elemento químico.

En un sencillo ensayo, la fractura dúctil empieza con nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos en el centro del espécimen. Se forman microhuecos cuando un esfuerzo elevado causa la separación del metal en los bordes de grano o en la interfase entre metal e inclusiones. Conforme aumenta el esfuerzo local, los microhuecos crecen y se agrupan formando cavidades mayores. Finalmente, el área de contacto metal-metal es demasiado pequeño para soportar la carga y ocurre la fractura.

La deformación por deslizamiento también contribuye en la fractura dúctil de un metal. Se sabe que el deslizamiento ocurre por el esfuerzo cortante resultante y que llega al esfuerzo cortante crítico resuelto; estos esfuerzos son más elevados cuando están en un ángulo de 45° en relación con el esfuerzo de tensión aplicado (ley de Schmidt).

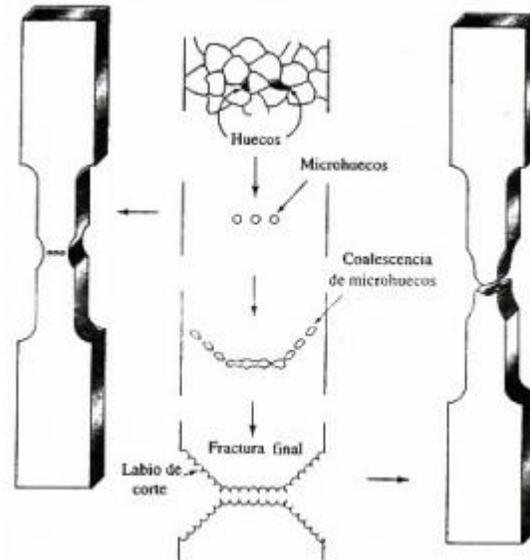


Figura 6.5.2.1 Representación del proceso de la formación de la fractura durante el desarrollo del ensayo de tensión.

Cuando en un ensayo de tensión se esfuerza un material dúctil, se inicia una estricción, formándose huecos que empiezan cerca del centro de la barra, debido a nucleación en los borde de grano o en las inclusiones. Conforme continúa la deformación, se puede formar un labio de corte, produciéndose una fractura final en taza y cono.

Estos dos aspectos de la fractura dúctil le dan a la falla características especiales. En secciones de metal gruesas, son de esperarse evidencias de estricción, además una porción importante de la superficie de fractura plana, ya que ahí primero empezaran los microhuecos a nuclearse y un pequeño labio de corte, donde la superficie de fractura forma un ángulo de 45° con el esfuerzo aplicado.

El labio de corte, indicando que ocurrió deslizamiento, le da a la fractura una apariencia de copa y cono. La simple observación macroscópica de esta fractura puede ser suficiente para identificar el modo de fractura dúctil.



Figura 6.5.2.2 Fractura de tasa y cono observada cuando se rompe un material dúctil en un ensayo de tensión, el tamaño original de la probeta de prueba era de 0.505plg.

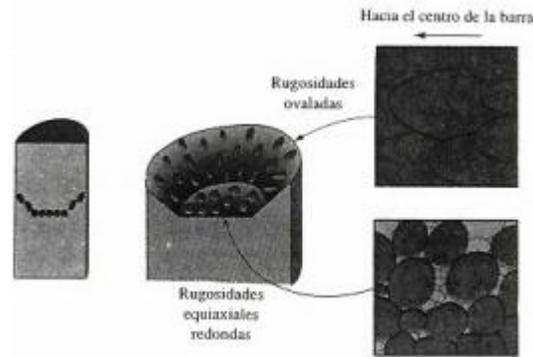


Figura 6.5.2.3 Durante la fractura dúctil se forman rugosidades. En el centro, donde crecen los microhuecos, se forman rugosidades equiaxiales. En el labio de corte se forman rugosidades alargadas, apuntando hacia el origen de la falla.

6.5.3 Fractura frágil.

La fractura frágil ocurre en metales de alta resistencia mecánica o en metales con baja ductilidad y tenacidad. Además, incluso metales normalmente dúctiles pueden fallar de manera frágil a bajas temperaturas, en secciones muy gruesas o a razones de deformación elevadas (como al impacto) o cuando los defectos juegan un papel importante.

Frecuentemente se observan fallas frágiles cuando es el impacto en vez de la sobrecarga lo que causa la falla. En el metal la grieta se puede mover a una velocidad cercana a la del sonido. Normalmente, la grieta se propaga con mayor facilidad a lo largo de planos cristalográficos específicos, a menudo planos $\{100\}$, por agrietamiento. En algunos casos, sin embargo, la grieta puede tomar una trayectoria intergranular (a lo largo de los bordes de grano) particularmente cuando existen segregaciones o inclusiones, que debiliten los bordes de grano.

Al observar las características de la superficie que falló se puede identificar la fractura frágil. Normalmente, la superficie de fractura es plana y perpendicular al esfuerzo aplicado en un ensayo de tensión. Si la falla ocurre por agrietamiento, cada grano fracturado es plano y de orientación distinta, lo que le da una apariencia cristalina o de azúcar cristalizada a la superficie de la fractura. A veces alguien inexperto dirá que el metal falló porque estaba cristalizado.

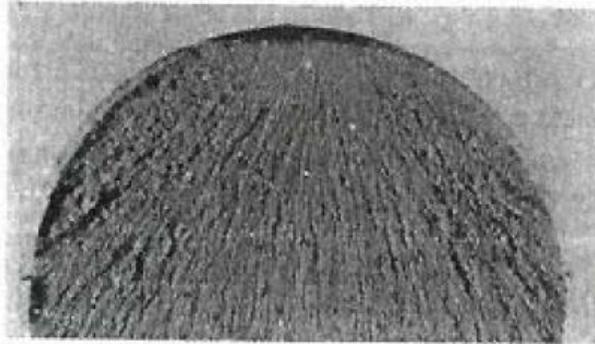


Figura 6.5.3.1 Patrón de Chevron en un acero templado 4340, de 0.5plg de diámetro. El acero falló de manera frágil debido a un impacto.

Normalmente, el metal era cristalino, debiéndose la apariencia de la superficie a las caras de las grietas. Otra característica común de la fractura es un patrón de Chevron, producido por diferentes frentes de grieta que se propagan en distintos niveles del material. Un patrón radiante de marcas superficiales o crestas, se va extendiendo desde el origen de la grieta. El patrón de Chevron se aprecia a simple vista, o con lente de aumento; así, se puede identificar.

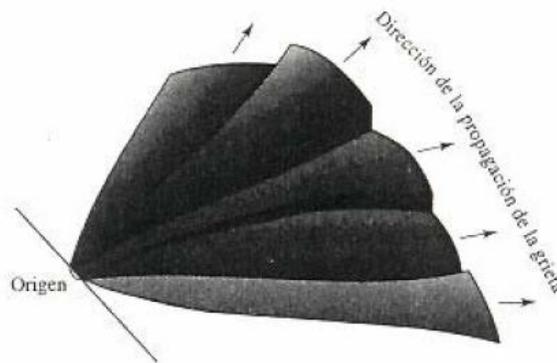


Figura 6.5.3.2 El patrón de chevron se forma al propagarse la grieta desde el origen hacia direcciones distintas. El patrón apunta hacia el inicio de la grieta.

6.5.4 Fractura por fatiga.

Un metal falla por fatiga cuando se le aplica un esfuerzo muy elevado con respecto al límite de resistencia a la fatiga. La fractura ocurre en un proceso de tres pasos que implica (1) la nucleación de una grieta, (2) una propagación lenta y cíclica de la grieta y (3) la falla del metal.

Normalmente, los lugares de nucleación se encuentran sobre o cerca de la superficie, donde el esfuerzo es máximo y esto incluye defectos superficiales como ralladuras o picaduras, esquinas agudas debido al mal diseño o fabricación incorrecta, a inclusiones, a bordes de grano y a concentración de dislocaciones. Una vez nucleada, la grieta crece hacia regiones de esfuerzos menores.

Debido a la concentración de esfuerzos en el extremo, la grieta se propaga un poco más en cada ciclo, hasta que se alcanza la capacidad de soporte de carga del metal restante. La grieta entonces crece espontáneamente, por lo general de modo frágil. Las fallas de fatiga a menudo son fáciles de identificar.

La superficie de fractura, particularmente cerca de su origen, es típicamente lisa. La superficie se va haciendo más rugosa o áspera conforme la grieta original aumenta de tamaño y puede presentar una apariencia fibrosa a lo largo de la propagación final de la grieta. Un examen microscópico y macroscópico revela una superficie de fractura que incluye un patrón de marcas de marea y estirado.

Las marcas en forma de marea se forman durante el servicio cuando la carga cambia, o cuando la carga es intermitente, dando quizás tiempo para la oxidación dentro de la grieta. Las estrías, que es una escala mucho más fina, muestran la posición del extremo de la grieta después de cada ciclo. Las marcas en forma de playa siempre sugieren una falla a la fatiga, aunque la naturaleza frágil de falla y el origen de la misma.

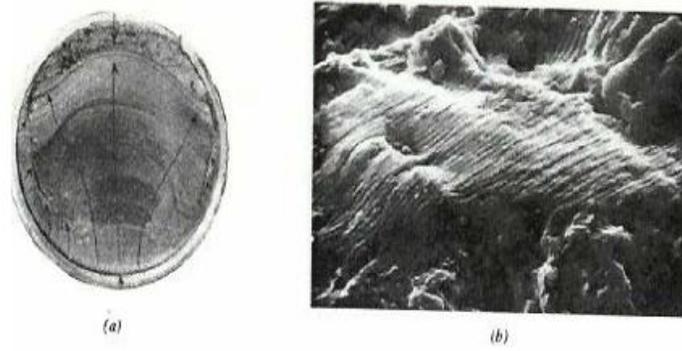


Figura 6.5.4.1 Superficie de la fractura por fatiga. A) Abajas ampliaciones, las marcas de playa indican fatiga como el mecanismo de fractura, las flechas muestran la dirección del crecimiento del frente de la grieta, cuyo origen está en la parte inferior de la fotografía. B) A ampliaciones muy grandes, se observa un estirado muy cercano formado durante la fatiga (1000X).

7.- DESARROLLO EXPERIMENTAL

El procedimiento se desarrolló en las piezas soldadas usando los dos diferentes gases protectores para no provocar errores de ejecución durante el desarrollo del proyecto.

7.1 Material

Tabla 7.1 de Composición de acero inoxidable austenítico 304

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
0.07	1.00	2.00	0.045	0.015	17.00 a 19.5	-	8.0 10.50

Para el proyecto se utilizaron láminas de **calibre 22** (0.79mm) y 16 pulgadas de largo por 4pulgadas de ancho (40.6 * 10.15)cm, las placas fueron unidas **sin bisel** en la parte donde se unieron, se utilizaron ocho placas con las características anteriores.

7.2 Fuente de energía

En la fuente de energía se uso **corriente directa** para evitar un cambio de polaridad durante la aplicación de la soldadura y se aplicó **polaridad directa** por que el electrodo tiene la polaridad positiva en tanto que las placas que se van a unir tienen polaridad negativa,

7.3 Limpieza del proceso

Para realizar la unión de las placas se hace un proceso de **limpieza con acetona** a todas las partes que intervienen durante la aplicación del cordón, como son **las placas, el electrodo, la mesa de trabajo y la boquilla de la antorcha**, con la finalidad de evitar que compuestos como grasa, pintura o pegamento queden atrapados en forma de burbujas durante la solidificación del metal fundido.

7.3 Aplicación de cordón

Para la aplicación de la soldadura se realizó una **unión a tope**, con una **corriente de 15 amperios**, a una **velocidad de aplicación de 12cm/minuto**, con un **flujo de gas a 20L/minuto**, en la antorcha se emplea un **electrodo de 1/8 de pulgada de diámetro con 2% de torio y con punta en ángulo de 45°**, y por último, **la boquilla es recta con una abertura de 1/2 de pulgada**.

7.5 Gases

Se utilizó **gas argón** para unir cuatro placas de acero inoxidable y después se utilizó la **mezcla gaseosa de argón con 20% de hidrógeno** para unir las cuatro placas restantes.

7.6 Limpieza de las placas soldadas

Las placas unidas se sometieron a un proceso de limpieza utilizando un cepillo bocal con cerdas suaves y de acetona para remover el exceso de óxido y material quemado durante la aplicación del cordón.

7.8 Inspección visual.

La inspección visual se realizó con ayuda de un equipo estereográfico OLYMPUS SCH-ILLK, con la imagen aumentada diez veces (10X) se tomó una fotografía con software Image Pro Plus para observar defectos superficiales durante la aplicación del cordón, tales como, grietas, discontinuidades del cordón y/o ambas. Esto para hacer una selección de las placas que tuvieron una adecuada unión para que durante la realización de los ensayos mecánicos no se obtenga información controvertida.

7.9 Segmentación de las placas

Después de la inspección visual, las placas se segmentaron para hacer el trabajo mecánico y obtener las probetas para realizar los diferentes ensayos metalúrgicos.

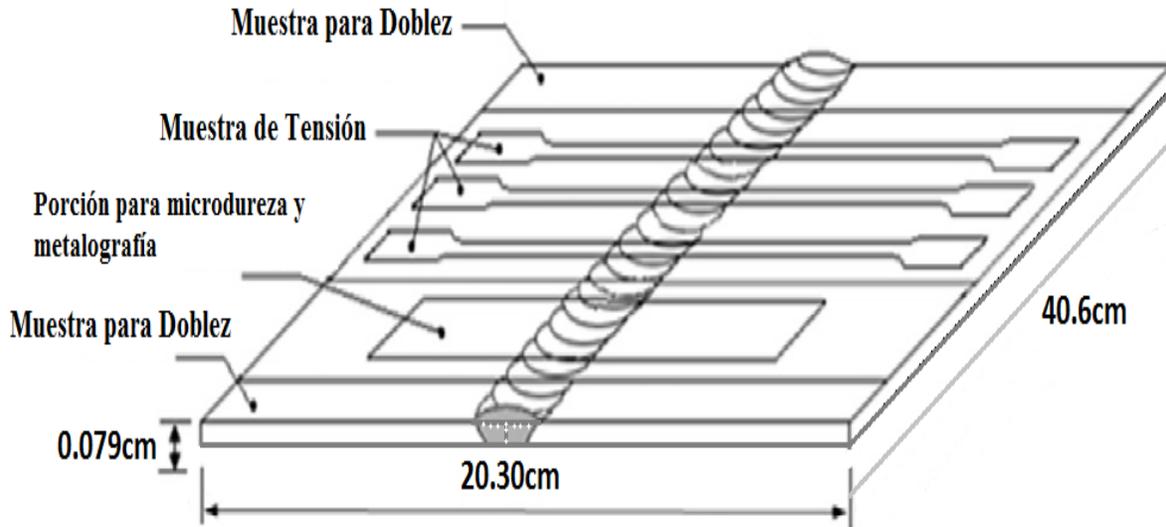


Figura 7.1 Diagrama representativo de la segmentación de las placas unidas

7.10 Probetas para ensayo de tensión

Las probetas para ensayo de tensión se trabajaron mecánicamente de acuerdo con la norma E8 de la ASTM y se sometieron a tracción en un equipo MTS Modelo 661-23B-01 Serie 1822, con mordazas muescadas para la sujeción de las probetas.

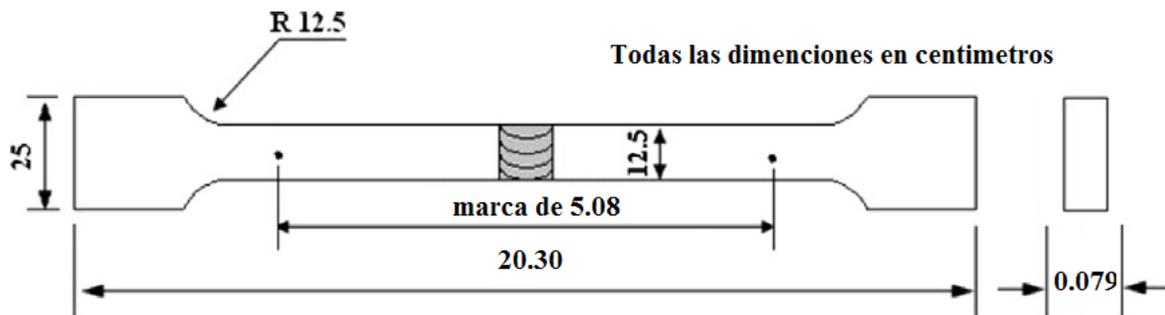


Figura 7.2 Diagrama que muestra las dimensiones de las probetas para el ensayo de tensión.

7.11 Probetas de ensayo de dobles

El ensayo de doblez se realiza conforme a la normatividad que dispone la sociedad americana de ingenieros mecánicos (American Society of Mechanical Engineers-ASME), en la sección de calida de soldadura (Quality Welding-QW).

Las probetas para ensayos de dobles se trabajaron mecánicamente de acuerdo con la norma QW-466.1, utilizando rodillos con diámetros estipulados en la norma QW-466.2 y se realizaron los ensayos de acuerdo a la norma QW-466.3 a 180°, los criterios de aceptación de las pruebas de doblez se realizaron conforme a la norma QW-163, por último se realizó una inspección visual del ensayo de dobles en un equipo estereográfico OLYMPUS SCH-ILLK, con la imagen aumentada diez veces (10X).

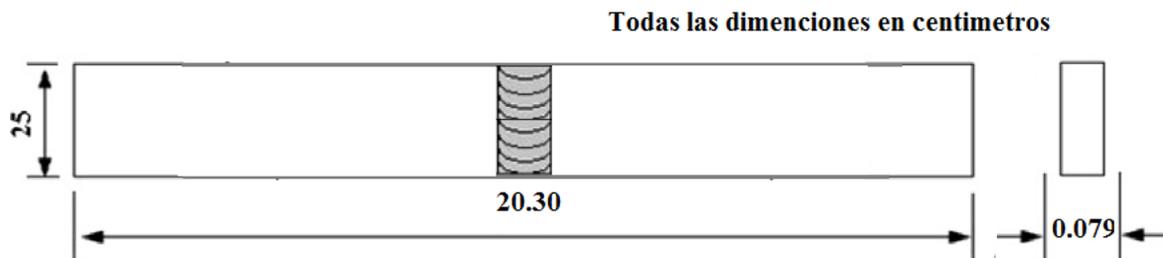


Figura 7.3 Diagrama que expresa las dimensiones las probetas para el ensayo de doblez

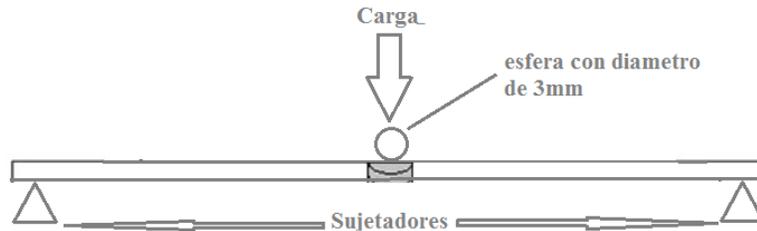


Figura 7.4 Diagrama que expresa la forma en que se realizó el ensayo de doblez.

7.12 Metalografía

El análisis metalográfico se realizó con en la sección transversal respecto al cordón de soldadura para poder observar las alteraciones en la microestructura del metal ocasionadas por la aplicación del arco eléctrico y por la atmósfera gaseosa. El procedimiento para la preparación de las muestras fue el siguiente:

- **Desbaste:** Se utilizaron papeles abrasivos (lijas) con granulometría de 240, 320, 400 y 600 granos/ cm²

- **Pulido:** El pulido se realizó con paño fino para aceros, usando como abrasivo alúmina con diferentes tamaños de granulometría de 1, 0.1 y 0.03 micras de tamaño
- **El reactivo de ataque:** agua regia (10mL HCl, 20mL HNO₃ y 30mL H₂O), la probeta se sumergió en el reactivo colocado en un vidrio de reloj durante tres minutos y después se puso bajo agua a chorro para evitar el sobre ataque de la pieza.

Con el fin de que las imágenes metalográficas se puedan reproducir y observar las características mencionadas, las probetas se sometieron a observación en un microscopio metalográfico OLYMPUS PMG3 y se tomaron fotografías a 200 aumentos (200x) con software Image Pro Plus.

7.13 Fractografía

El ensayo fractográfico se realizó en las fracturas generadas por el ensayo de tensión, utilizando análisis metalográfico para observar y analizar las circunstancias que intervinieron para la generación de la fractura. También se utilizó un microscopio electrónico de barrido para observar con mayor detalle la morfología de la fractura desde la perspectiva de los granos alterados por el esfuerzo tensil y la búsqueda de carburos generados por la interacción del carbono con los elementos de aleación cuando el metal está fundido.

7.14 Ensayos de Dureza Vickers

La dureza nos dará información referente a la resistencia a ser penetrados que tienen la soldadura y el material afectado por el calor. Dado que la dureza Vickers tiene una característica puntual, solo representa la magnitud de esta propiedad y tendrá una correlación directa respecto al tipo de grano para el cual se esté aplicando tal ensayo.

El ensayo de microdureza se realizó con una carga de 245.5g con un indentador de 1/8 de pulgada, durante 5 segundos de aplicación de la fuerza. La aceptación de los resultados se hará conforme a la norma ASTM E0092 y que estipula que la precisión del método es de 4%, para lo cual, los datos fuera de este intervalo de confianza tendrán una aplicación directa en diferencia de magnitud.

7.15 Medición de Tamaño de grano

La medición de tamaño de grano se realizara por semejanza a tamaño, utilizando oculares con patrones de tamaño de grano, las estructuras serán analizadas a 100X conforme se estable a la norma ASTM E0112, por último se medirá solo la zona afectada por el calor porque la estructura situada en dicha zona tiene la forma equiaxial requerirá para el patrón utilizado.

7.15 Registro de las probetas

SS: stainless steel

Ar: Para las piezas soldadas con gas argón

Ar-20%H₂: para las piezas soldadas con las mezcla gaseosa Ar-20%H₂

7.16 Selección de piezas

Se toman diez probetas soldadas con cada gas protector que cumplan con la característica de un aceptable acabado en la soldadura para que después se proceda a ejercer los diferentes ensayos mecánicos en éstas.

8.- RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS

Éste capítulo tiene tres secciones, en la primera sección se muestran y describen los resultados obtenidos de las piezas soldadas y protegidas con gas argón. En la segunda sección se exhiben y describen las piezas soldadas y protegidas con la mezcla gaseosa argón-20% hidrógeno, y por último, en la tercera sección se realiza una comparación analítica de los resultados obtenidos por las dos atmosferas protectoras con ayuda de las imágenes y resultados de las probetas más representativos de cada ensayo en cada atmosfera gaseosa.

8.1 Muestras soldadas con gas Argón

8.1.1 Fotografías de microscopio estereográfico.

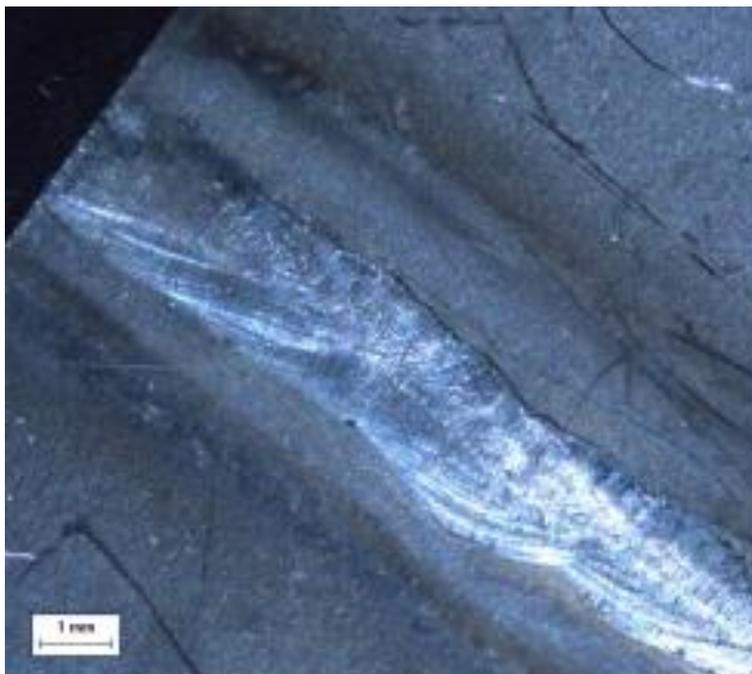


Figura 8.1.1.1 En la Fotografía se muestra la superficie del cordón de soldadura, se exhibe un cordón con buena apariencia estética, continuidad del cordón y a una velocidad de aplicación del cordón aceptable para evitar un enfriamiento repentino que pudiera generar defectos superficiales.



Figura 8.1.1.2. La fotografía presenta un abultamiento de metal fundido en la parte inferior derecha ocasionado por una velocidad de soldadura no constante, por lo que también se afecta la propagación de calor en la pieza soldada que no sufre fusión, a pesar de esto el cordón es continuo y libre de defectos superficiales.

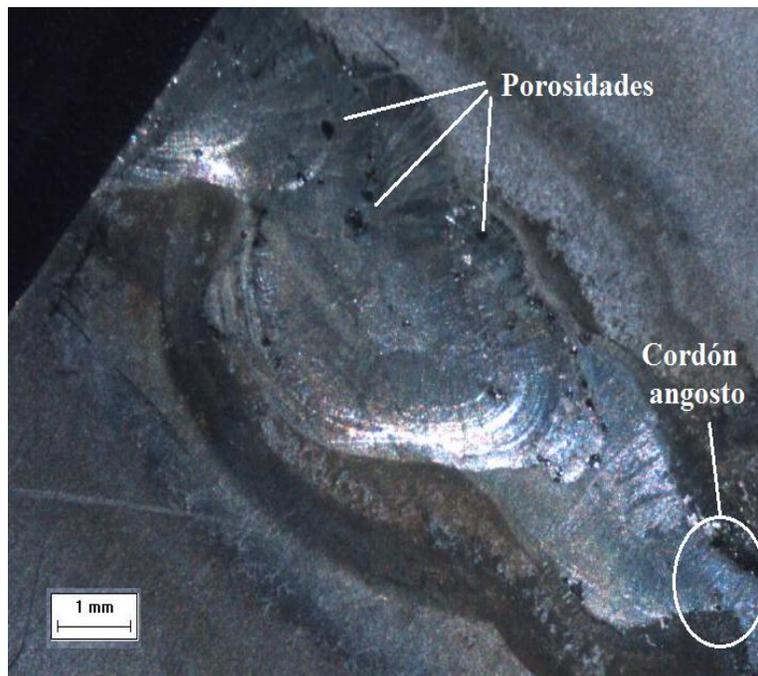


Figura 8.1.1.3 En ésta fotografía se observa un cordón de soldadura con variabilidad de amplitud originada por la inestabilidad en la dirección del arco de soldadura, también se indica con las flechas los defectos en la porción de material afectado por el calor que es visible, y porosidades superficiales.

8.1.2 Fotografías estereográficas de las muestras sometidas a *ensayo de doblez*

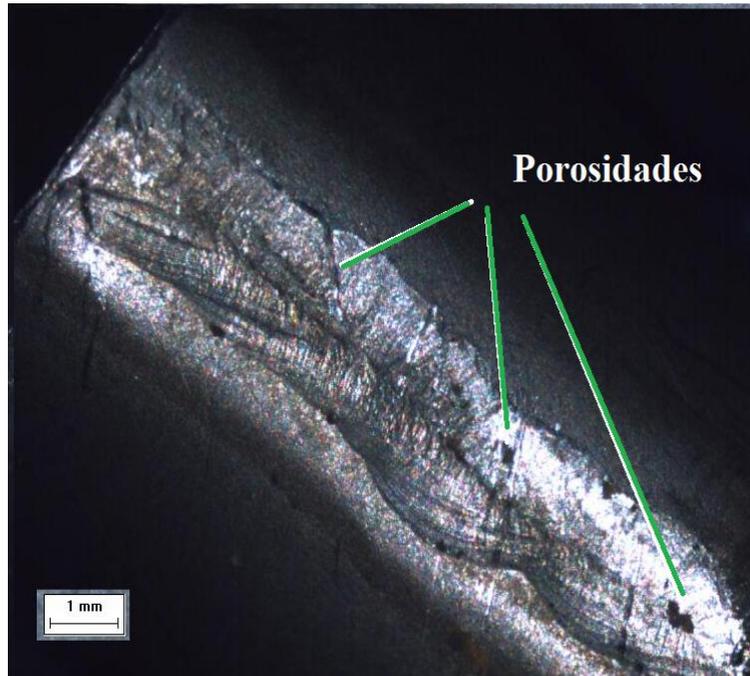


Figura 8.1.2.1 En la imagen se observa el inicio de la formación de una grieta a lo largo de la muestra sometida a doblez a pesar de que no hubo una fractura en la misma. También se señalan porosidades en la superficie por efecto de la fuerza ejercida por el ensayo de doblez.



Figura 8.1.2.2 En ésta imagen se logra observar que el cordón resiste mejor al doblez ya que se aprecia una superficie libre de grietas y defectos, por lo que sólo se distingue una unión deformada y la dirección de los granos columnares.

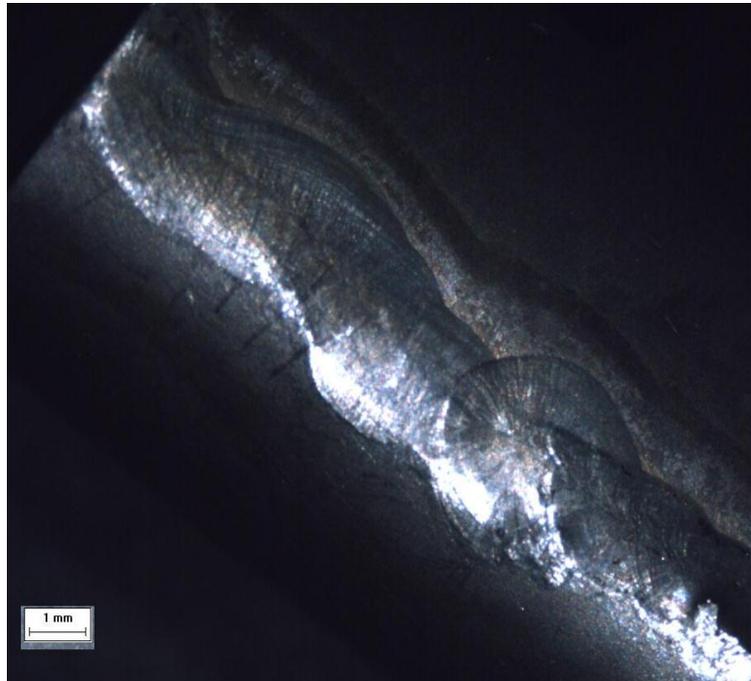


Figura 8.1.2.3 La imagen muestra un cordón con deformación uniforme a lo largo del mismo sin alteraciones en su forma y apariencia superficial.

8.1.3 Metalografías

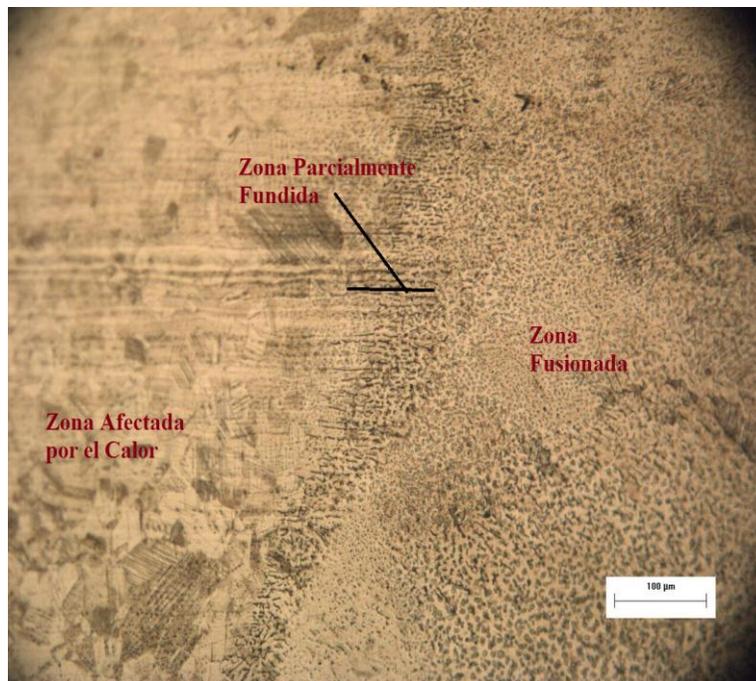


Figura 8.1.3.1 Se aprecian las tres zonas que son afectadas durante la fusión y solidificación del metal que son la zona de fusión, la zona parcialmente fundida y la zona afectada por el calor. Se zona parcialmente fundida es una interfase que se distingue entre la zona de fusión y la zona afectada por el calor.

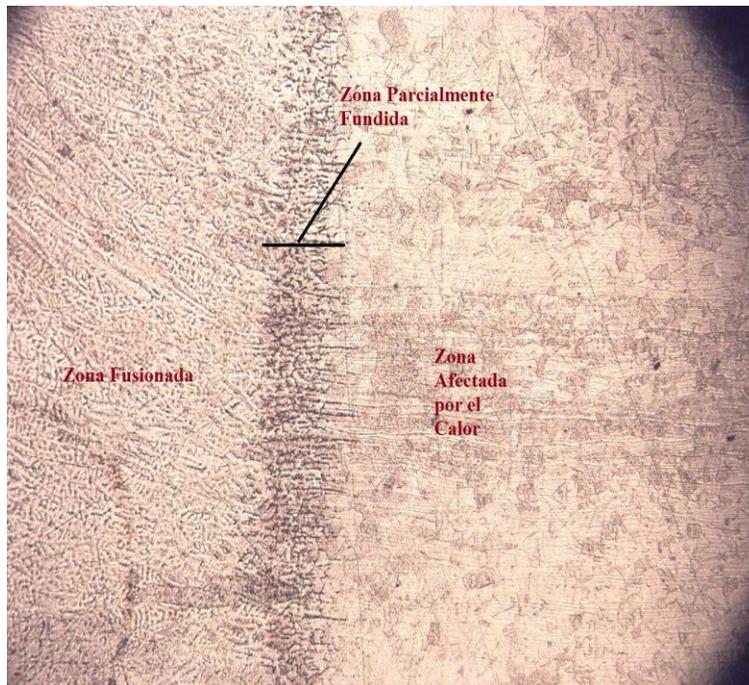


Figura 8.1.3.2 En la imagen se distingue que en la zona parcialmente fundida se originan granos columnares y se direccionan a lo largo de la zona de fusión, mientras que los granos del metal base se observa una diferencia de tamaño respecto a los que están en contacto con la zona parcialmente fundida y su tamaño disminuye conforme se alejan de esta zona.

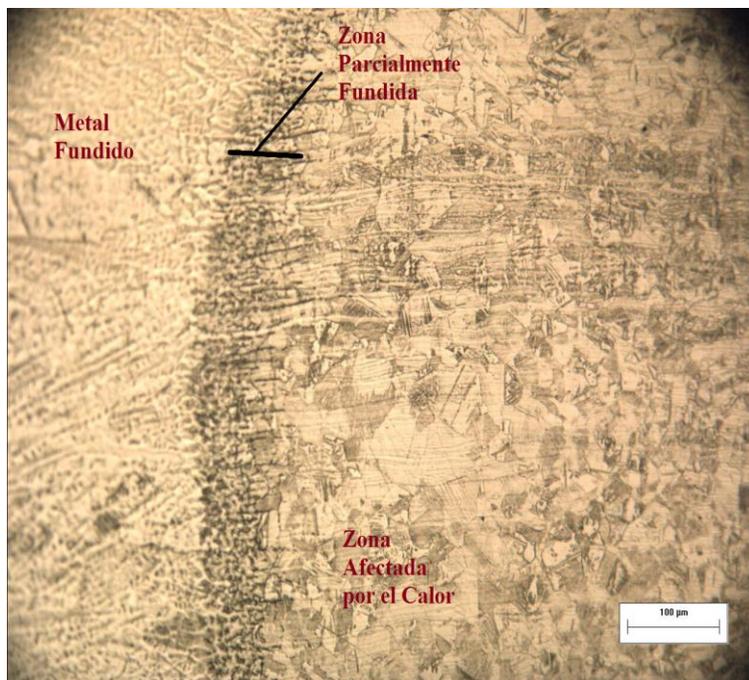


Figura 8.1.3.3 En ésta imagen se distingue perfectamente las tres zonas que son afectadas durante el proceso de soldadura, se hace más notorio que la estructura del metal no está muy alterada a poca distancia de la zona parcialente fundida.

8.1.4 Medidas de microdureza Vickers

La medición de la dureza proporciona una característica puntual de la resistencia del material para ser penetrado.

Tabla 8.1.4.1 Dureza registrada para las piezas soldadas con gas Ar

	ZAC	ZPF	ZF	ZF	ZPF	ZAC	Probeta
Ar	227	221	205	212	220	228	SS-1Ar
	229	239	211	203	233	222	SS-2Ar
	227	235	219	211	226	233	SS-3Ar
Promedio	227.66	231.66	211.66	208.66	226.33	227.66	

ZAC: zona afectada por el calor

ZPF: zona parcialmente fundida

ZF: zona de fusión

Tomando como referencia la dureza del metal base, se observa que en la zona de fusión la magnitud de ésta propiedad disminuye por la cantidad de granos y sus límites, pero la dureza aumenta en la interfase porque en esta zona la cantidad de granos es mayor y por consecuencia también hay una cantidad de límites de granos superior.

8.1.5 Gráficas y tabla de los ensayos de tensión soldadas con Ar

El ensayo de tensión permite conocer las características de un material cuando se somete a esfuerzos de tracción. El objetivo es determinar la resistencia a la rotura y las principales propiedades mecánicas del material que es posible apreciar en el diagrama carga-deformación.

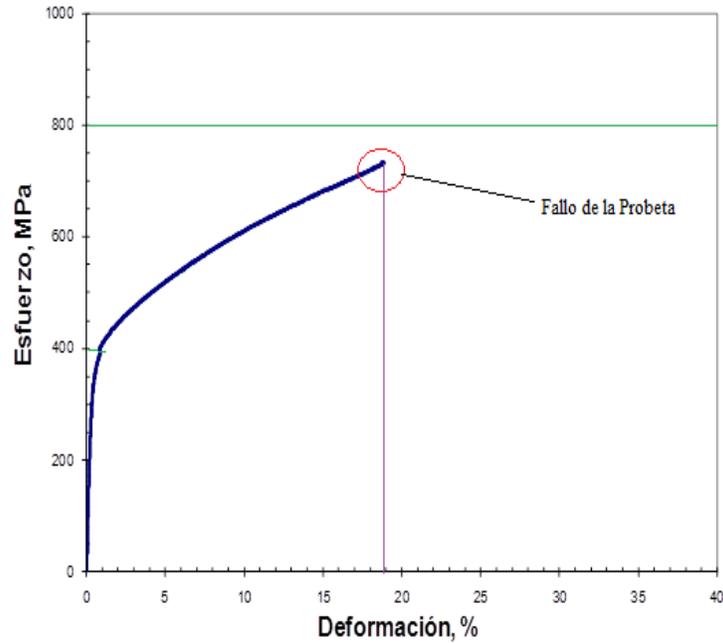


Figura 8.1.5.1 Curva esfuerzo vs deformación del ensayo de tensión de la probeta SS-1Ar, la cual muestra que hubo 19% de deformación del material hasta que este finalmente se fracturó en la zona del cordón, muy seguramente porque había presencia de una alta densidad de defectos en el interior del cordón.

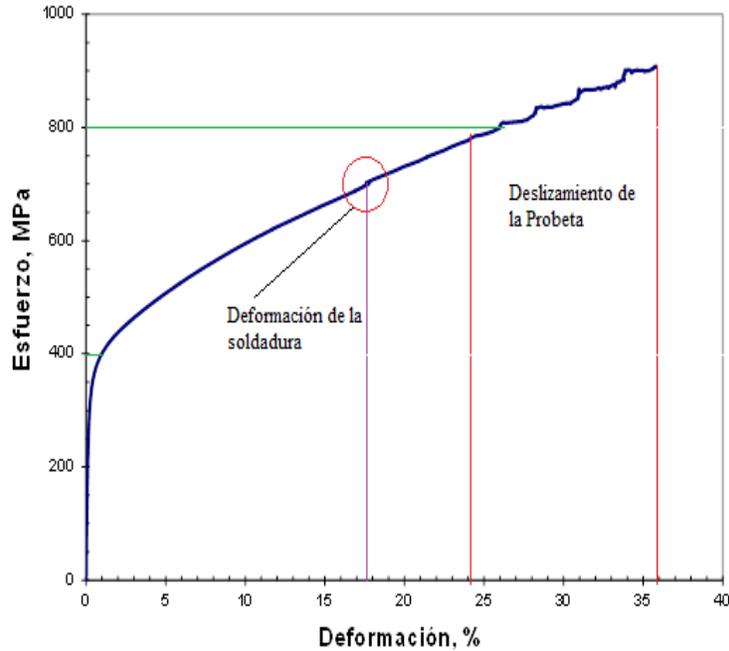


Figura 8.1.5.2 En la curva esfuerzo vs deformación de la probeta SS-2Ar, en la cual se observa el punto donde el cordón comienza a agrietarse, también un escalonamiento en la parte final de esta curva que se debe a un deslizamiento de la probeta en la sección donde las mordazas la están sujetando, pero aún con este efecto la probeta se fractura se genera en el material.

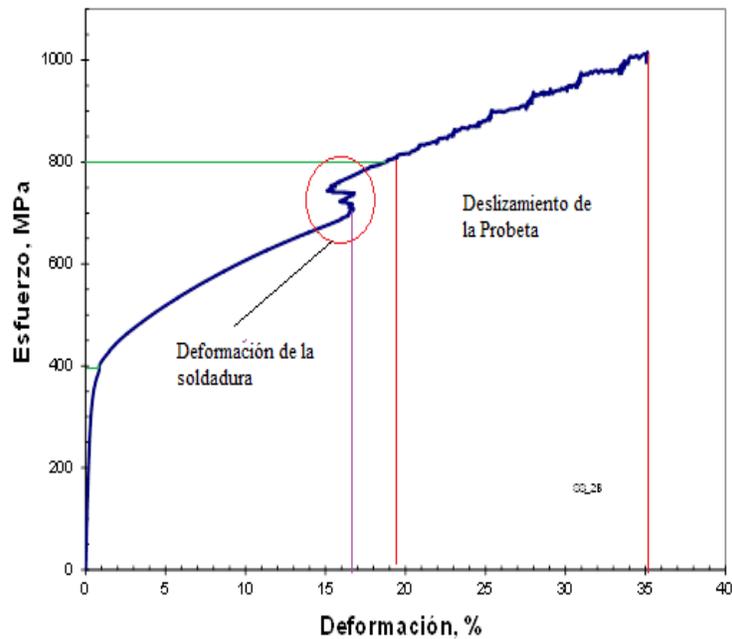


Figura 8.1.5.3 En ésta curva de tensión de la probeta SS-3Ar , en la cual se observa el agrietamiento del cordón y el mismo efecto de la curva anterior también se presenta en esta probeta, el deslizamiento de la probeta en las mordazas genera la parte escalonada de la curva.

Tabla 8.1.5.1 Tabla de puntos críticos registrados durante los ensayos de tensión

Prueba	Maxima resistencia a la tensión (MPa)	Modulo de Young (GPa)	Esfuerzo de Cedencia (MPa)	Esfuerzo de Fractura (MPa)	Deformación (%)	Reducción de Área (%)
SS-1Ar	736	107	355	735	18.7	14.2
SS-2Ar	737	113	350	1101	34.8	27.8
SS-3Ar	1045	220	340	903	35.5	18.1

La tabla expresa los datos generados durante el desarrollo de los ensayos de tensión, cabe señalar que cuando la fractura se presentó en el material base, las propiedades son ligeramente superiores, éste aspecto hace notar que la soldadura proporciona una mayor resistencia al material cuando se tensiona.

8.1.6 Fractografía

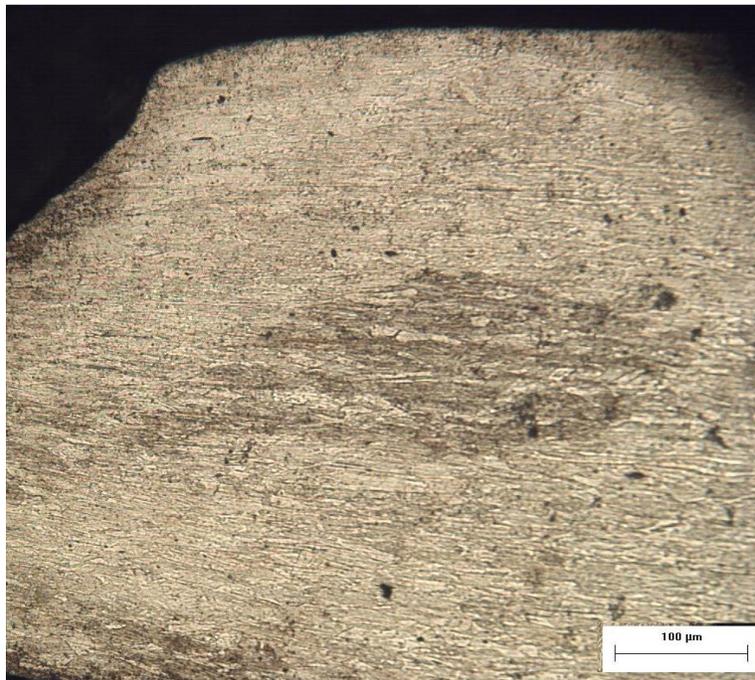


Figura 8.1.6.1 La metalografía muestra como hubo una deformación de los granos en la superficie lateral de la fratura, debido a la fuerza axial ejercida durante el ensayo de tensión. Los granos del material ya no tienen una forma poligonal, si no que su forma es alargada y angosta.

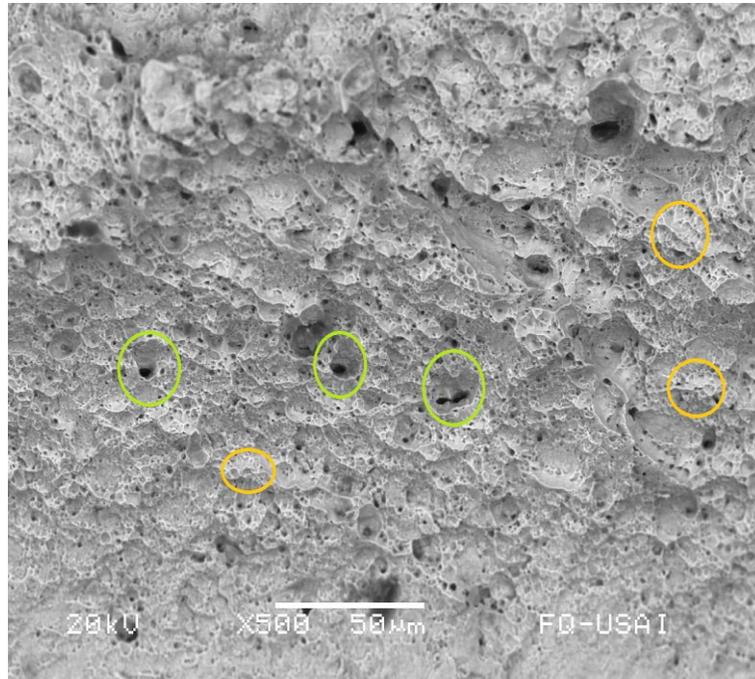


Figura 8.1.6.2 En la superficie de la fractura son visibles algunos granos que se deformaron en forma de copa que son las partes más oscuras de la imagen (círculos verdes) y también se observan los granos que tuvieron poca deformación en forma de cono (círculos naranjas).

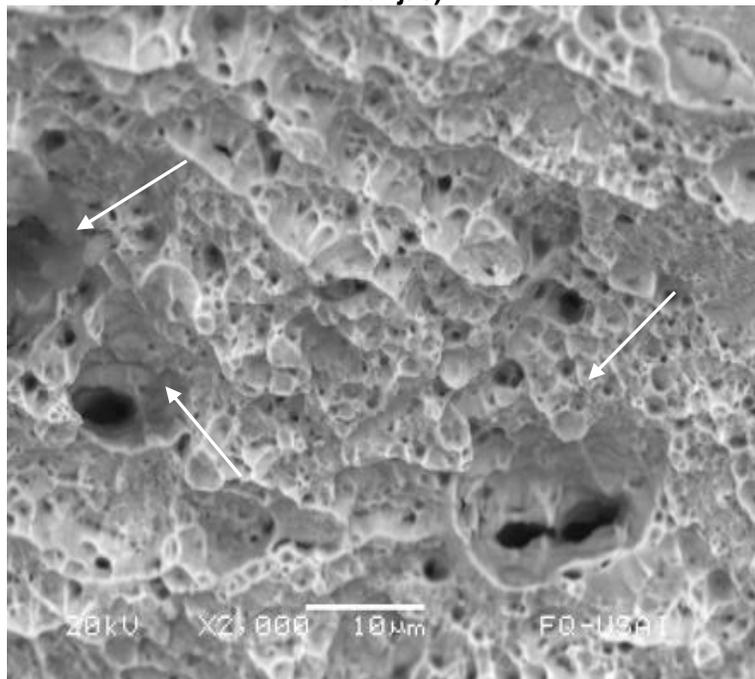


Figura 8.1.6.3 La imagen es de una microfractografía de la superficie de la fractura generada del ensayo de tensión, en la imagen se observa como en los granos forman una copa cuya orilla de cada grano es el material deformado antes de fracturarse.

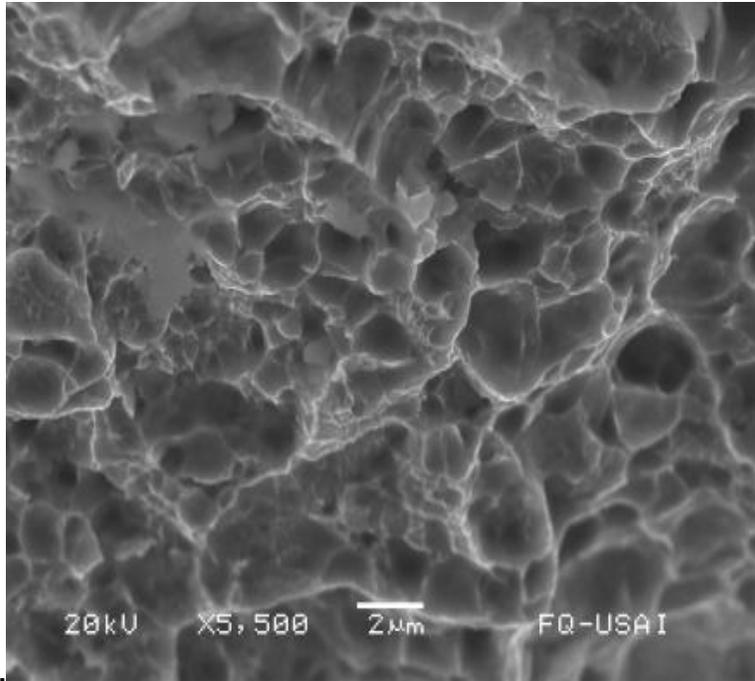


Figura 8.1.6.4 En esta imagen se puede observar la forma de cono que tienen los granos debido a su deformación durante el ensayo de tensión.

8.2 Muestras soldadas con la mezcla de gas Argón con 20% de gas Hidrógeno

8.2.1 Fotografías de microscopio estereográfico.

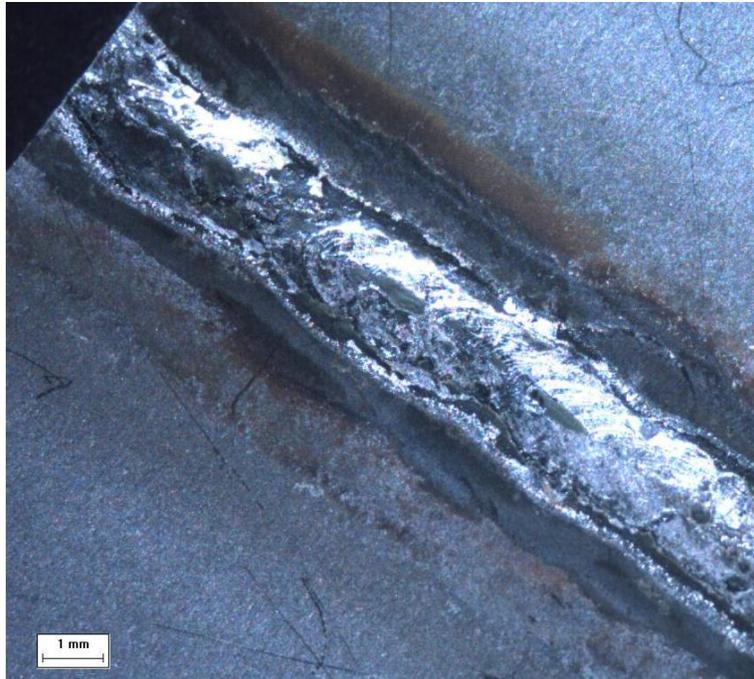


Figura 8.2.1.1 Se muestra un cordón delgado, esto debido a que la velocidad de aplicación del arco tuvo un incremento por la capacidad calorífica del hidrógeno, esta propiedad aumento la temperatura del arco haciendo más rápida la fusión del metal.



Figura 8.2.1.2 En la imagen se observa un cordón estrecho y alargado, también se observa una zona afectada por el calor más amplia en comparación con las muestras protegidas con gas argón

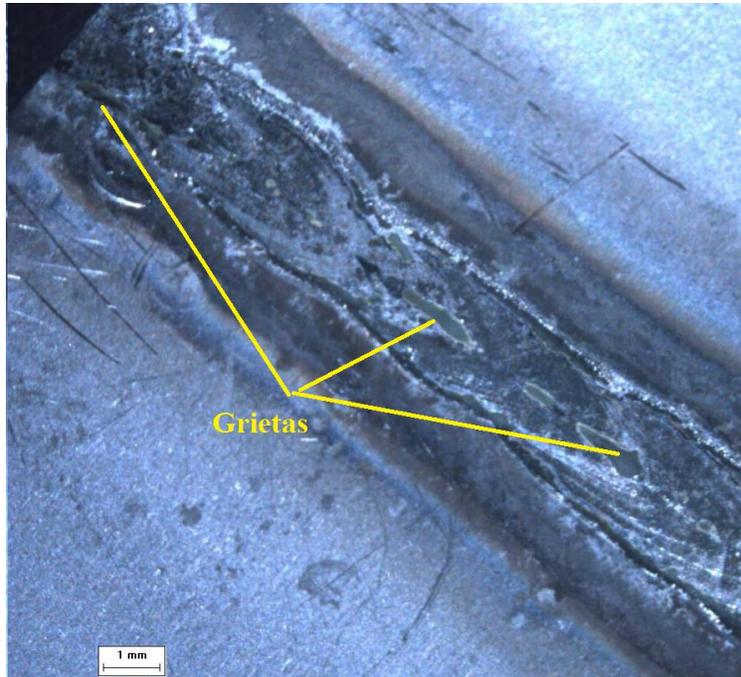


Figura 8.2.1.3 En la imagen se observa más nítidamente el área afectada con el calor que es la parte gris, pero se observa también una interfase entre ésta zona y la parte fusionada, ésta interfase es una contracción del material.

8.2.2 Fotografías estereográficas de las muestras sometidas a *ensayo de doblé*.

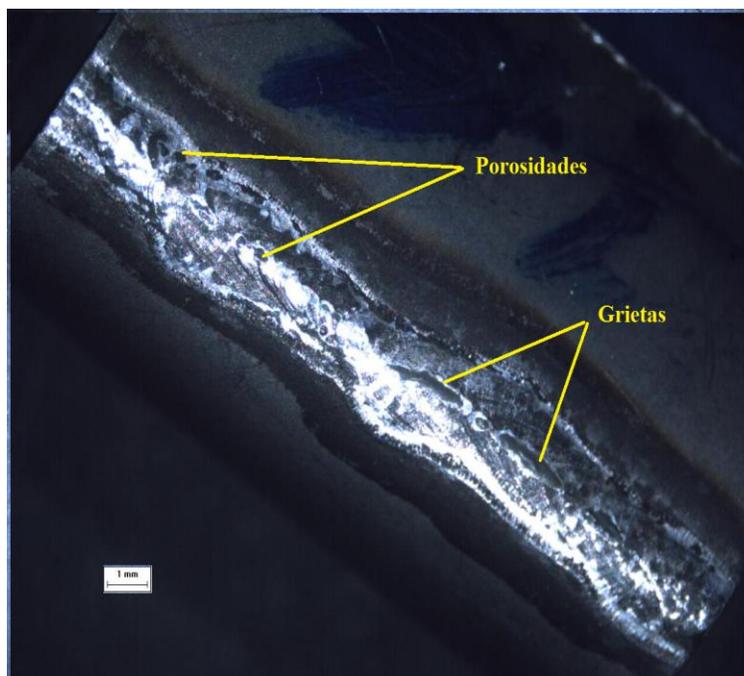


Figura 8.2.2.1 La imagen muestra que durante el doblé los defectos se presentaron en la superficie del cordón, estos defectos son las grietas y cavidades que se observan en la parte más iluminada de la imagen.

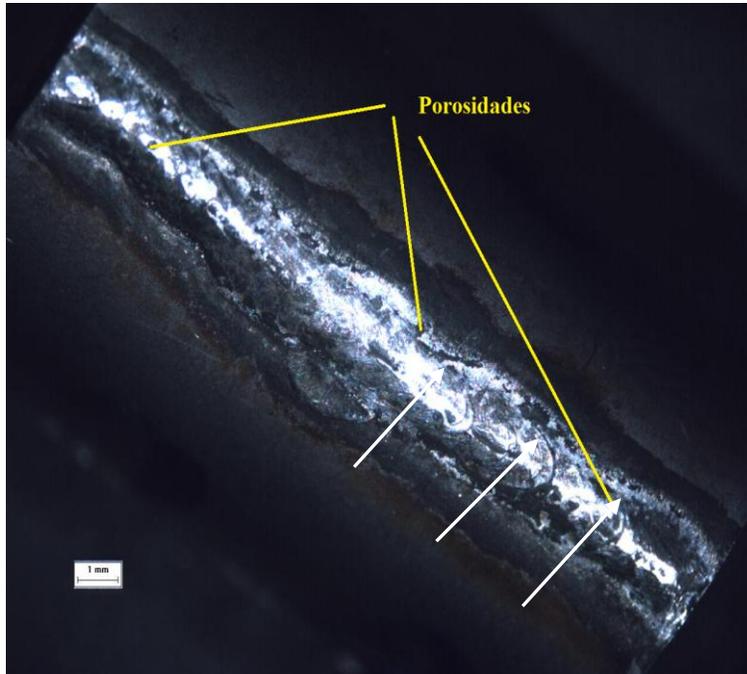


Figura 8.2.2.2 La imagen muestra que el doblez se desarrolló directamente en el cordón, esto no soportó la deformación ya que comenzó a agrietarse.

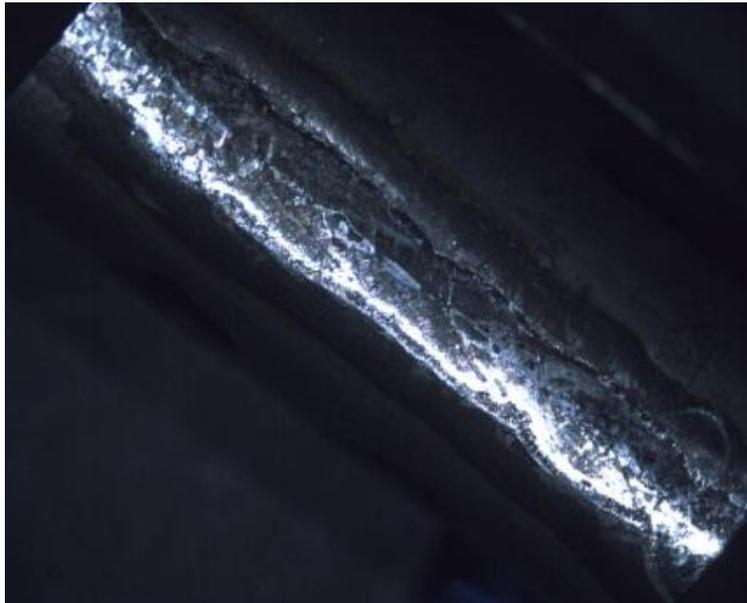


Figura 8.2.2.3 La imagen muestra que la unión se deformó sin alteraciones en su superficie.

8.2.3 Metalografías

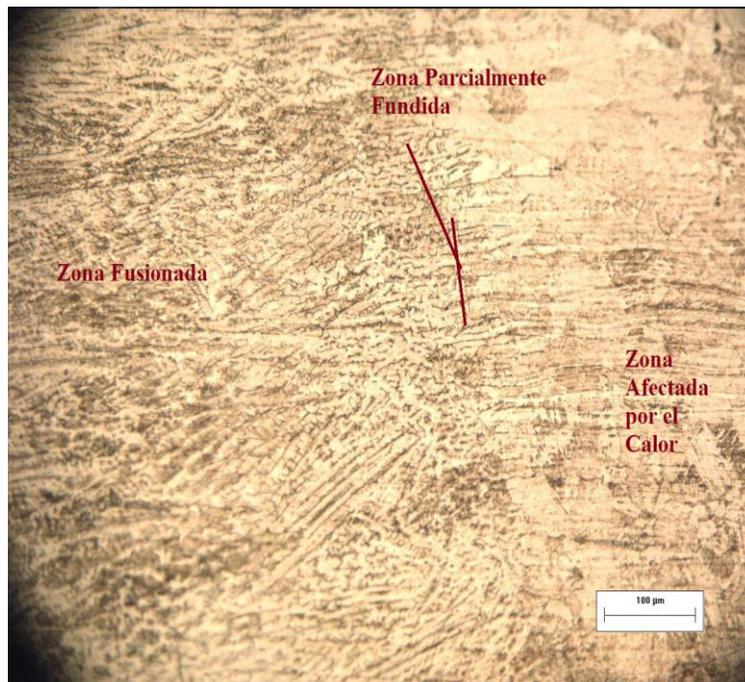


Figura 8.2.3.1 En la imagen se observa las diferentes zonas que son afectadas durante la aplicación del cordón de soldadura, cabe señalar que la zona parcialmente fundida tiene un área menor en su afectación, esto debido a que hay una cantidad de granos inferior que la presentada en la imágenes de las piezas protegidas con gas argón.

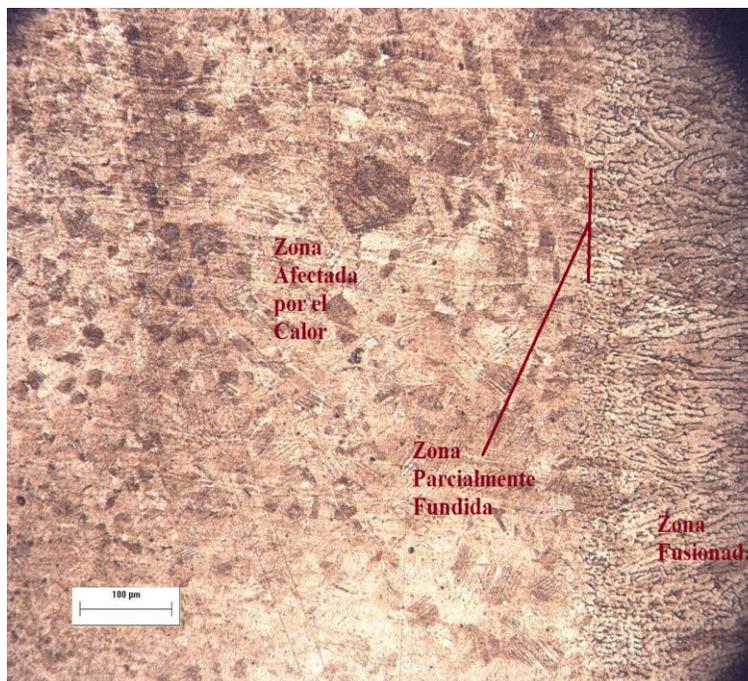


Figura 8.2.3.2 En la imagen se observa que las zonas que predominan son la zona afectada por el calor y la zona de fusión, por lo que la zona parcialmente fundida es casi nula.

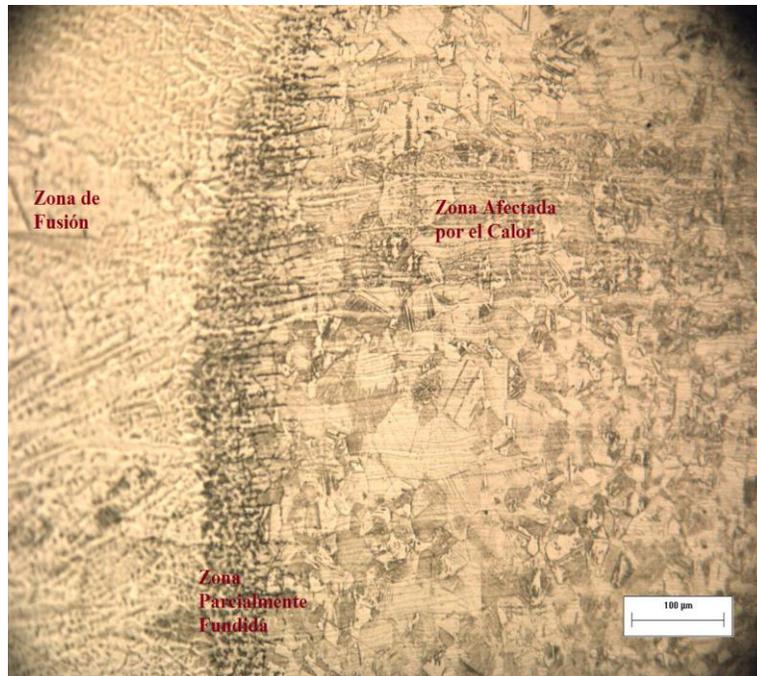


Figura 8.2.3.3 Se observan los granos del metal con un tamaño mayor en la zonas afectada por el calor.

8.2.4 Medidas de microdureza Vickers

Tabla 8.2.4 Dureza registrada para las piezas soldadas con la mezcla Ar-H₂

	ZAC	ZPF	ZF	ZF	ZPF	ZAC	Probeta
Ar-20%H ₂	225	212	177	188	221	223	SS-1 Ar-20%H ₂
	221	220	189	194	225	231	SS-2 Ar-20%H ₂
	221	217	201	186	221	222	SS-3 Ar-20%H ₂
Promedio	222,33	216,33	189	189,33	222,33	225,33	

ZPF: zona parcialmente fundida

ZAC: zona afectada por el calor

ZF: zona de fusión

La medidas de dureza son inferiores en la zona de fusión con respecto a las que presentan en la zona afectada por el calor, en la zona afectada por el calor las medidas son muy parecidas a las que se obtuvieron en la zona parcialmente fundida, esto porque ésta zona es casi nula en las muestras protegidas con hidrógeno.

La zona parcialmente fundida es casi nula porque el metal fundido tuvo un enfriamiento más rápido durante su solidificación, pero cuando todo el metal solidificó el metal tardó más tiempo en llegar a la temperatura ambiente y también porque hubo un área mayor que sufrió un calentamiento, por lo que, los granos tuvieron la oportunidad de crecer y equiparar en tamaños aproximados a los del metal base.

8.2.5 Gráficas y tabla de los ensayos de tensión soldadas con Ar-20% H_2

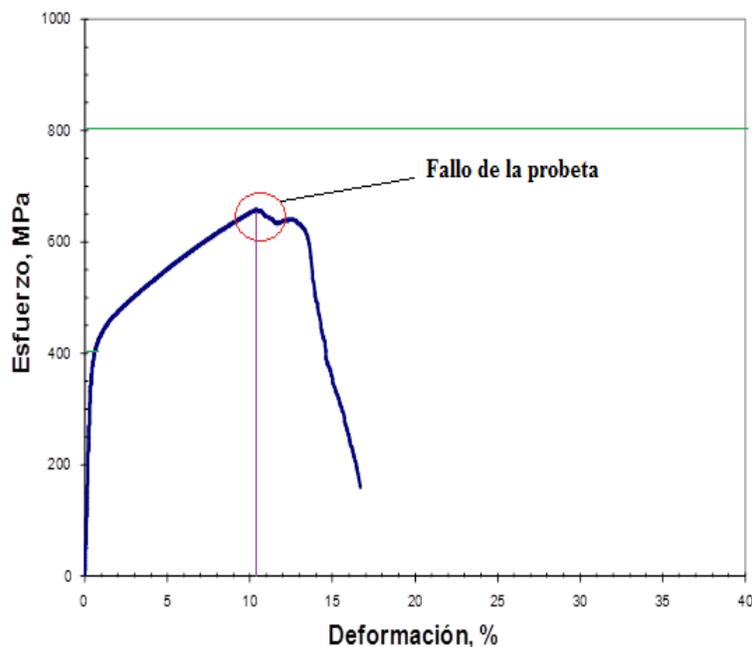


Figura 8.2.5.1 La curva esfuerzo vs deformación de la probeta SS-1Ar-20% H_2 en la cual se muestra un esfuerzo grande que soporto la probeta pero ésta misma se deformó 16% y después falló la probeta con poca deformación.

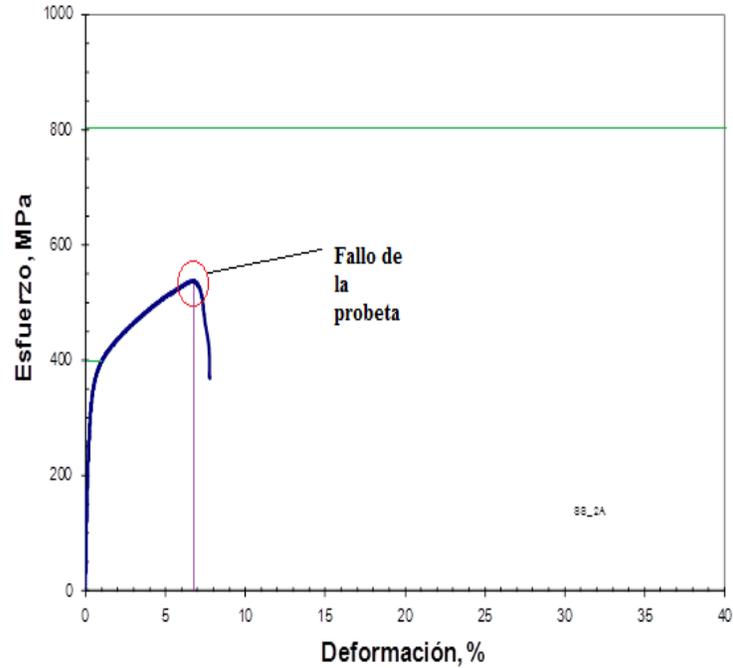


Figura 8.2.5.2 La curva esfuerzo vs deformación de la probeta **SS-2Ar-20% H_2** en la cual se muestra que la probeta no soportó la tensión puesto que la deformación es 7% (mínima), presentándose la falla de material con poca deformación.

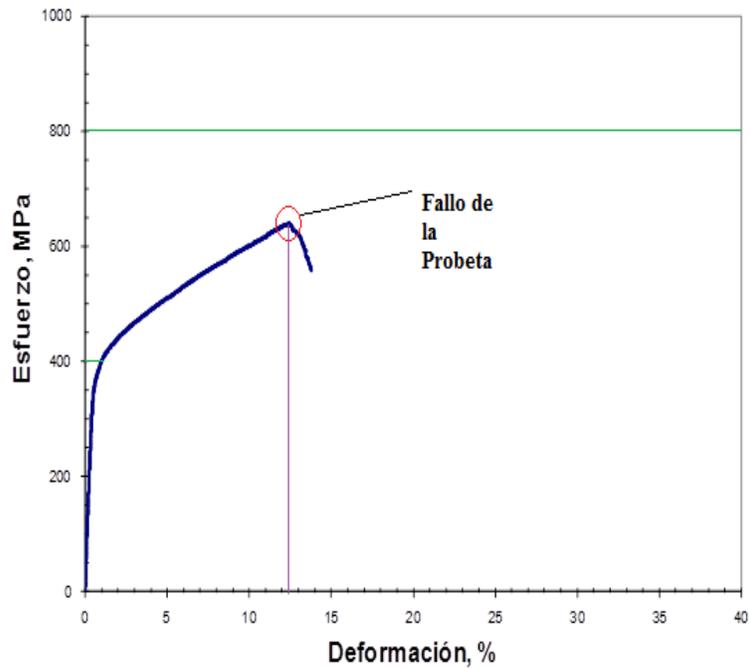


Figura 8.2.5.3 La curva esfuerzo vs deformación de la probeta **SS-3Ar-20% H_2** en la cual se muestra que la probeta falló con la misma carga que las probetas anteriores y también muestra 12.5% de deformación de la probeta.

Tabla 8.2.5.1 Tabla de puntos críticos registrados durante los ensayos de tensión

Prueba	Máxima Resistencia a la tensión (MPa)	Modulo de Young (GPa)	Esfuerzo de cedencia (MPa)	Esfueerzo de Fractura (MPa)	Deformación (%)	Reducción de Área (%)
SS-1Ar-20%H ₂	657	100	400	161	16.7	7.1
SS-2Ar-20%H ₂	537	190	326	369	7.8	3.9
SS-3Ar-20%H ₂	639	78	370	558	13.8	7.9

La tabla muestra que las probetas tuvieron poca deformación durante el desarrollo de los ensayos de tensión, las cargas soportadas por las probetas también fueron menores, y en general todas las propiedades fueron menores, lo que indica que el hidrógeno fragiliza el cordón de soldadura, esto acompaña con un aumento en los defectos en éste mismo lugar, por la segregación del exceso de hidrógeno durante la solidificación del material.

8.2.6 Fractografías

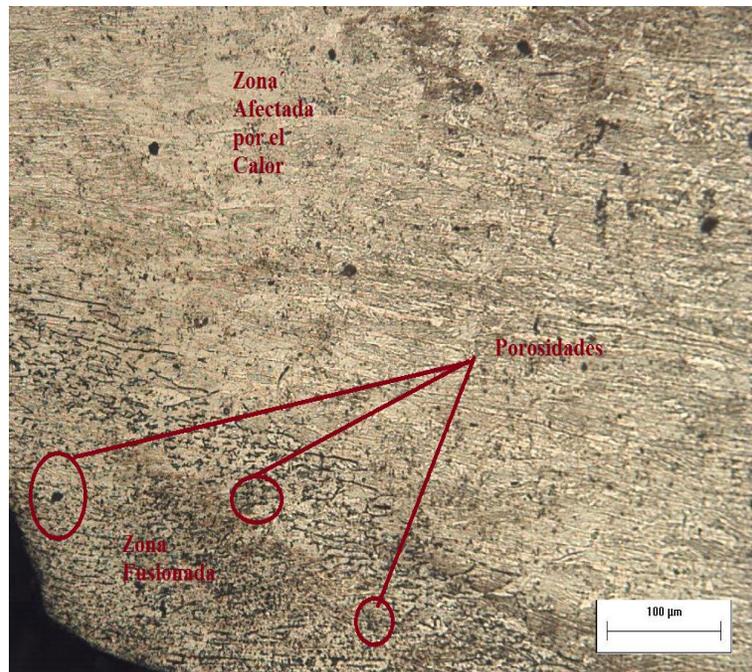


Figura 8.2.6.1 La metalografía muestra que los granos tienen escasa deformación, pero más importante es observar que la fractura se generó en la zona de fusión, se aprecia también que la deformación fue de poca magnitud que la presentada en los cordones protegidos con gas argón.

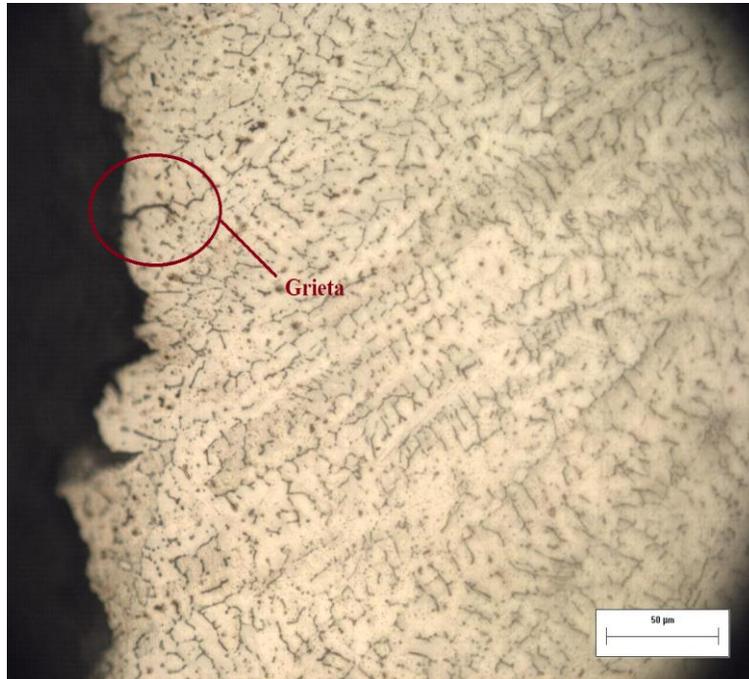


Figura 8.2.6.2 Se observa que en la superficie de la fractura generada por el ensayo de tensión hay grietas con origen en los límites de grano.



Figura 8.2.6.3 Se observa claramente una grieta en la zona de fusión.



Figura 8.2.6.4 Se muestra la misma grieta a 500X , la grieta se genera (nuclea) en un límite de grano y después se propaga entre los granos y a través de ellos .

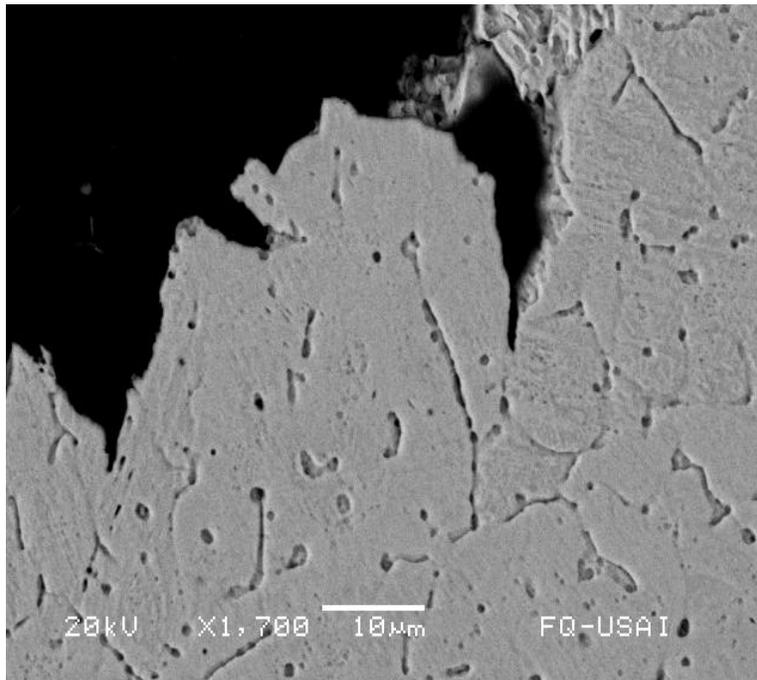


Figura 8.2.6.5 La vista lateral de la superficie de la fractura se observan grietas y porosidades, en las porosidades pudo haber gas segregado o es la huella de un carburo formado durante la fusión del material.

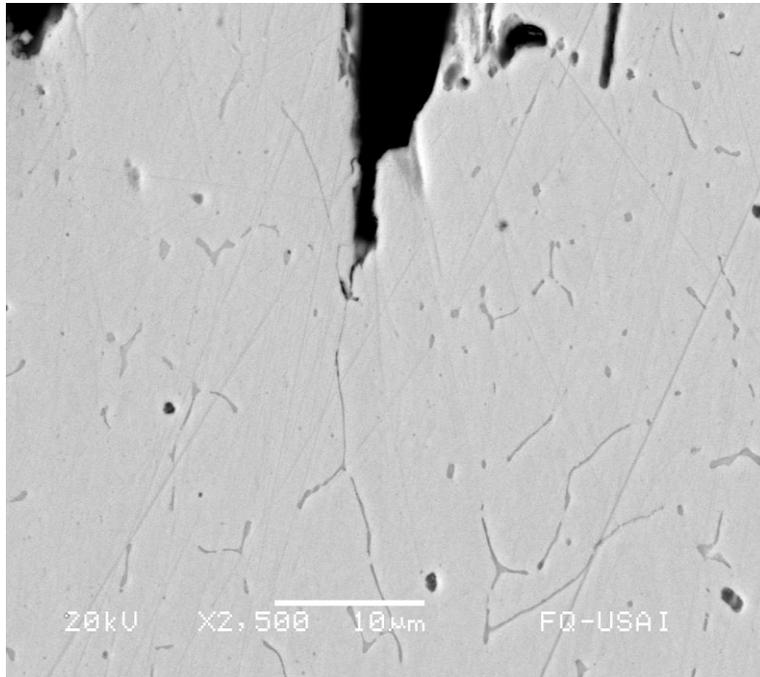


Figura 8.2.6.6 La grieta se nuclea en un límite de grano.

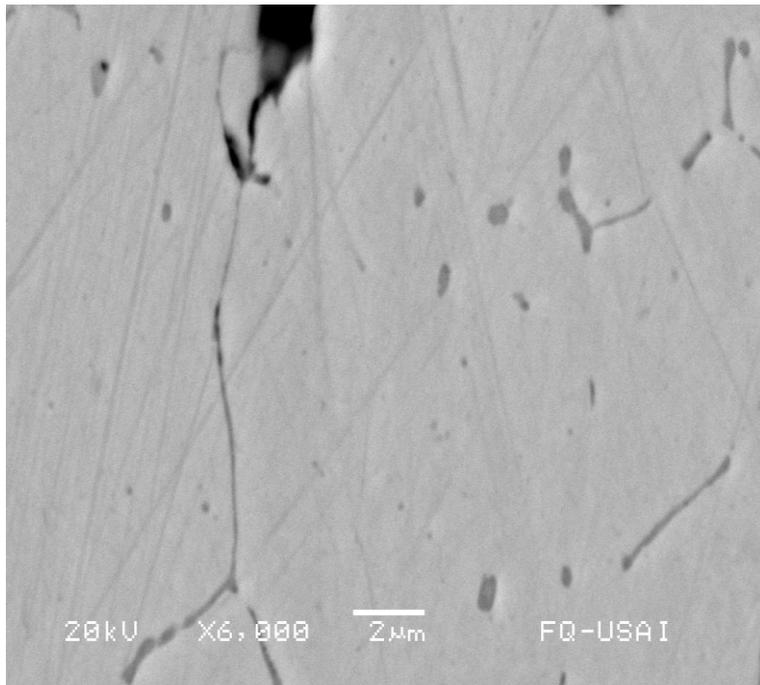


Figura 8.2.6.7 En esta imagen se aprecia mejor la nucleación de la grieta entre los granos.

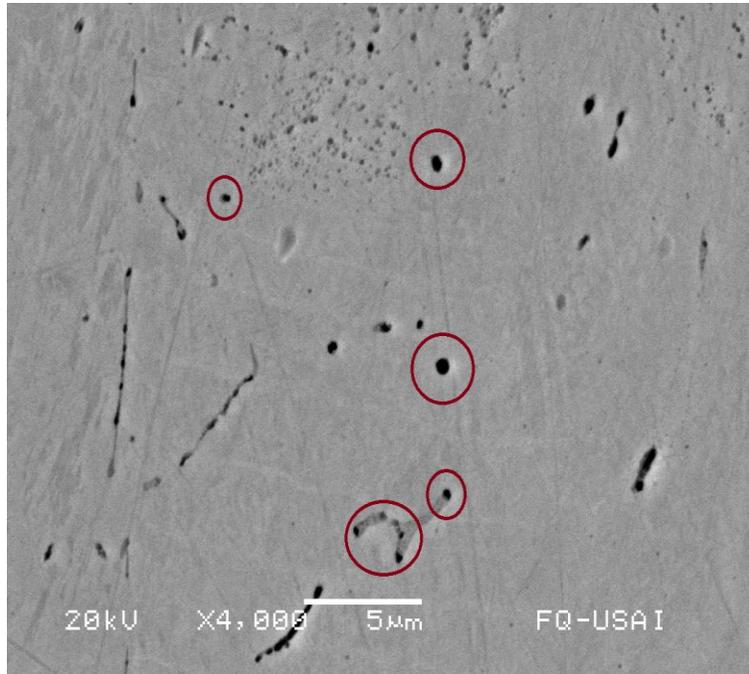


Figura 8.2.6.8 La imagen muestra diferentes porosidades esféricas, presuntamente huellas de carburos.

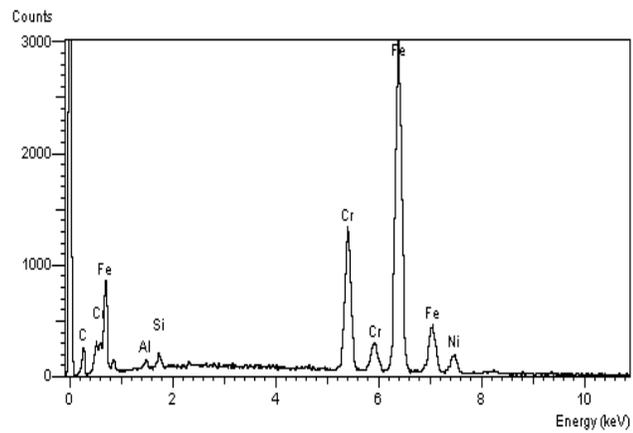


Figura 8.2.6.9 La grafica muestra una acumulación de carbono y cromo en una de las porosidades.

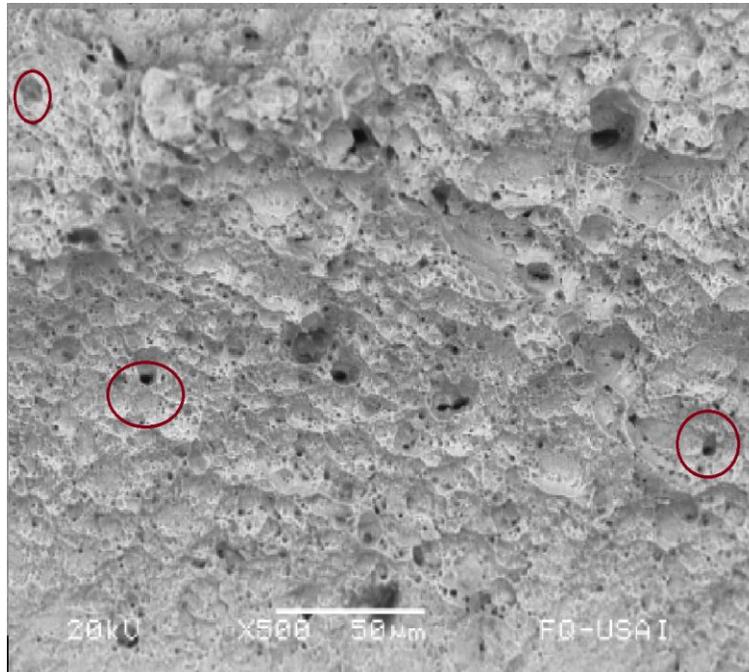


Figura 8.2.6.2 La imagen es de la superficie de la fractura generada por el ensayo de tensión, se observa que hay muchas porosidades en la zona de fusión y también es perceptible que la fractura no es muy rugosa, esto significa que los granos del metal no fueron muy deformados antes de fracturarse.

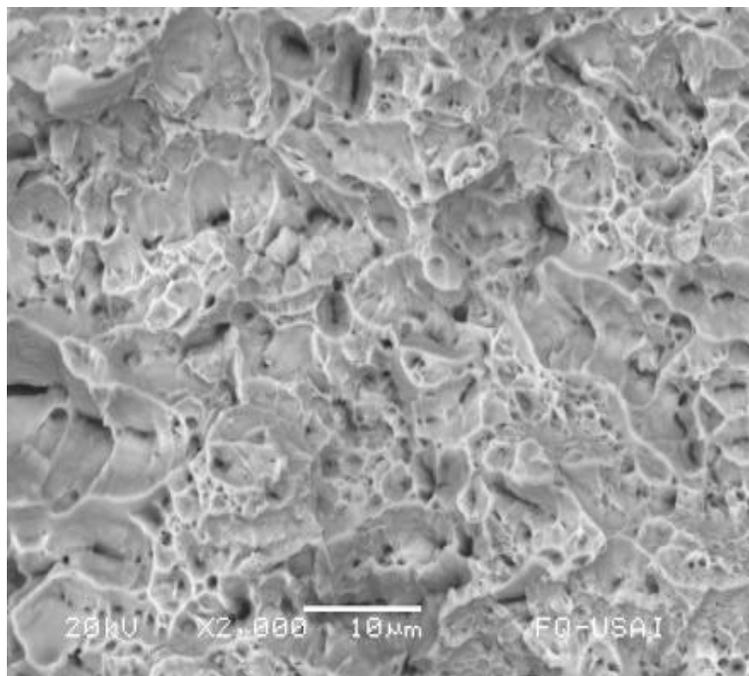


Figura 8.2.6.3 La imagen muestra la escasa profundidad de los huecos formados por la aplicación de la tensión axial, éste efecto se da porque los granos del material fueron ligeramente deformados ya que se fragilizaron por el hidrógeno.

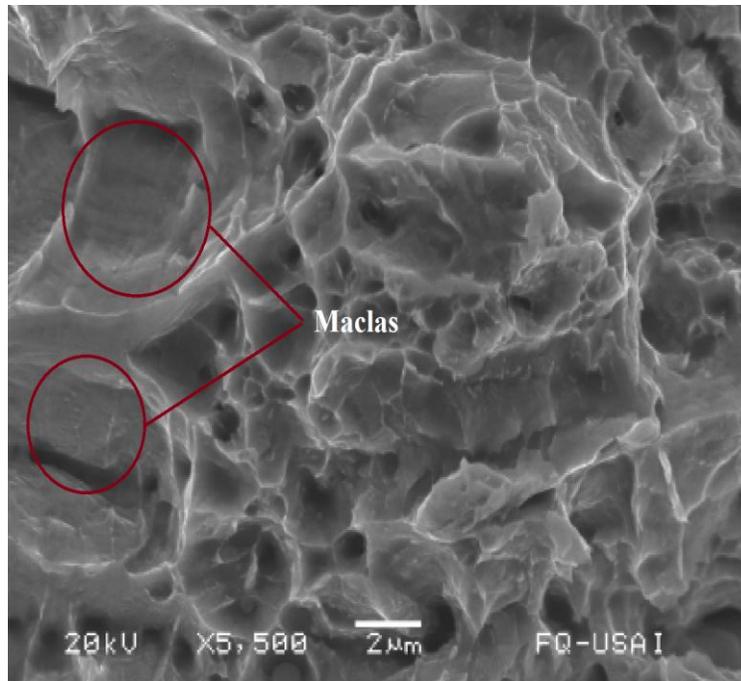


Figura 8.2.6.4 La imagen muestra que los granos de metal fueron fracturados a través de ellos (fractura intergranular), apreciándose en algunos de ellos la maclas que se generaron en la fractura de la probeta.

8.3 Comparación de ANÁLISIS DE RESULTADOS

8.3.1 Fotografías estereográficas de los cordones de soldadura

Después de realizar la inspección visual de las piezas soldadas, en algunas de estas se observaron alteraciones en la morfología superficial de los cordones realizados, tales como, discontinuidades, grietas y cavidades, dichas piezas fueron desechadas.

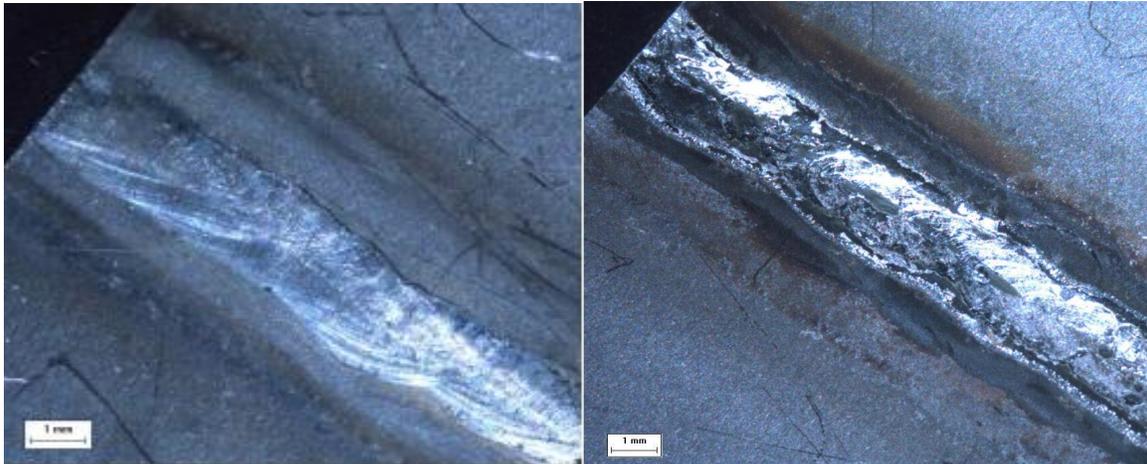


Figura 8.3.1 Imágenes representativas de la inspección estereográfica de las piezas soldadas usando Ar (izquierda) y la mezcla Ar-20%H₂ (derecha) como atmosferas.

Tomando como referencia (cordón de soldadura adecuado para evaluar) la imagen de al lado derecho de la figura 8.3.1, se observa que, en general, respecto a las muestras que se protegieron con la *mezcla gaseosa*, *la amplitud de su cordón es menor y la zona afectada por el calor tiene una propagación mayor*.

La poca amplitud del cordón es causa de la concentración de la energía del arco en un lugar específico, y también, de la energía añadida que es proporcionada por el gas hidrógeno en la generación y estabilidad del arco, produciendo una buena penetración de la soldadura pero con poca amplitud de la misma. La mayor amplitud de la zona afectada por el calor es ocasionada por la rápida fusión del metal en el lugar donde está incidiendo el arco y al mismo tiempo aumenta la temperatura (en un área mayor) en las partes periféricas del lugar donde se está dirigiendo el arco.

Ambas características están dadas por el efecto de la temperatura generada por la mezcla gaseosa, la magnitud de la temperatura es mayor, debido a la elevada capacidad calorífica que tiene el gas hidrógeno, cuando se quema el gas genera una mayor energía y calor en el arco.

8.3.2 Fotografías estereográficas de las muestras sometidas a *ensayo de doblez*.

Las probetas sometidas a ensayo de doblez resistieron en la zona de fusión, esto se observó para ambas uniones protegidas con los dos diferentes gases.

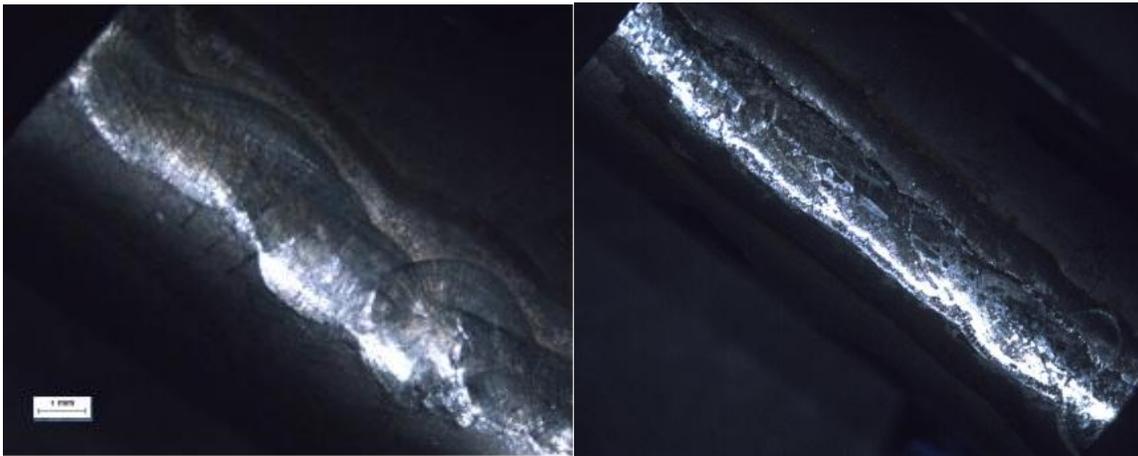


Figura 8.3.2 Imágenes representativas de la inspección estereográfica después del ensayo de doblez de las piezas soldadas usando Ar (izquierda) y la mezcla Ar-20%H₂ (derecha) como atmosferas.

La acción del hidrógeno sobre el metal base origina una fragilización de éste al estar en contacto con hidrógeno, ésta fragilización del metal genera poca deformación del metal base y del cordón de soldadura.

Cabe señalar que en las probetas unidas con la mezcla gaseosa (imagen derecha, figura 8.3.2) tienen una menor deformación en su amplitud, es decir, presentaron mayor resistencia a la aplicación de la fuerza de incidencia debido a que están fragilizadas por la acción del gas hidrógeno, por lo que, el esfuerzo fue distribuido en el material base y en la soldadura.

En cambio, la soldadura realizada con argón (imagen izquierda, figura 8.3.2) se ve más deformada en su amplitud por lo que se interpreta que la fuerza fue directamente concentrada en el cordón realizado.

8.3.3 Metalografías de las muestras soldadas.

En las metalografías a pesar que las estructuras son las mismas, es decir, es una estructura típica de un acero inoxidable 304 austenítico, con granos de austenita (áreas claras y poligonales) y ferrita (área oscura delimitando cada grano) en los límites de grano. Se observan diferencias muy importantes y generales en las zonas que fueron afectadas por la temperatura.

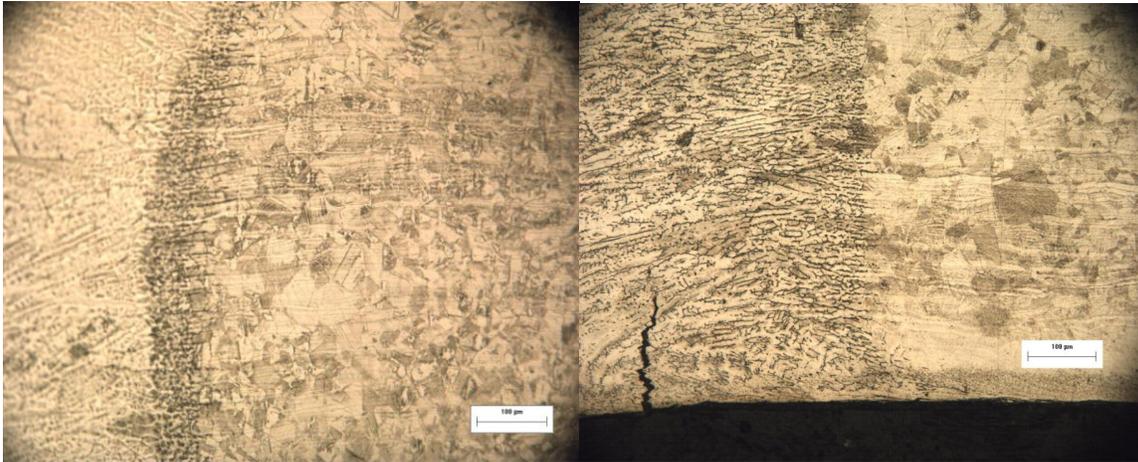


Figura 8.3.3 Imágenes representativas del análisis metalográfico de las piezas soldadas usando Ar (izquierda) y la mezcla Ar-20%H₂ (derecha) como atmosferas.

En la zona de fusión de las piezas soldadas con la mezcla gaseosa (imagen derecha, figura 8.3.3) los granos columnares son de una forma más alargadas y amplias en su estructura, debido a que cuando se genera el proceso de solidificación las partes vecinas, la zona parcialmente fundida y la zona afectada por el calor, en el metal tienen una mayor temperatura provocando que cuando el material cuando está solidificado requiera de más tiempo para estabilizarse con la temperatura ambiental. Este efecto ocasiona que la resistencia de cada grano columnar sea disminuida en su eje longitudinal, dado a que tienen (los granos columnares) una cantidad menor de defectos micro-estructurales puntuales, por lo que cuando se somete a un ensayo de tensión, la resistencia a la tensión se verá con una magnitud también disminuida. La zona parcialmente fundida de la mezcla gaseosa tiene un tamaño de grano ASTM de 4 y que es mayor al obtenido con el gas argón cuyo tamaño ASTM fue 6.

La zona parcialmente fundida de la soldadura protegida con la mezcla gaseosa tiene un área de afectación menor, esto significa que hay una cantidad menor de granos equiaxiales en una misma área y con mayor tamaño, con lo cual, también hay una menor cantidad de límites de grano, en los cuales se alojan defectos puntuales como son las vacancias y las dislocaciones. Al no haber tanta cantidad de límites de grano, donde se alojan los defectos puntuales, la carencia de estos defectos se tiene una resistencia mecánica menor.

Y por último, en la zona afectada por el calor se nota con un mayor tamaño de los granos que lo componen. El crecimiento de los granos se debió a la temperatura mayor que se generó en el arco eléctrico, desarrollando un intervalo de tiempo mayor para el proceso de enfriamiento del material.

La zona parcialmente fundida (área situada entre la zona de fusión y la zona afectada por el calor) de las piezas protegidas con gas argón tiene una cantidad de granos mayor, porque favoreciendo la coalescencia de granos en ésta zona, generando granos de menor tamaño pero con una mejor resistencia mecánica.



Figura 8.3.3.2 Metalografías de las zonas afectadas por el calor tomadas a 1000x, a la derecha zona afectada por la protección hecha con argón y la izquierda zona afectada por la protección hecha con la mezcla gaseosa.

8.3.4 Medidas de Dureza

Los registros muestran la influencia directa de la microestructura desarrollada durante la aplicación del arco eléctrico y después en el intervalo de enfriamiento. Y todas estas muestran a menor resistencia a la penetración en las piezas que fueron soldadas con la mezcla gaseosa. Pero este efecto se ve intensificado en la zona de fusión donde se encuentran los granos columnares con longitudes más prolongadas y cuerpos amplios en contraste con los que se encuentran en la misma zona de fusión pero soldados con gas argón.

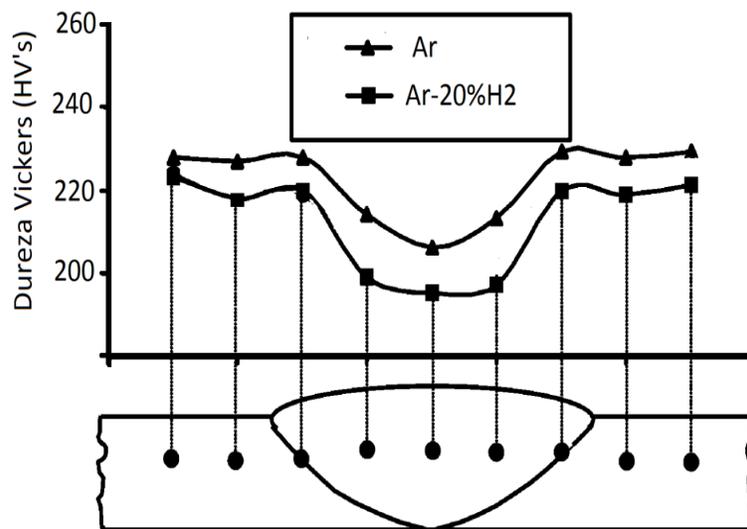


Figura 8.3.4.1 Gráfica que expresa como se distribuyen las durezas en las piezas soldadas.

8.3.5 Ensayos de Tensión

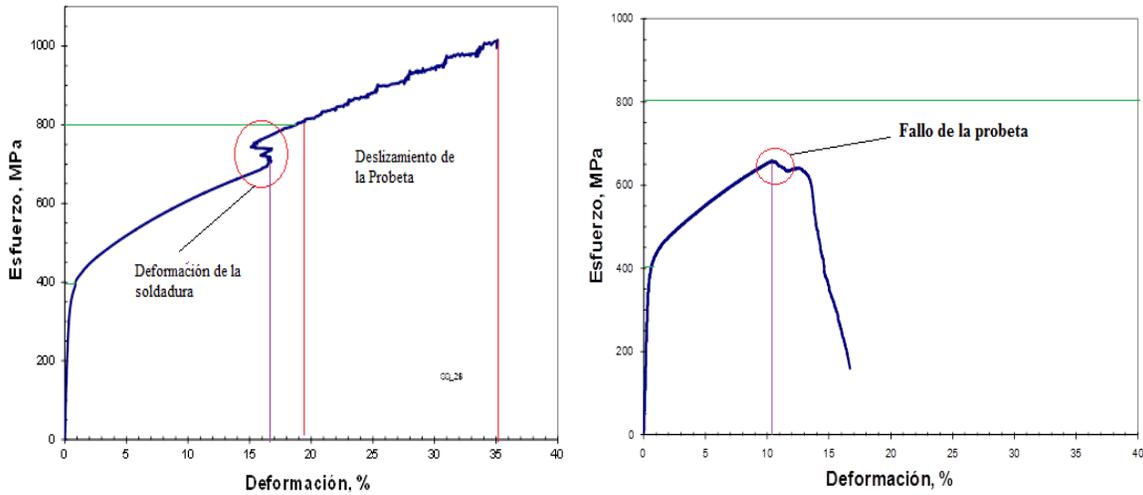


Figura 8.3.5 Gráficas representativas de los ensayos de tensión de las piezas soldadas usando Ar (izquierda) y la mezcla Ar-20%H₂ (derecha) como atmosferas.

En los ensayos de tensión se observa que las probetas hechas con la soldadura protegida con gas argón (imagen izquierda, figura 8.3.5), se desarrolló un proceso de deformación más prolongado con lo cual también se produjo una elongación mayor, incluso mayor que las que presenta el material base, la fractura en éstas piezas ocurrió en el material base.

Se puede apreciar una alteración de la curva en las piezas soldadas con argón en el rango de los 650-750MPa, este efecto es originado por el agrietamiento de la soldadura, aun con esto, el material se fracturo en el material base, esto porque la soldadura pudo deformarse y absorber la aplicación de la fuerza tensil.

Respecto a las piezas que fueron soldadas y protegidas con la mezcla gaseosa (imagen derecha, figura 8.3.5), la fractura se presentó en la unión, porque la soldadura y el metal base se encuentran fragilizados por la acción del hidrógeno. La soldadura fragilizada no puede absorber la carga aplicada y cede ante esta.

8.3.6 Fractografías

En las fotos se observa que la huella en la fractura que se presenta en el material base tiene una mayor presencia de profundidad (líneas blancas), y la fractura que presenta el cordón protegido con la mezcla gaseosa se observa que ésta fue de una manera más rígida porque no se ve en gran medida la formación de líneas blancas en los granos, por lo que se entiende que hubo una fragilización por hidrógeno haciendo la fractura frágil.

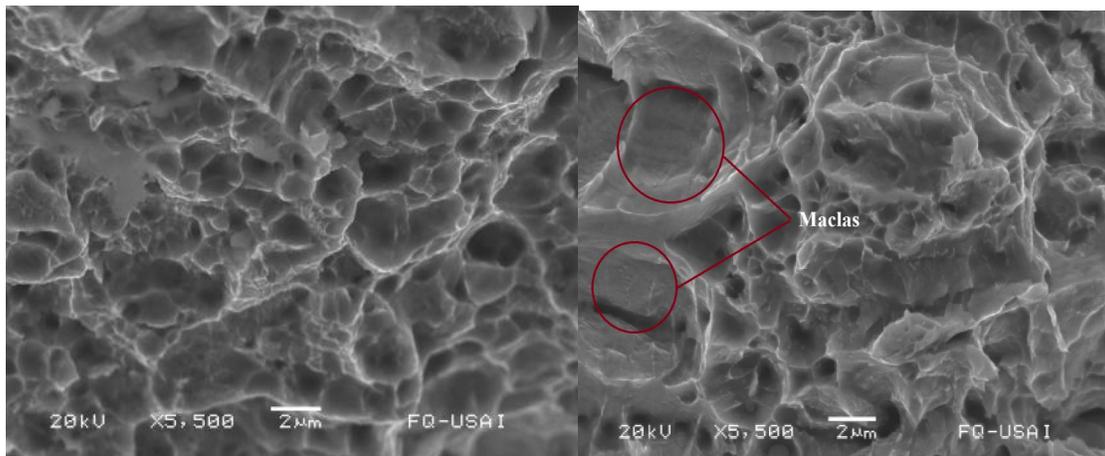


Figura 8.3.6 Imágenes representativas de las fractografías de las piezas soldadas usando Ar (izquierda) y la mezcla Ar-20%H₂ (derecha) como atmosferas.

En las ampliaciones de las mismas fracturas a 5500X para la mezcla gaseosa (imagen derecha, figura 8.3.6) se observa que la fractura del cordón de soldadura se generó a través de los granos ya que se observa la generación de maclas, esto porque los granos del material tuvieron poca deformación generando una fractura frágil, En cambio, la fractura del material base (imagen izquierda, figura 8.3.6) se ve con mayor claridad los cráteres profundos generados por los granos alargados hasta su fragmentación, fractura dúctil.

8.3.6.1 Metalografías de Fracturas

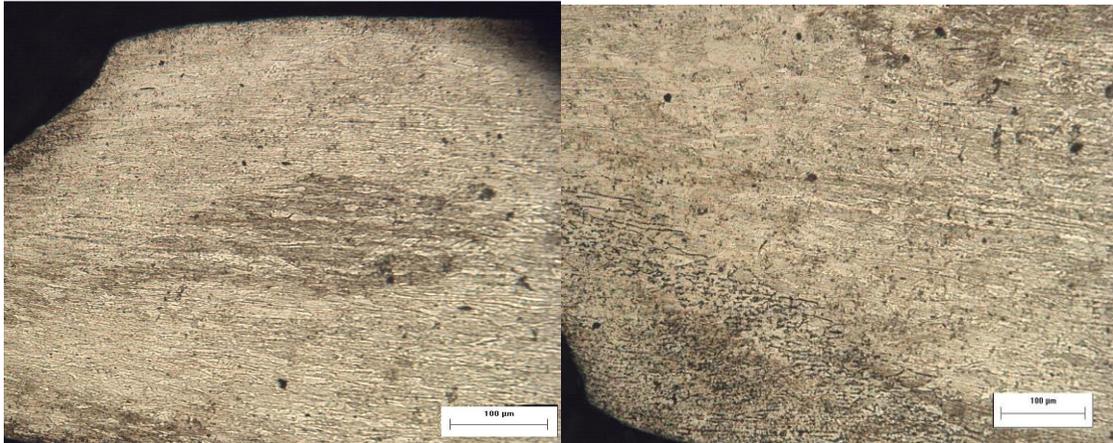


Figura 8.3.6.1 Imágenes representativas de las Fractografías-metalográficas de las piezas soldadas usando Ar (izquierda) y la mezcla Ar-20%H₂ (derecha) como atmosferas.

Se observa la fractura de los granos columnares en el cordón de soldadura protegida con la mezcla gaseosa se debió a la fuerza tensil que se aplicó, sin embargo, los granos del material base no se ven tan deformados ya que no se pudo aplicar la fuerza necesaria para ocasionar que éste efecto se hiciera más notorio. En cambio, en la soldadura protegida con argón la fractura se presentó en el material base y se observa que los granos se deformaron en un área mayor hasta su desprendimiento, ya que se aplicó una fuerza axial más elevada hasta que falló la probeta.

9.- CONCLUSIONES

- La adición de hidrógeno al argón tiene un efecto contraproducente para las propiedades mecánicas en la zona de unión, ya que éste elemento fragiliza al material, a la estructura del cordón y promueve la producción de carburos.
- El sobre calentamiento de las diferentes zonas que se afectan durante la aplicación del arco generan un enfriamiento más lento en cada zona.
- La ductilidad disminuye con la protección de la mezcla gaseosa principalmente en la zona de fusión.
- Un tamaño de grano grande no significa que el material sea dúctil, ya que puede estar fragilizado en su estructura cristalina.
- La formación de carburo en el material facilita la nucleación de grietas.
- El hidrógeno fragiliza la soldadura haciéndola poco deformable cuando se aplica una carga axial.

10.- BIBLIOGRAFÍA

Libros

1. Lancaster JF, editor. The physics of welding. Oxford:Pergamon Press, 1986
2. Lucas W. Shielding gases for arc welding Part I. Welding and Metal Fabrication 1992; 60(5):218-25.
3. Minnick WH. Gas tungsten arc welding handbook. The Goodheart-Willcox Company, Inc. 1996.
4. Hicken GK. Gas-tungsten arc welding, vol. 6. ASM Handbook.1993. p. 190 – 193.
5. ASM Handbook; Welding Brazing and Soldering, V.6
6. AWS American Welding Society, Welding Handbook V.1 8 ed.
7. Sindo K. Welding Metallurgy, John Wiley and Sons 1987 p 109.
8. JD. Hunt solidification and casting of metals, The Metal society of London 1979.
9. Lucas W. Shielding gases for arc welding D Part I.Welding and Metal Fabrication 1992; 60 (5):218-25.
- 10.Hortwits; Soldadura aplicaciones y práctica, pp 109 Soldadura con arco de tungsten y gas.
- 11.Hilton D. Shielding gases for gas metal arc welding. Welding and Metal Fabrication 1990; 58 (6):333-4.
- 12.Hongyan Zhang; Resistance Welding Fundamentals and Applications, CRC Taylor & Francis, Boca Raton New York.
- 13.Robert W. Messler, Jr; Principles of Welding, Processes, Physics, Chemistry and Metallurgy, Wiley-Vch, 2004.

Artículos

14. Tusek J, Suban M. Experimental research of the effect of hydrogen in argon as a shielding gas in arc welding of high alloy stainless steel. *Int J Hydrogen Energy* 2000; 25 (4):369–376.
15. Onsùien M, Peters R, Olson DL, Liu S. Effect of hydrogen in an argon GTAW shielding gas: arc characteristics and bead morphology. *Welding Journal* 1995;74 (1):10s-5s.
16. Lowke John; Prediction of Gas Tungsten Arc Welding Properties in Mixtures of Argon and Hydrogen; *IEEE Transactions on plasma science*, Vol 25, Oct 1997, p. 925-930.
17. Oriani, R.A. The Physical and Metallurgical Aspects of Hydrogen in Metals. in *ICCF4, Fourth International Conference on Cold Fusion*. 1993. Lahaina, Maui: Electric Power Research Institute 3412 Hillview Ave., Palo Alto, CA 94304.
18. Jaap Hooijmans, Hydrogen absorption in iron and gas tungsten arc welding , *Stellingen behorende bij het proefschrift*, december 1994.
19. Technical Repor tEffect of heat input on the microstructure and mechanical properties of gas tungsten arc welded AISI 304 stainless steel joints Subodh Kumar, A.S. Shahi, Department of Mechanical Engineering, Sant Longowal.
20. Finite element analysis of GTAW arc under different shielding gases Atilla Savas, Vural Ceyhun Ege University, Mechanical Engineering Department, Izmir, Turkey