

00378

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO



POSGRADO EN CIENCIA E INGENIERÍA DE MATERIALES

INSTITUTO DE INVESTIGACIONES EN MATERIALES

INTERACCIÓN ENTRE ACEROS CON
DIFERENTE MICROESTRUCTURA EN LA
SOLDADURA POR ARCO ELÉCTRICO

T E S I S
QUE PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRA EN CIENCIAS E INGENIERÍA DE MATERIALES
P R E S E N T A
I.Q.M. VERÓNICA MARTÍNEZ FLORES

Director de tesis: Dr. Arturo Barba Pingarrón

México D.F.

2004



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.

RESUMEN

En una unión soldada, la continuidad metalúrgica es el crecimiento epitaxial del metal de aporte a partir del metal base, es decir que el metal de aporte nucleé en los granos del metal base y crezca con la misma microestructura. En el control de calidad de la soldadura no se toman en cuenta la solidificación primaria del metal de aporte y ni el tipo de crecimiento a partir del metal de base, parámetros fundamentales para determinar la continuidad metalúrgica.

En el presente trabajo se evaluó la interacción microestructural en uniones soldadas entre aceros y electrodos con las microestructuras básicas: ferrita, austenita y martensita determinando la existencia de continuidad metalúrgica, además se evaluó un electrodo tipo duplex (ferrítico-austenítico) debido a su alta demanda comercial.

Se diseñó un dispositivo para realizar depósitos con el proceso SMAW y así mantener las variables de depositación controladas. Se realizaron depósitos de manera que se obtuvieron todas las combinaciones posibles entre aceros y electrodos, posteriormente, se prepararon metalográficamente para su evaluación por medio de microscopía óptica y electrónica de barrido.

Los resultados muestran que al soldar materiales con estructuras diferentes, el tipo de solidificación cambia al alternar las microestructuras entre el metal base y el metal de aporte. De igual manera, al soldar un acero con un electrodo con la misma composición química, no es garantía de que se presente continuidad metalúrgica. Por lo tanto, sería conveniente que la continuidad metalúrgica se considere como parámetro de control en soldadura.

ABSTRACT

In a welded union, the metallurgical continuity is the epitaxial growth of the filler metal from the base metal. This means that the filling metal nucleates at the base metal grains and grows with the same microstructure.

During welding quality control, the filling metal's primary solidification is not taken into account, as well as neither the type of growth from the base metal, which are fundamental parameters to determine metallurgical continuity.

In the present work the microstructural interaction in welded unions between steels and electrodes with basic microstructures was evaluated: ferrite, austenite, martensite, determining the appearance of metallurgical continuity; the duplex electrode (ferritic-austenitic) was evaluated as well, due to its high commercial demand.

A device to obtain deposits from the SMAW process was designed so as to maintain the controlled variables of deposition. Several deposits were made in order to obtain all the possible combinations between steels and electrodes, after that, they were metallographically prepared for their evaluation, through optic and scanning electronic microscopy.

The results show that when welding materials with different structures, the type of solidification changes when the microstructures between the base metal and the filling metal are alternated. In the same way, when welding steel with an electrode with the same chemical composition, there is no guarantee of obtaining metallurgical continuity.

Therefore, this should be an important parameter to be taken into consideration for welding control.

*A mi familia.
A Luis.*

"1 cm cambiaría la vida"

Agradecimientos.

*Al Dr. Francisco Esparza Herrada, por su apoyo incondicional.
Al Dr. Oscar Jesús Rendón Gómez, por compartir su conocimiento
Al Dr. Arturo Barba Pingarrón, por su apoyo y confianza*

Al M. en C. Gerardo Arambura Pérez, al Dr. Francisco Javier Rodríguez Gómez, al personal del Laboratorio de Ingeniería Mecánica de la Facultad de Ingeniería así como a Iván Lee Puente, Técnico del Laboratorio de Microscopía Electrónica de la Facultad de Química, a todos ellos por su apoyo y dedicación

A Patricia Franco, Baudelio Ramírez, Karina Rojas, Darío Escobar, Vicente Álvarez, Carlos Suárez y Jorge Badillo, por su amistad y los momentos compartidos.

CONTENIDO

1	INTRODUCCIÓN.....	1
1.1	OBJETIVOS.....	3
2	CONCEPTOS FUNDAMENTALES.....	4
2.1	Diagrama de Fases del Sistema Fe-C.....	4
2.2	Diagrama de Fases del Sistema Fe-Cr.....	6
2.3	Clasificación de Aceros Inoxidables.....	7
2.3.1	Ferríticos.....	8
2.3.2	Martensíticos.....	9
2.3.3	Austeníticos.....	10
2.3.4	Duplex.....	13
2.4	Diagrama pseudobinario Fe-Cr-Ni.....	13
2.5	Crecimiento epitaxial en la frontera de fusión.....	15
2.6	Crecimiento competitivo en el seno de la zona de fusión.....	17
2.7	Efecto de los parámetros de soldadura sobre la microestructura.....	18
2.8	Nucleación de granos nuevos en el metal líquido.....	19
2.9	Solidificación celular y dendrítica en soldaduras.....	22
2.10	Ciclo térmico de la soldadura.....	29
2.11	Transformaciones de fase durante el enfriamiento del metal soldado.....	29
2.11.1	Transformaciones en soldaduras de aceros inoxidables duplex.....	34
2.11.2	Transformaciones en soldaduras de aceros al carbono y baja aleación.....	36
2.11.3	Efecto de elementos aleantes en la cinética de transformación.....	39
2.12	Uso del diagrama de Schaeffler.....	41
2.13	Diagramas de Transformación.....	42
3	PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	43
3.1	Metales de Trabajo.....	43
3.2	Dispositivo Experimental.....	43
3.2.1	Diseño y Funcionamiento.....	43
3.2.2	Sistema General de Soldadura.....	46
3.3	Depósitos de Soldadura.....	47
3.3.1	Condiciones.....	47
3.3.2	Depósitos.....	47
3.4	Muestreo.....	48
3.5	Preparación Metalográfica.....	49
3.5.1	Desbaste y Pulido.....	49
3.5.2	Ataque Metalográfico.....	49
3.6	Microscopia.....	51
3.6.1	Microscopio Óptico Metalográfico.....	51
3.6.2	Microscopio electrónico de barrido.....	51
4	RESULTADOS.....	52
4.1	Metales Base.....	52
4.2	Metales de Aporte.....	54
4.3	Zona Afectada Térmicamente.....	56
4.4	Zona de Mezcla.....	59
4.4.1	Interacción entre aceros con estructuras similares.....	59
4.4.2	Interacción entre aceros con estructura diferente.....	66
4.4.3	Interacción con un acero duplex.....	78
5	DISCUSIÓN.....	84

5.1	Interacción entre aceros similares.....	85
5.1.1	Ferrita-Ferrita.....	85
5.1.2	Austenita-Austenita.....	86
5.1.3	Martensita-Martensita.....	86
5.2	Interacción entre aceros con estructuras diferentes.....	87
5.2.1	Ferrita-Austenita.....	87
5.2.2	Austenita-Ferrita.....	88
5.2.3	Ferrita-Martensita.....	89
5.2.4	Martensita-Ferrita.....	89
5.2.5	Martensita-Austenita.....	90
5.2.6	Austenita-Martensita.....	90
5.3	Interacción con un acero duplex.....	91
5.3.1	Ferrita-Duplex.....	91
5.3.2	Austenita-Duplex.....	92
5.3.3	Martensita-Duplex.....	92
6	CONCLUSIONES.....	94
7	BIBLIOGRAFÍA.....	95
	APÉNDICE A.....	97
	<i>Aceros</i>	97
	<i>Electrodos</i>	99
	APÉNDICE B.....	104

1 INTRODUCCIÓN

La soldadura por arco ha adquirido a lo largo de los años un interés creciente. Las causas de esto se atribuyen principalmente a dos factores: el primero de ellos, sin duda, es la aplicación de la unión de metales en la industria química, petroquímica, metalúrgica, alimenticia, minera, cementera, nuclear, naval, de construcción, metal mecánica, etc, y el segundo factor de importancia de la soldadura es el estudio y prevención de la falla de la unión soldada.

Las principales fallas se deben a la presencia de defectos en la continuidad metalúrgica de la unión soldada, manifestándose como fisuraciones, huecos, distorsión de la estructura cristalina, es decir transformación martensítica entre otras[2]. Debido a lo anterior, la condición metalúrgica de la soldadura, que es determinante para la calidad y seguridad, depende del manejo adecuado de las condiciones térmicas, transformaciones de fase, estructuras, impurezas, esfuerzos residuales y composición química tanto del metal base existente como del metal de aporte seleccionado. En centrales nucleares han relacionado los parámetros metalúrgicos que influyen en elementos soldados de acero inoxidable austenítico, tales como la cantidad de ferrita delta y la sensibilización, con la fisuración en caliente y la corrosión intergranular respectivamente[3]. En la industria petroquímica, se aplica el revestimiento por soldadura de acero inoxidable en reactores de acero al carbono, con el fin de disminuir costos de fabricación y aumentar la resistencia a la corrosión. Las características más importantes de un proceso de recubrimiento son: interacción microestructural entre los diferentes aceros, además de dilución, cantidad y espesor de recargue.

Otro ejemplo se presenta en la construcción de plataformas semi-sumergibles. En este caso el problema radica en la correcta selección del metal de aporte y, por lo tanto, en la interacción microestructural entre la soldadura de columnas verticales, que sostienen la cubierta, y los extremos inferiores a pontones[3].

En los procesos de fabricación y procedimientos de reparación, el control de calidad se enfoca principalmente a la presencia de heterogeneidades internas clásicas (poros, atrapamiento de escoria, etc), mientras que se ignora la presencia de defectos metalúrgicos (diferentes

microestructuras de los metales de aporte y base), que pueden ocasionar daños catastróficos incluyendo la pérdida de vidas humanas.

En un trabajo previo [1] se evaluó, entre otras, la unión soldada AISI-410/AWS ER347 por arco eléctrico con electrodo manual (SMAW) hecha bajo código ASME por soldadores certificados, efectuadas en la Central Termoeléctrica Valle de México; en esas soldaduras se encontraron detalles como esfuerzos de contracción dando lugar a un alto riesgo de fractura, además de que en la línea de fusión, es evidente la presencia de defectos en la continuidad metalúrgica de la unión soldada.

Estos defectos no eran atribuibles al procedimiento, la habilidad de los soldadores o a discontinuidades físicas sino a una aparente discontinuidad metalúrgica entre diferentes estructuras cristalinas al tomarse como criterio de evaluación el crecimiento epitaxial de los cristales del metal de aporte a partir de la línea de fusión y a la presencia de microfisuras en la misma.

Debido a lo anterior, surge la necesidad de dedicar el presente trabajo a la interacción microestructural entre aceros con microestructuras básicas por soldadura de arco eléctrico y así contribuir a las exigencias de seguridad, economía y tecnología.

Se propone entonces llevar a cabo un estudio más preciso de uniones soldadas por el mismo proceso para determinar la influencia microestructural en la continuidad metalúrgica de dichas uniones. Para la realización de este estudio se diseñó y se construyó un dispositivo experimental por medio del cual fuera posible realizar depósitos en forma semiautomática con electrodos recubiertos. La selección de aceros y electrodos se basa en materiales que presenten las tres estructuras básicas de los aceros: austenita, ferrita y martensita; incluyendo además una estructura duplex austenita-ferrita. Los depósitos se realizan de forma "cruzada", es decir, se utilizó alternativamente cada acero como metal base y como metal de aporte, con excepción del acero tipo 312 que no se produce en forma de acero trabajado (solamente se produce en forma de piezas fundidas cambiando su designación a CE y HE, con contenidos de carbono variables según se use como acero resistente a la corrosión o para altas temperaturas).

El estudio de la línea de fusión se hizo por microscopía óptica y por microscopía electrónica de barrido, además se incluyen micrografías de los metales base y de las zonas afectadas por el calor como referencia.

1.1 OBJETIVOS

- Determinar la existencia de continuidad metalúrgica entre aceros soldados por arco eléctrico.
- Determinar el efecto de la microestructura solidificada entre el metal base y el metal de aporte sobre la continuidad metalúrgica.
- Comprobar si existe continuidad metalúrgica en aceros soldados con el electrodo duplex (ferrítico-austenítico).

2 CONCEPTOS FUNDAMENTALES

2.1 Diagrama de Fases del Sistema Fe-C

El diagrama de fases hierro-carbono representa la estabilidad de las posibles fases en el equilibrio en función de la temperatura y del porcentaje en carbono. En la Figura 2.1 se muestra el diagrama metaestable Fe-Fe₃C con contenidos de carbono de hasta 6.67% C que sirve para la comprensión de las estructuras y transformaciones de los aceros.

Según el carácter de transformación de las aleaciones con el cambio de temperaturas, todo el diagrama se puede dividir en dos partes: 1) la superior que corresponde a la cristalización primaria de las aleaciones a partir de liquidus, 2) la inferior desde solidus hasta el enfriamiento completo, que corresponde a los procesos de cristalización secundaria de las aleaciones.

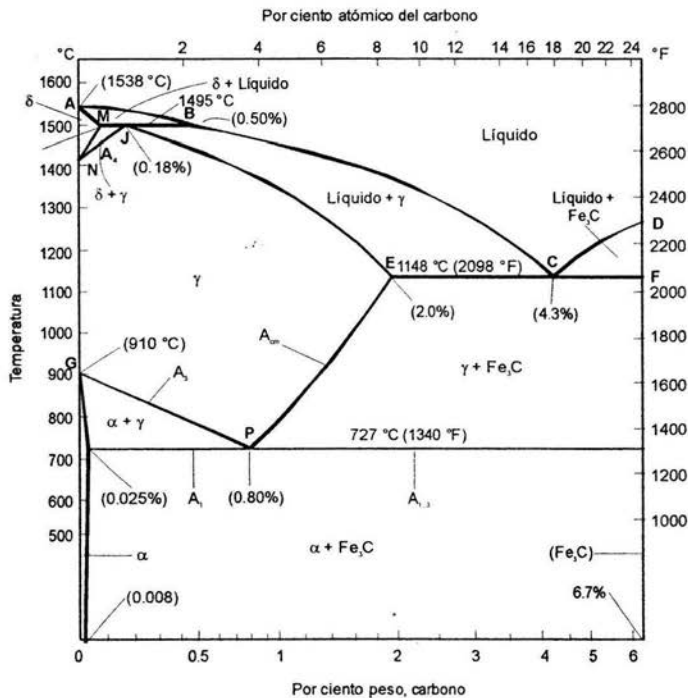


Figura 2.1 Diagrama de fases Fe-Fe₃C. [23]

Del diagrama se deducen los siguientes puntos:

1. La línea ABCD (líquidus) indica la temperatura a la que comienzan a solidificar las aleaciones del sistema. De A a B se forma la solución sólida δ , de B a C la γ y de C a D la cementita.
2. La línea AMJECF (solidus) indica las temperaturas del final de solidificación.
3. El punto A corresponde a la temperatura de solidificación del Fe puro (1538°C).
4. El punto N (1400°C) corresponde a la temperatura de equilibrio $\text{Fe}_\delta \leftrightarrow \text{Fe}_\gamma$. Esta temperatura se designa por A_4 .
5. El punto G (910°C) corresponde a la temperatura de equilibrio $\text{Fe}_\gamma \leftrightarrow \text{Fe}_\alpha$, que se designa por A_3 .
6. El punto C define una aleación de tipo eutéctico, con 4.3% de carbono, entre la austenita y la cementita, denominada ledeburita.
7. El punto E corresponde a la máxima solubilidad (2% en masa) de carbono en Fe_γ .
8. La línea GP, define las temperaturas de transformación de la austenita en ferrita, en función del porcentaje de carbono. Estas temperaturas se designan por A_3 cuando son superiores al punto de Curie (768°C) y por A_2 cuando son inferiores.
9. La línea EP, indica las temperaturas de transformación de la austenita en cementita, en función del porcentaje de carbono. Se les designa por A_{cm} .
10. En el punto P, intersección de las líneas GP y EP, se depositan simultáneamente, a partir de la solución sólida austenita, cristales de ferrita y cementita, formándose una mezcla que da origen a la microestructura denominada perlita. La temperatura a la cual tiene lugar la reacción eutectoide $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$, se designa por A_1 .

A las temperaturas que determinan las tres líneas horizontales del diagrama de equilibrio se producen transformaciones o reacciones en las que intervienen tres fases. Estas tres reacciones son:

1. A 1495°C (Reacción Peritética): $\delta(0.08\%C) + \text{Liq}(0.55\%C) \leftrightarrow \gamma(0.18\%C)$.
2. A 1148°C (Reacción Eutéctica): $\text{Liq}(4.3\%C) \leftrightarrow \gamma(2\%C) + \text{Fe}_3\text{C}$.
3. A 727°C (Reacción Eutectoide): $\gamma(0.8\%C) \leftrightarrow \alpha(0.025\%C) + \text{Fe}_3\text{C}$.

Por otro lado se sabe que el hierro, a la temperatura de solidificación, cristaliza en el sistema cúbico centrado en el cuerpo (bcc) y corresponde al hierro delta (Fe_{δ}) con un parámetro de red de 2.92Å. En la curva de enfriamiento del hierro puro presenta a 1400°C (A_4) un tramo horizontal que corresponde a la transformación alotrópica del hierro delta (Fe_{δ}) a hierro gamma (Fe_{γ}), de estructura cúbica centrada en las caras (fcc), con un parámetro de red de 3.65Å. El hierro gamma (Fe_{γ}) es estable hasta la temperatura de 910°C, temperatura a la que la curva de enfriamiento presenta la transformación alotrópica de hierro gamma (Fe_{γ}) a hierro alfa (Fe_{α}), con estructura centrada en el cuerpo (bcc). El punto A_2 corresponde al punto de Curie, temperatura a la que aparece el ferromagnetismo (768°C). El cambio magnético en la cementita ocurre a 210°C.

2.2 Diagrama de Fases del Sistema Fe-Cr

El diagrama para el sistema binario Hierro-Cromo se muestra en la Figura 2.2 y presenta la formación de posibles fases en equilibrio en función del contenido de cromo y la temperatura. Al solidificarse, todas las aleaciones cristalizan como ferrita (δ), que es una solución sólida con una estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (bcc). Las aleaciones hierro-cromo cuyo contenido de cromo oscila entre 0 y 11.2%, se transforma, por enfriamiento, en austenita o fase gamma (γ) con una estructura cristalina cúbica centrada en las caras (fcc); dichas aleaciones pueden ser endurecidas por temple. A bajas temperaturas, la solución sólida de la ferrita bcc vuelve a ser estable, por lo que también se le llama ferrita α .

Este diagrama es de utilidad para el manejo de los aceros inoxidable, que son aleaciones base hierro que contienen mas del 10% de cromo, proporcionando propiedades de resistencia a la corrosión. El contenido de cromo y la adición de otros elementos de aleación son ajustados en función de los requerimientos de manufactura.

El cromo forma una fina, tenaz e impermeable superficie de óxido; también sirve para reforzar el mecanismo de solución sólida, y en cierto grado, la formación de precipitados de carburos bajo ciertas condiciones.

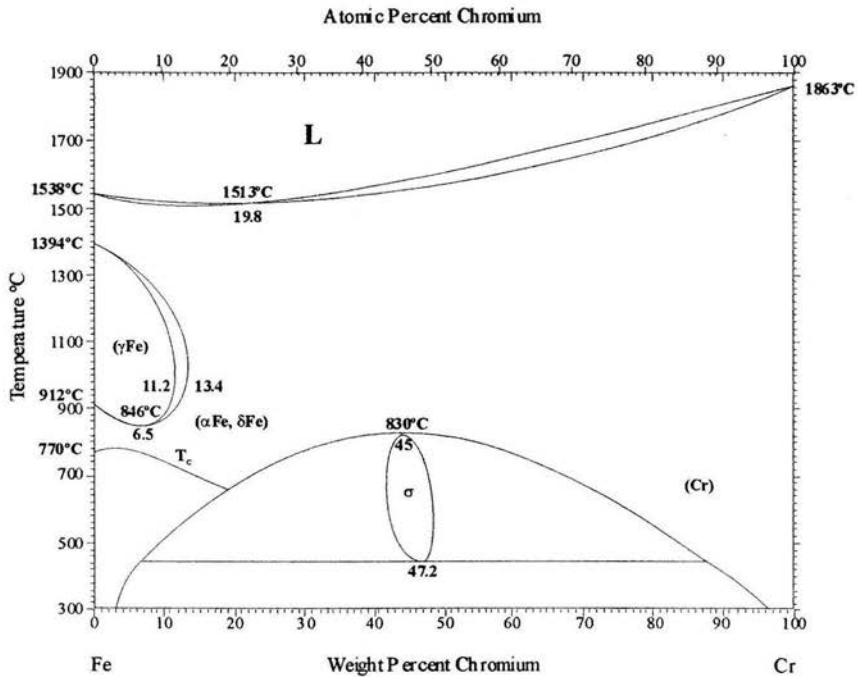


Figura 2.2 Diagrama de Fases Fe-Cr.

El cromo presenta una estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (bcc) y es un elemento estabilizador de la fase ferrítica α y δ del hierro. El molibdeno también presenta una estructura cristalina centrada en el cuerpo y es estabilizador de la ferrita, incrementa la resistencia a la tracción, el límite elástico y principalmente mejora las características de resistencia contra ciertos tipos de corrosión. El manganeso y el níquel presentan una estructura cúbica centrada en las caras (fcc), son estabilizadores de la fase austenítica y proporcionan mayor resistencia a la tracción; un efecto favorable del níquel es el mejoramiento a la resistencia a la corrosión en algunos casos y resistencia a la oxidación a temperaturas elevadas.

2.3 Clasificación de Aceros Inoxidables

Los aceros inoxidables son convenientemente clasificados en cuatro categorías basadas en su estructura primaria: (1) ferrítica, (2) martensítica, (3) austenítica, y (4) duplex.

2.3.1 Ferríticos

Los aceros inoxidable ferríticos, identificados por la serie AISI 400, son aleaciones con alto contenido de cromo, con una microestructura en condición de recocido, que consiste de ferrita y carburos. Así también son magnéticos. Por arriba de la temperatura crítica, la mayoría de los aceros ferríticos convierten su estructura a austenita, la cual con un enfriamiento puede transformarse parcialmente en martensita (pero sin alcanzar un alto endurecimiento). Consecuentemente, los aceros inoxidable ferríticos no son considerados como endurecibles por tratamiento térmico, solamente existirá crecimiento de los granos de ferrita.

Ambos comportamientos estructurales, (a) formación de martensita y (b) crecimiento de grano reducen la ductilidad y la tenacidad. También un enfriamiento rápido, desde temperaturas por arriba de los 371.1 °C puede causar precipitación intergranular de carburos (similar a la precipitación de carburos en los aceros inoxidable austeníticos) que reducen la resistencia a la corrosión. Consecuentemente la serie AISI para los aceros inoxidable ferríticos no se considera adecuada para aplicaciones donde se presenten uniones soldadas.

En los últimos años se han introducido nuevos aceros inoxidable ferríticos que se han caracterizado por sus niveles de carbono y nitrógeno, que son sustancialmente menores a los aceros producidos bajo la nominación AISI 430. En la mayoría de los casos son estabilizados por la adición de titanio o niobio, o la combinación de ambos. Estos aceros son ferríticos en todas las temperaturas por debajo de la temperatura de fusión sin presentar transformaciones a martensita. Como es típico de los aceros ferríticos, son susceptibles al crecimiento de grano, pero a los bajos niveles de carbono de estos aceros, la tenacidad es significativamente más alta que la de los aceros comunes.

Los aceros inoxidable ferríticos se caracterizan por la solución sólida de ferrita, con una estructura cúbica centrada en el cuerpo (bcc), producida por la estabilización de las fases α y δ del hierro por la adición de Cr (bcc), cerrando el campo austenítico (γ), como se muestra en la figura 2.2. Los aceros inoxidable ferríticos deben contener suficiente Cr (mayor del 12% en peso), para permanecer fuera del campo austenítico, sin embargo no se debe exceder más del 27% en peso, por formación de la fase frágil σ .

2.3.2 Martensíticos

Los aceros inoxidable martensíticos, nominados por la serie AISI 400, contienen cromo como su principal elemento de aleación. En la condición de recocido, tienen una microestructura básicamente ferrita y son magnéticos. Por arriba de la temperatura crítica, la ferrita se transforma a austenita y si se le enfría rápidamente, la austenita se transforma en martensita. En varios aspectos, los aceros inoxidable martensíticos son similares a los aceros al carbono templados y revenidos cuyas propiedades mecánicas pueden cambiarse a través de un tratamiento térmico. De cualquier manera las transformaciones que se llevan a cabo dependen especialmente de los contenidos de cromo y carbono, así como de otros elementos de aleación.

Como grupo, los aceros inoxidable martensíticos (endurecibles por tratamiento térmico), tienen ciertas características en común en lo que se refiere a su comportamiento bajo la influencia de las temperaturas encontradas en soldadura. Estas características se enlistan a continuación:

- a) Su punto de fusión es de aproximadamente 1482 °C que es bajo comparado con el de los aceros al carbono que es de 1537 °C. Es decir, que se requiere menos energía para fundirlos o que se funden más rápido con el mismo flujo de energía.
- b) Sus coeficientes de expansión y contracción son aproximadamente iguales o ligeramente menores que el valor para el acero al carbono. Esto contrasta con los aceros al cromo-níquel cuyos coeficientes son aproximadamente 45 a 50% mayores al del acero al carbono.
- c) La conductividad térmica es menor que la mitad del acero al carbono dependiendo de su temperatura. En este aspecto son similares a los aceros al cromo-níquel.
- d) Su resistencia eléctrica es mayor a los aceros al carbono, por esta razón, se requiere una intensidad de corriente menor para soldarlos.

Con un recocido suave, un acero inoxidable martensítico del tipo 410, exhibe una ductilidad máxima. Por arriba de los 815 °C, la microestructura empieza a cambiar a austenita, aproximadamente a los 1010 °C la estructura es completamente austenítica.

Un enfriamiento dará lugar a la transformación de austenita a martensita y a una microestructura dura y no dúctil. Un enfriamiento rápido a partir de los 1010 °C resultará en una

microestructura con un máximo contenido de martensita. El enfriamiento a partir de las temperaturas entre 815 y 1010 °C dará un contenido menor de martensita. Esta reacción característica es la que define el comportamiento de los aceros inoxidable martensíticos en la soldadura.

Los aceros inoxidable martensíticos pueden ser soldados en cualquier condición de recocido, semiendurecido, endurecido, relevado de esfuerzos o revenido. A pesar de la condición previa, la soldadura provocará endurecimiento martensítico en la zona adyacente a la sección soldada (cuando la temperatura alcanza de 815 a 1010 °C). La dureza de esta zona dependerá primordialmente del contenido de carbono y puede ser controlada por el procedimiento de soldadura. La baja conductividad térmica acentúa los gradientes de temperatura que causan intensos esfuerzos debidos a la expansión térmica y a los cambios de volumen causados por los cambios de estructura cristalina. La severidad de estos cambios puede ser suficiente para ocasionar fracturas.

Los aceros inoxidable martensíticos se caracterizan por su estructura tetragonal centrada en el cuerpo de martensita formada en aleaciones Fe-Cr que contienen hasta del 12% Cr. Tal contenido de cromo, se debe a que este tipo de aleaciones se encuentran dentro del campo austenítico y también forman hierro δ por solidificación en un enfriamiento inicial desde austenita hay formación de martensita por enfriamiento rápido. Los aceros inoxidable martensíticos son empleados debido a su combinación de alta resistencia, endurecibilidad y una buena resistencia a la corrosión, ideales para instrumentos siderúrgicos, de corte, picaduras, etc. Se incrementa su endurecibilidad rápidamente con el contenido de carbono.

2.3.3 Austeníticos

Los aceros inoxidable austeníticos pueden ser endurecidos por trabajado en frío, pero no por tratamiento térmico. En condición de recocido no son magnéticos aunque algunos pueden convertirse ligeramente en magnéticos por trabajado en frío. A temperatura ambiente los aceros inoxidable de las series 300 y 200 tienen una microestructura con austenita retenida, es decir austenita que no se transformó.

Mientras que la resistencia a la corrosión es su principal atributo, estos aceros son también seleccionados por sus excelentes propiedades mecánicas a temperaturas criogénicas. También son considerados por su más alta soldabilidad entre los aceros de alta aleación y también pueden ser soldados mediante todos los procesos de fusión y resistencia.

Su resistencia eléctrica es mayor que el acero al carbono, así que se requiere menor corriente eléctrica para su soldadura. Estos aceros inoxidable tienen una conductividad térmica baja, la cual causa una tendencia a concentrar el calor en la zona adyacente a la soldadura. Los aceros inoxidables austeníticos tienen coeficientes de expansión térmica aproximadamente 50% mayores que los aceros al carbono, por lo que requieren más atención en el control de la deformación y la distorsión.

Una parte importante de una soldadura exitosa de los grados austeníticos es la adecuada selección del metal de aporte y un procedimiento correcto de soldadura.

La preservación de la resistencia a la corrosión está relacionada con la precipitación de carburos. Los aceros inoxidables austeníticos son susceptibles a un importante cambio microestructural si son expuestos a temperaturas entre 426 y 900°C. En este intervalo se forman carburos de cromo que precipitan fuera de la solución sólida en las fronteras de grano. Existen tres factores que afectan la precipitación de carburos: el primero es la temperatura, ya que los carburos precipitan de una forma más rápida a una temperatura de 650°C. Otro factor del cual depende la precipitación de carburos es el contenido de carbono originalmente presente en la aleación, de manera que un mayor contenido de carbono precipitará una mayor cantidad de carburos y el tercer factor corresponde al tiempo que el material se mantenga a dicha temperatura.

El efecto de la precipitación de carburos sobre la resistencia a la corrosión es la reducción del cromo disponible para prevenir la corrosión. De cualquier manera, el comportamiento de la unión soldada de un acero inoxidable sensibilizado cuando es expuesto a un medio corrosivo es difícil predecir. No siempre ocurre corrosión intergranular y hay muchos medios en los cuales los aceros inoxidables austeníticos sensibilizados proveen un servicio satisfactorio.

Debido a que bajos contenidos de carbono reducen la cantidad de carburo precipitado, dichos aceros se prefieren para soldaduras usadas en servicio altamente corrosivo. El tipo 304 con un

contenido máximo de carbono de 0.08% es ampliamente usado, así también los tipos 304L, 316L y 317L con 0.03% de carbono.

Otro tipo de aceros como el 347 y 321 contienen niobio y titanio los cuales son más afines a la formación de carburos.

Para la remoción de los carburos de un acero 304 es necesario un recocido entre 980 y 1176°C seguido de un rápido enfriamiento a fin de restaurar la máxima resistencia a la corrosión. El relevado de esfuerzos de una soldadura entre 815 y 926°C no restaurará la resistencia a la corrosión, de hecho puede conducir a la precipitación en aceros inoxidable que no contengan un bajo contenido de carbono o que no estén estabilizados.

Existen dos tipos de fisuras que se han observado en los aceros austeníticos soldados: 1) en el metal de aporte y 2) en el metal de base adyacente en la unión soldada.

Las microfisuras pueden presentarse en el metal depositado justo después de la solidificación o pueden ocurrir en las zonas afectadas térmicamente de metales depositados previamente.

La microestructura del metal de aporte afecta fuertemente a la susceptibilidad de la formación de microfisuras. Un metal de aporte que tenga microestructura austenítica total, es más sensible a promover microfisuración que metales de aporte que contengan delta ferrita o ferrita libre en una matriz de austenita.

Los aceros inoxidable austeníticos se caracterizan por la solución sólida austenítica con estructura cúbica centrada en las caras (fcc). La austenita o fase γ es estable debido al balance en composición con más del 15% en peso de Cr (bcc) proporcionando resistencia a la corrosión, debido a la formación de una capa tenaz de óxido de cromo; 6-22% en peso de Ni (fcc) estabilizador de la fase austenítica. En la constitución del diagrama pseudobinario 70%wt Fe / 30%wt (Ni+Cr), la austenita es estable a temperatura ambiente, por lo que no existe formación de martensita, esto es, la temperatura M_s se encuentra por debajo de la temperatura ambiente. Los aceros inoxidable austeníticos se emplean por su resistencia a la corrosión, su carácter no magnético y por sus propiedades criogénicas excelentes.

2.3.4 Duplex

Los aceros inoxidables Duplex se caracterizan por una mezcla en estructuras de ferrita y austenita. Estos aceros son moderadamente magnéticos y no pueden ser endurecidos por tratamiento térmico. Las aleaciones son mejores para el trabajo en caliente, además de tener una excelente resistencia a la corrosión en un gran número de ambientes.

2.4 Diagrama pseudobinario Fe-Cr-Ni.

Un diagrama pseudobinario es un corte vertical de un diagrama de fases ternario con uno de los componentes fijos y los otros dos variables. En la Figura 2.3 se muestra el diagrama pseudobinario Fe-Cr-Ni a 70% de Fe.

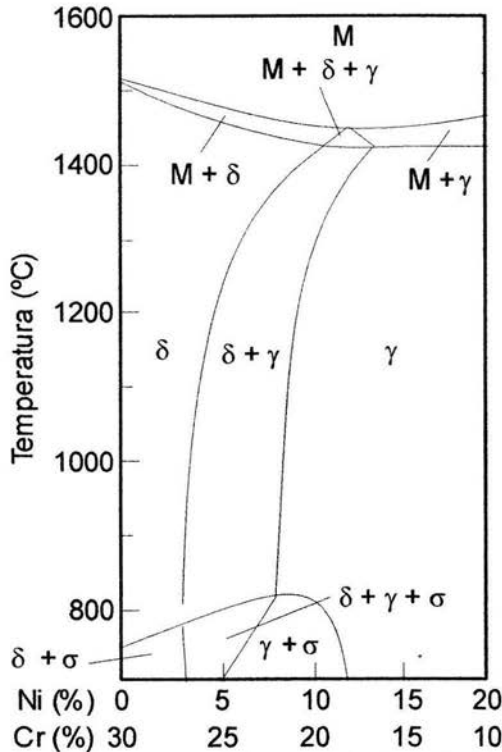


Figura 2.3 Diagrama pseudobinario Fe-Cr-Ni para 70% de Fe

Las composiciones ternarias ricas en cromo tienden a solidificar con estructura ferrítica ya sea delta ferrita (δ -ferrita) o alfa ferrita (α -ferrita). Por otro lado, aquellas aleaciones ternarias ricas en níquel tienden a solidificar en forma austenítica.

En el diagrama pseudobinario se observa la existencia de una sección triangular formada por las intersecciones de las reacciones peritéticas, delimitadas por las líneas liquidus y solidus del diagrama ternario Fe-Cr-Ni.

En la Figura 2.3 se observa que en dicha zona coexisten las fases líquido, α y γ , comúnmente llamado triangulo peritético con tres fases. Aquellas aleaciones con un contenido rico en níquel (mayor al 13% aproximadamente), solidifican en forma de dendritas de γ y conforme avanza la solidificación se forma δ -ferrita en regiones interdendríticas.

Las aleaciones con alto contenido de cromo forman la fase δ -ferrita por solidificación primaria, en este caso, el núcleo de la dendrita está formado por δ -ferrita y el núcleo es rico en cromo. Conforme la solidificación avanza, el contenido de cromo disminuye en las partes externas de las dendritas (ver Figura 2.4).

Cuando la temperatura desciende, se cruza la línea de formación de $\delta+\gamma$ y como en las fronteras existe una disminución de cromo, se forma γ , dejando solo el armazón de δ -ferrita en los núcleos de la dendrita. El gradiente de concentración de cromo entre las fronteras interdendríticas puede conducir a corrosión intergranular o más bien interdendrítica, que ataca a la soldadura.

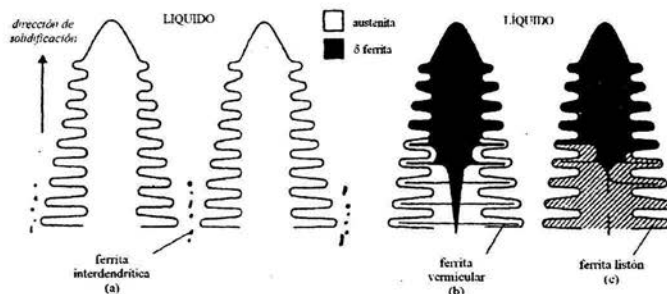


Figura 2.4 Modos de solidificación[2].

A partir del diagrama de equilibrio se podría suponer que la ferrita es enriquecida en cromo y disminuida en níquel, la morfología de la ferrita segrega como δ ferrita. Sin embargo a bajas

temperaturas la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ no ocurre necesariamente por enfriamiento a temperatura ambiente, tal es el caso de la estructura templada y revenida del acero 18Cr-10Ni, que consiste en austenita metaestable (retenida), y en ocasiones con un poco de ferrita. Incrementar el contenido de níquel presenta un efecto de reducción en la temperatura de transformación de la austenita, mientras la presencia de cromo induce una transformación lenta. De este modo, la estabilidad de la austenita se incrementa por el aumento en el contenido de níquel. Con bajos contenidos de níquel (por ejemplo 4%) es posible obtener una transformación martensítica por enfriamiento a temperatura subcero, tal composición ha sido usada para aceros endurecibles de alta aleación en la construcción de máquinas. Cuando el contenido de níquel es aproximadamente 6%, la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ solo puede ser por trabajado en frío, y en aceros revenidos 18Cr-10Ni la austenita permanece sin transformar.

2.5 Crecimiento epitaxial en la frontera de fusión.

Sin tomar en cuenta el tipo de fusión en el proceso de soldadura, siempre existe cierta cantidad de dilución. De hecho, es de extrema importancia que dicha dilución ocurra ya que es la única forma de garantizar que la superficie del metal base en contacto con el metal de aporte líquido se encuentre limpia, por ejemplo, libre de capas de óxido u otras impurezas.

El hecho de que exista la dilución implica que el metal base sea calentado localmente hasta su punto de fusión y esto tenga ciertas repercusiones concernientes a la microestructura del metal base. La más importante es que se presentará crecimiento de grano, y será en mayor proporción a altas temperaturas, por ejemplo, cuando se encuentran más cerca a la línea de fusión el metal fundido y el sólido. La razón por la cual el grano crece es importante en orden de que se establezca el porque ocurre el crecimiento epitaxial.

En la soldadura autógena, el metal fundido esta en contacto íntimo con un sustrato de idéntica composición (la parte sólida del metal base). Por lo tanto, el crecimiento de los granos inicia en el sustrato en la frontera de fusión y continua a través de la línea central del metal fundido. Este proceso de crecimiento es llamado crecimiento epitaxial (o nucleación epitaxial). En este proceso, el crecimiento de grano es iniciado por el ordenamiento de átomos de la fase líquida

sobre el sustrato cristalino existente, además extendiéndose sin alterar la orientación cristalográfica. La continuidad de las orientaciones cristalográficas a través de la frontera de fusión fue confirmada primeramente por Savage y Aronson usando la técnica de reflexión de rayos X.

Para explicar el crecimiento epitaxial en la zona de fisión, la teoría de nucleación es aplicada de la siguiente manera. Según Turnbull, el radio crítico r^* y la energía libre de nucleación correspondiente ΔG^* en un sustrato plano están dados por

$$r^* = \frac{2\gamma_{LC}T_m}{\Delta H_m\Delta T} \quad (0.1)$$

y

$$\Delta G^* = \frac{4\pi\gamma_{LC}^3T_m^2}{3(\Delta H_m\Delta T)^2} (2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta) \quad (0.2)$$

donde γ_{LC} es la tensión superficial entre el líquido y el cristal, T_m es la temperatura de fusión al equilibrio, ΔH_m es el calor latente de fusión, ΔT es el sobreenfriamiento por debajo de T_m y θ es el ángulo de contacto. La geometría se muestra en la Figura 2.5. Como se mencionó previamente, el metal líquido esta en contacto con el sustrato, además de completamente fundido. Por lo que el ángulo de contacto θ es igual a cero y así también ΔG^* . Como resultado, el crecimiento de grano inicia en el sustrato del metal base sin dificultad.

La solidificación epitaxial es un proceso heterogéneo. Un núcleo de metal de aporte se forma en la superficie del metal base. La forma del núcleo depende de las distintas energías superficiales, γ_{LS} (energía superficial metal base-líquido), γ_{LC} (energía superficial metal de aporte-líquido) y γ_{CS} (energía superficial entre el metal de aporte sólido y el metal base). Asumiendo que γ_{LC} es isotrópico, se puede demostrar que, para un determinado volumen para el núcleo, la energía interfacial de todo el sistema puede ser minimizada si el núcleo tiene forma de cápsula esférica. El ángulo de la cápsula y la interfase original es θ , y se define como el ángulo de "mojado". El ángulo de mojado es controlado por el balance de fuerzas generado por las respectivas energías superficiales, como se describe en las ecuaciones (0.3) y (0.4).

$$\gamma_{LS} = \gamma_{CS} + \gamma_{LC} \cos\theta \quad (0.3)$$

$$\cos \theta = \frac{\gamma_{LS} - \gamma_{CS}}{\gamma_{LC}} \quad (0.4)$$

Ya que la solidificación inicial del metal de aporte es epitaxial y usualmente la composición es muy similar a la del metal base, la aproximación (0.5)

$$\gamma_{CS} \approx 0 \text{ y } \gamma_{LS} \approx \gamma_{LC} \quad (0.5)$$

es válida, así que el ángulo de mojado $\theta \approx 0$. De aquí, existe una barrera insignificante para la solidificación del metal de aporte, por ejemplo, no es necesario un sobreenfriamiento, y la solidificación se lleva a cabo uniformemente sobre el grano completo del metal base.

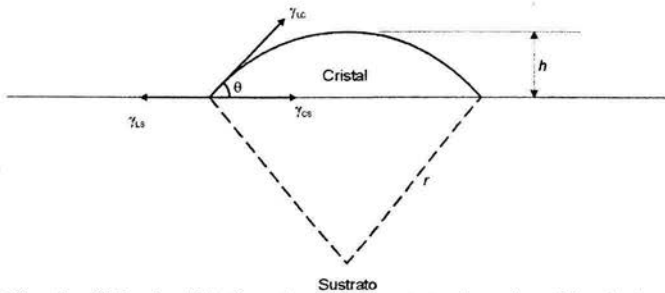


Figura 2.5 Cápsula esférica de sólido formado sobre un sustrato plano; θ es el ángulo de contacto [2].

La solidificación inicial del metal de aporte es por crecimiento epitaxial a partir de los granos del metal base. De aquí que el tamaño inicial del cristal del metal de aporte es influenciado directamente por el del metal base.

2.6 Crecimiento competitivo en el seno de la zona de fusión

Como se describió en la sección anterior, la microestructura cercana a la frontera de fusión es dominada por el mecanismo de crecimiento epitaxial. En la zona del metal líquido, no obstante, la solidificación es gobernada por otro mecanismo conocido como crecimiento competitivo.

Durante la solidificación, los granos tienden a crecer en la dirección perpendicular a la interfase sólido-líquido, ya que en esta dirección es en la que existe el máximo gradiente de temperatura, por lo que también la máxima fuerza motriz de solidificación. De cualquier manera, los granos poseen su propia dirección de crecimiento preferencial, llamada dirección de "fácil" crecimiento, por ejemplo, $\langle 100 \rangle$ en metales cuya estructura cristalina es cúbica centrada en la cara

(f.c.c.) y cúbica centrada en el cuerpo (b.c.c.), $\langle 1010 \rangle$ en metales con estructura cristalina hexagonal compacta (h.c.p.). Por lo tanto, durante la solidificación, los granos con la dirección de fácil crecimiento paralela a la dirección de máximo gradiente de temperaturas crecerán más fácilmente e inhibirán a aquellos otros granos cuyas direcciones de fácil crecimiento se desvíen significativamente del gradiente máximo de temperaturas, como se muestra esquemáticamente en la Figura 2.6. Ejemplos de metales con estructura f.c.c. son aleaciones de aluminio y aceros inoxidables austeníticos; ejemplos de b.c.c. son los aceros al carbono.

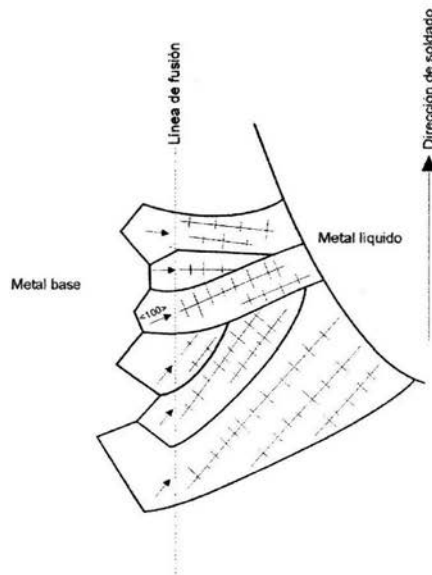


Figura 2.6 Crecimiento competitivo en la zona de fusión. Las flechas en los granos del metal base indican la dirección de fácil crecimiento, es decir, $\langle 100 \rangle$ en metales f.c.c. o b.c.c.[2]

2.7 Efecto de los parámetros de soldadura sobre la microestructura

A velocidades de deposición altas, el baño de fusión tiende a ser alargado, mientras que a velocidades bajas, tiende a ser elíptico. Ya que la frontera de la porción depositante del baño de fusión con forma de lágrima del metal líquido es esencialmente recta, los granos son también rectos y crecen perpendicularmente a la frontera del baño de fusión, como se muestra en la Figura 2.7a. Por otro lado, cuando la porción depositante es elíptica, la frontera del baño de fusión es

curvada, por lo que los granos también son curvos, crecerán perpendiculares a la frontera del baño de fusión, como se muestra en la Figura 2.7b. Por lo tanto, para metales soldados libres de solidificación heterogénea, se puede esperar que a altas velocidades de depositación los granos columnares crecerán en forma recta hacia la línea central de la soldadura y a bajas velocidades los granos se curvarán y crecerán en dirección del máximo gradiente de temperatura.

Se debe señalar que otro tipo de granos columnares, granos axiales, pueden existir en la zona de fusión. La mayoría de estos granos columnares se originan en la gota inicial de la soldadura y continúan a lo largo de toda la extensión de la unión, bloqueando los granos columnares que crecen desde la línea de fusión. Al igual que otros granos columnares, los axiales, también tienen que crecer perpendicularmente a la frontera del baño de fusión del metal fundido, el ancho de estos granos axiales es bastante en el caso de tener un baño de fusión elíptico, pero son bastante delgados cuando existe un baño de fusión en forma de lágrima, como se ilustra en la Figura 2.7c y Figura 2.7d.

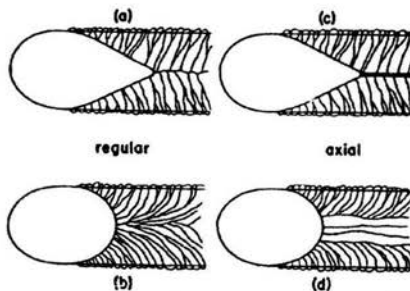


Figura 2.7 Estructura de granos columnares de uniones soldadas con charcos elípticos y en forma de lágrima: (a, b) estructura regular de granos columnares; (c, d) estructura de granos columnares axiales[2]

2.8 Nucleación de granos nuevos en el metal líquido

El crecimiento de granos columnares puede ser interrumpido por la formación de nuevos granos y, si es así, el desarrollo de la microestructura no es dominado más por el crecimiento epitaxial y el competitivo de granos columnares. La formación de estos granos nuevos frecuentemente es equiaxial en lugar de columnar.

La Figura 2.8a muestra esquemáticamente alrededor de la frontera del baño de fusión de una aleación. Específicamente, se muestran las dendritas en la zona pastosa detrás de la parte de

arrastre de la frontera del baño de fusión y una zona con granos parcialmente fundidos en la delantera del baño de fusión, por lo que su frontera es el límite externo de metal 100% líquido y existe una región circundante donde se mezcla metal sólido y líquido.

La Figura 2.8a muestra tres diferentes mecanismos de nucleación de granos nuevos en el metal líquido: Fragmentación de dendritas, separación de grano y nucleación heterogénea. Existe otro mecanismo para la nucleación de granos nuevos en el metal fundido, nucleación superficial, que es mostrado en la Figura 2.8b.

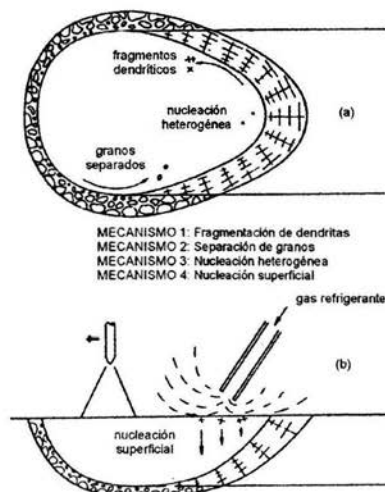


Figura 2.8 Microestructura alrededor de la frontera del baño de fusión de una aleación y mecanismos de nucleación.[2]

A. Fragmentación de dendritas

Durante la soldadura se lleva a cabo la convección en el metal líquido teniendo varias fuerzas motrices, como fuerzas electromagnéticas. Dicho fenómeno puede ser la principal causa de la fragmentación de las puntas de las dendritas en la zona pastosa, como se muestra en la Figura 2.8a. Estos fragmentos dendríticos son llevados hacia el seno del baño de fusión, donde, si son capaces de sobrevivir a la temperatura del metal líquido, pueden actuar como centros de nucleación para formar nuevos granos. Es interesante notar que este mecanismo ha sido referido más frecuentemente como un mecanismo de refinación de grano para metales soldados, aun cuando no ha sido probado del todo.

B. Separación de granos

Cuando los cristales parcialmente fundidos no están sujetos del todo ya que existen capas líquidas entre ellos, por lo que la convección en el baño de fusión puede causar que dichos cristales se separen por si mismos del metal base adyacente al baño de fusión, como se ilustra en la Figura 2.8a. Al igual que los fragmentos dendríticos, los cristales, si es que llegan a sobrevivir, pueden actuar como nucleantes para la formación de granos nuevos en el metal líquido.

C. Nucleación heterogénea

De acuerdo con la teoría de nucleación, los átomos en un metal líquido tienen que sobrepasar una barrera de energía crítica (ΔG^*) para que puedan formar un núcleo sólido más grande que el radio crítico (r^*) para que sea estable y capaz de crecer como un grano sólido. Desafortunadamente, la energía crítica es usualmente tan alta que difícilmente puede ser sobrepasada, si los núcleos son formados únicamente por átomos de la misma naturaleza que del metal líquido, entonces se le llama nucleación homogénea. De cualquier manera, si el metal líquido ya contiene una cantidad significativa de partículas sólidas externas en las cuales los átomos del líquido pueden acomodarse en forma cristalina, no es necesario que los átomos formen núcleos por si mismos. Estas partículas externas son llamados núcleos heterogéneos, por ejemplo, partículas de Al_3Ti en aluminio líquido. La Figura 2.9 muestra la nucleación heterogénea y el crecimiento de granos nuevos en el metal fundido.

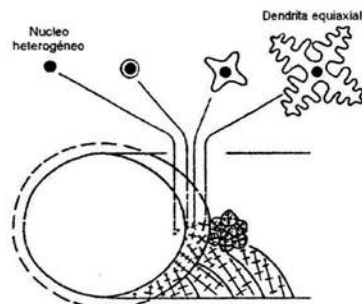


Figura 2.9 Nucleación heterogénea y formación de granos equiaxiales en el metal fundido[2].

D. Nucleación superficial

La superficie del baño de fusión puede ser sobreenfriada térmicamente para inducir nucleación superficial por la exposición de una corriente de gas refrigerante, reducción instantánea o la separación de la fuente de calor. Cuando esto ocurre, se pueden formar núcleos sólidos en la superficie del baño de fusión, como se muestra en la Figura 4b. Los núcleos sólidos formarán nuevos granos que se precipitarán al fondo debido a que su densidad es mayor a la del metal líquido.

Matsuda *et al.*[9], Ganaha *et al.*[9], y más recientemente Kou y Le [9] han observado que la formación de granos equiaxiales es mejorada por una entrada mayor de calor y altas velocidades de depositación en aleaciones comerciales de aluminio, Kou y Le [9] han demostrado experimentalmente que como la entrada de calor se incrementa, el gradiente de temperatura en el baño de fusión (D) disminuye. Además, como la velocidad de depositación se incrementa, la rapidez de solidificación (R) también se incrementa. Por lo tanto, de acuerdo a la teoría del sobreenfriamiento constitucional, la relación D/R y así el sobreenfriamiento en el frente de solidificación debería también incrementarse. En vista de lo anterior, no es sorprendente que Matsuda *et al.*[9] propongan que la transición a una estructura equiaxial es debida a la existencia de una zona sobreenfriada constitucionalmente en el baño de fusión. Ganaha *et al.* [9] argumentaron que la transición no es debida solamente al sobreenfriamiento constitucional. De hecho, fue observado que cantidades significantes de granos equiaxiales se formaron en aquellas aleaciones que contenían alrededor de 0.01% en peso de Ti o 0.10% en peso de Zr, y esas partículas diminutas de una segunda fase ricas en titanio y/o zirconio existían en el centro de las descritas o de los granos equiaxiales. Consecuentemente fue propuesto que los granos equiaxiales en la zona de fusión son originados por nucleación heterogénea, posiblemente por compuestos del tipo Ti_xZr_yC , ayudado por sobreenfriamiento constitucional. La observación de Ganaha *et al.*[9] fue confirmada por Kou y Le [9].

2.9 Solidificación celular y dendrítica en soldaduras

Se ha sugerido que en el proceso de solidificación de soldaduras existen condiciones caracterizadas por turbulencia en el baño de fusión, por lo tanto hay un buen mezclado de los

elementos de aleación, pero dicha mezcla es controlada en mayor proporción por difusión. Debido a que existe un cambio en el perfil de concentración delante de la interfase sólido-líquido, el valor de D/R' decrece progresivamente. El gradiente de temperaturas a través del baño de fusión es otra variable que debe ser considerada para predecir el tipo de microestructura a solidificar.

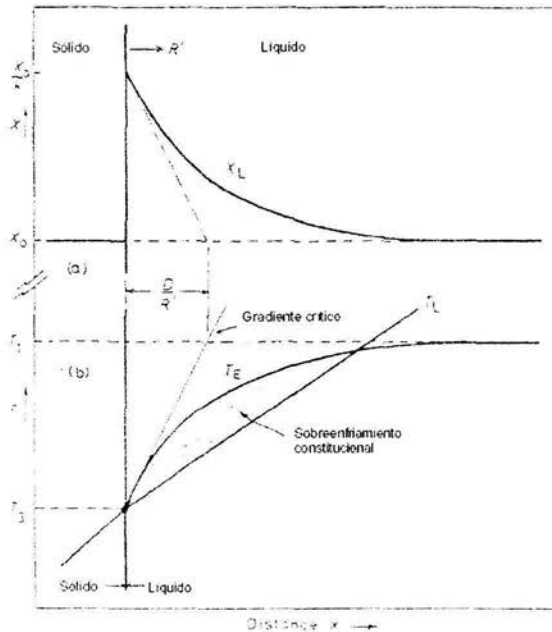


Figura 2.10 El sobreenfriamiento constitucional ocurre cuando un enriquecimiento de soluto en el líquido al frente de solidificación causa que la temperatura de solidificación disminuya. La figura muestra un sobreenfriamiento constitucional dependiente de temperaturas en el baño de fusión.[9]

Considerando un estado estable en la solidificación de un frente plano, Figura 2.10, donde se muestran el perfil de concentraciones y el gradiente de temperaturas en función de la distancia a partir del frente de solidificación, x . Ahora, refiriéndose al diagrama de fases al equilibrio, si la concentración del soluto se incrementa, la temperatura de solidificación de la aleación, T_E , disminuye, por lo menos hasta llegar a la composición eutéctica. Así, el gradiente de temperaturas, T_E , en la Figura 2.10, se refiere a la temperatura de solidificación correspondiente al líquido enriquecido delante de la interfase, X_L . De cualquier manera, el gradiente de temperaturas actual en el baño de fusión es determinado por la posición de la fuente de calor relativa a la interfase, y esto varía la solidificación de la línea central de la soldadura. Asumiendo un gradiente de

temperaturas, T_L , en algún instante estará dada por $T_L = dT/dx$ en el líquido. Si la temperatura del baño de fusión cae por debajo de la temperatura de solidificación del líquido enriquecido, esta parte debe estar sobreenfriada. En otras palabras, este líquido permanecerá líquido aun cuando la temperatura sea menor a la temperatura de solidificación al equilibrio. Ya que el sobreenfriamiento produce efectos en la composición o en la constitución del metal, este fenómeno es conocido como *sobreenfriamiento constitucional*.

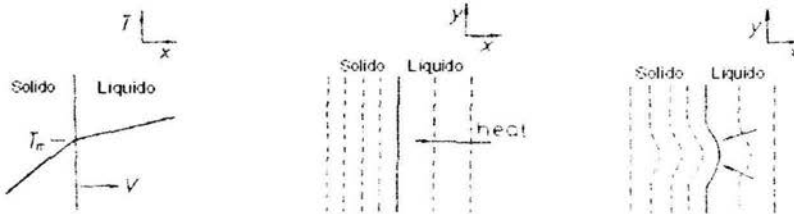


Figura 2.11 Una protuberancia sólida enfrente de una interfase plana normalmente se funde si se encuentra con líquido a mayor temperatura. De cualquier manera, si el líquido enfrente es sobreenfriado constitucionalmente, la protuberancia tiende a estabilizarse[9].

Considerando una interfase plana inicial, creciendo bajo condiciones de sobreenfriamiento constitucional (Figura 2.11), en la cual un nódulo se ha producido delante de la interfase, a pesar de que la temperatura en la punta del nódulo es mayor que en el resto de la interfase, esta seguirá siendo estable, ya que su temperatura permanece por debajo de la de liquidus. La razón por la cual esto se puede suponer es que debido al enriquecimiento del soluto en el líquido justo enfrente de la interfase tiene una temperatura de solidificación mayor. Así, solo si la temperatura actual del líquido es mayor a T_E , el nódulo se fundirá de nuevo. Lo anterior es útil para explicar el gradiente de temperaturas crítico para sobreenfriamiento constitucional en términos de rapidez de crecimiento de la intracara a las condiciones de la soldadura.

Bajo un estado estable de crecimiento, el gradiente crítico (ver Figura 6), está dado por la relación del intervalo de solidificación al equilibrio de la aleación ($T_1 - T_3$) y D/R^2 , así la interfase plana se mantiene estable siempre y cuando la ecuación (0.6) se cumpla

$$T_L > \frac{T_1 - T_3}{D/R^2} \quad (0.6)$$

Aarreglando la ecuación anterior, la condición para que se presente el enfriamiento constitucional es

$$\frac{T_L}{R'} = \frac{T_1 - T_3}{D} \quad (0.7)$$

y la posición de la fuente de calor relativa a la interfase será

$$\frac{T_L}{v \cos \Theta} = \frac{T_1 - T_3}{D} \quad (0.8)$$

para aleaciones con un intervalo de solidificación grande, es difícil de mantener un frente plano de solidificación, o cuando la rapidez de soldadura es alta o cuando el frente de crecimiento tiende a formarse detrás de la fuente de calor ($\Theta \rightarrow 0$)

Así, en la solidificación de soldaduras, donde T_L es alto inicialmente y Θ es bajo, el crecimiento epitaxial a partir del metal base parece ocurrir inicialmente por el desarrollo de un frente plano. De cualquier manera, como T_L y Θ decrecen, se puede esperar que se presente sobreenfriamiento constitucional. Esta transición se ilustra en la Figura 2.12a.

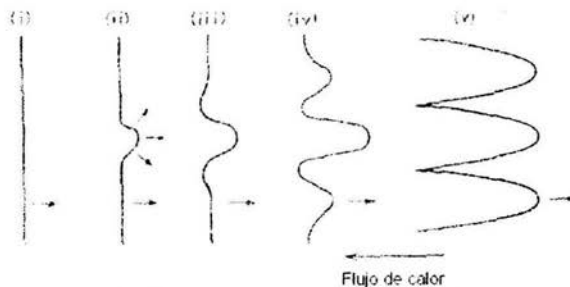


Figura 2.12 Ruptura de una interfase plana en células[9].

La formación de la primera protuberancia Figura 2.12 (ii), causa que el soluto sea rechazado lateralmente y recolectado en la raíz. Esto baja efectivamente la temperatura de solidificación local en la raíz, lo cual causa recesos para su formación, Figura 8 (iii), con lo que se produce la formación de otras protuberancias, Figura 2.12 (iv). Eventualmente la protuberancias se convierten en largos brazos de células que crecen aproximadamente paralelos a la dirección de máximo flujo de calor, Figura 2.12 (v). El soluto rechazado del líquido solidificándose se concentra

entre las paredes de la celda y solidifica a temperaturas menores. Mientras tanto, las puntas de las células continúan creciendo hacia las partes más calientes del baño de fusión y con un contenido menor de soluto.

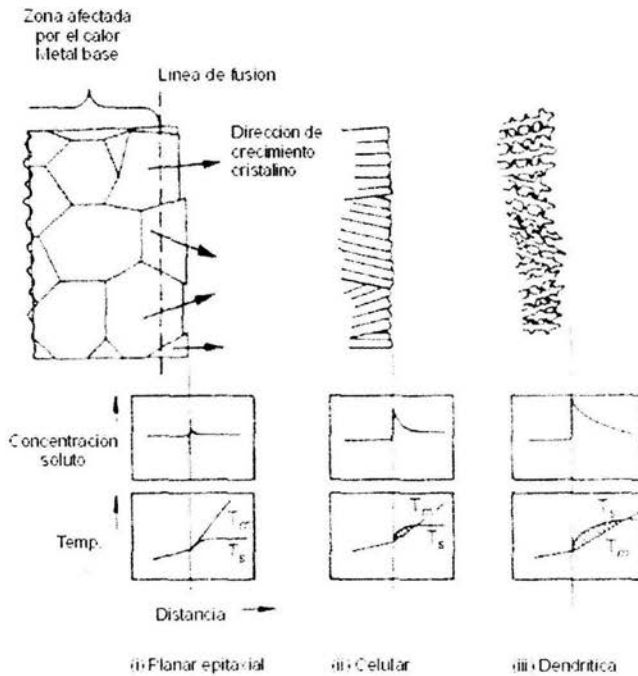


Figura 2.13 Tres etapas de solidificación. Se muestran las temperatura del baño de fusión (T_m) y la de solidificación (T_s) como una función de la concentración de soluto en las interfases. Cuando la temperatura del baño esta por debajo de la de solidificación, entonces el baño esta sobreenfriado[9].

El enriquecimiento entre las células puede alcanzar la composición eutéctica de la aleación. La interacción entre el gradiente de temperaturas, forma de grano y segregación del soluto es mostrada en la Figura 2.13. Se sabe que en la mayoría de los metales, el espacio intercelular, s , esta relacionado con la rapidez de crecimiento cristalino, R' , y el gradiente de temperaturas, T_L , de la forma

$$s = \frac{1}{R' T_L} \quad (0.9)$$

o en términos de la velocidad de soldadura, v

$$s = \frac{1}{(v \cos \Theta) T_L} \quad (0.10)$$

Así, para un cierto proceso de soldadura, factores que influyan a T_L afectarán el espaciamiento intercelular. Por ejemplo, una temperatura de fusión alto, así como en el acero, el cual tiene una conductividad térmica relativamente baja, tendrá típicamente un espaciamiento fino, al contrario del aluminio con un punto de fusión bajo y mejor conductividad. Así también, velocidades altas de soldaduras aparentemente darán espaciados más finos.

El espaciamiento intercelular también afecta el grado de segregación en el grano o fronteras dendríticas, un espaciamiento más fino dará menos segregación. Para determinar el grado de segregación, de hecho, los siguientes factores son importantes.

1. Densidad y espaciamiento de las fronteras de los granos.
2. La segregación o coeficiente de partición, k , del soluto.
3. La cantidad total presente de soluto.

El último criterio es de particular importancia para depósitos de alta aleación así como aceros inoxidables.

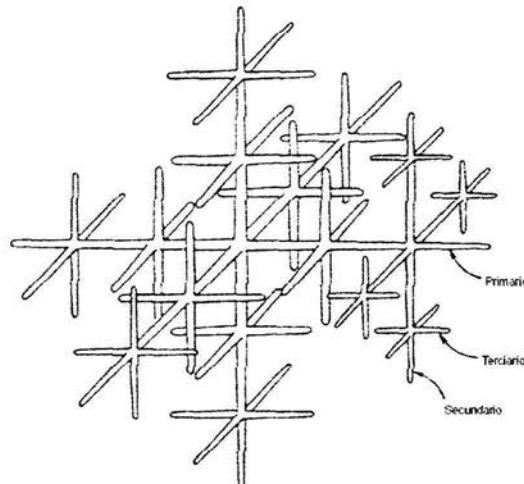


Figura 2.14 Dendrita totalmente desarrollada. Los brazos primarios, secundarios y terciarios corresponden a la dirección de crecimiento $\langle 100 \rangle$ en metales con estructura cristalina cúbica[9].

Las microestructuras celulares solo son estables en cierto intervalo de T_L o Θ , y como el gradiente de temperaturas, T_L o Θ , se disminuye las paredes de las células primarias se vuelven inestables y se desarrollan brazos secundarios y en una etapa posterior, brazos terciarios, por lo que se desarrolla una estructura dendrítica, Figura 2.14. Aunque la formación de las descritas es bien conocida, es pensado que es el mismo fenómeno de sobreenfriamiento constitucional el que gobierna el crecimiento de las protuberancias primarias a partir de la interfase plana y que también gobierna la formación de brazos secundarios y terciarios. De cualquier manera, en este caso, no hay gradiente de temperaturas perpendicular a los brazos primarios. Así, el espaciamiento interdendrítico desarrollado es el que probablemente reduce el sobreenfriamiento constitucional en el líquido interdendrítico al nivel más bajo. Esto es consistente a la observación experimental de que los espaciamientos celulares y dendríticos se disminuyen con el incremento de la rapidez de enfriamiento, dado que altas rapidezces de enfriamiento disminuye el tiempo para la difusión lateral del soluto que ha sido rechazado y así se requiere un espaciamiento más pequeño para evitar sobreenfriamiento constitucional. Esto implica que la solidificación en la soldadura, que es un proceso de alta rapidez de enfriamiento, el espaciamiento sea relativamente fino.

La transición de estructura celular a dendrítica se observa en la solidificación de uniones soldadas, particularmente en soldaduras a altas velocidades donde las dendritas se forman en la línea central donde T_L y Θ tienen el valor más bajo. Experimentalmente, se encuentran regiones dendríticas equiaxiales como resultado de altas velocidades y en las etapas finales de solidificación o en depósitos de alta aleación.

Si la fuente de calor se remueve al final de la unión, la solidificación final toma la forma de un baño elíptico el cual produce un "efecto cráter". Ya que la solidificación en este cráter esta asociada con un crecimiento cristalino rápido se presenta un alto nivel de segregación y un gradiente de temperaturas pequeño, el sobreenfriamiento constitucional tiende a ser alto y la estructura final dendrítica.

2.10 Ciclo térmico de la soldadura.

La soldadura por arco eléctrico es un proceso donde se le aplica a la pieza de trabajo una intensa fuente de calor móvil. Sería de extrema utilidad predecir la forma de los gradientes de temperatura de dicha fuente a fin de entender los fenómenos de penetración de soldadura en función del calor suministrado, cambios microestructurales en la zona afectada térmicamente y los esfuerzos residuales. También es necesario el conocimiento de estas condiciones para predecir posibles problemas de fractura.

Es muy difícil medir experimentalmente la distribución de la temperatura dentro del baño de fusión, aunque es posible hacer mediciones en el metal base dentro de la zona afectada térmicamente utilizando termopares. El análisis teórico del ciclo térmico de la soldadura requiere cierto número de simplificaciones y suposiciones, por ejemplo, las propiedades del material de aporte fundido y las metal base a altas temperaturas.

2.11 Transformaciones de fase durante el enfriamiento del metal soldado.

Durante el enfriamiento del metal soldado desde su temperatura de solidificación a la temperatura ambiente, se presentan modificaciones adicionales en la microestructura y la distribución del soluto, aun en aleaciones con una sola fase. En aleaciones con múltiples fases ocurren transformaciones de fase o cambios en la distribución de las fases. Los más importantes de este grupo son los transformables (al carbono y baja aleación) y aceros inoxidable.

Si la rapidez de enfriamiento se incrementa, se pueden desarrollar otros tipos de productos de transformación basados en diferentes morfologías, modos de crecimiento o composiciones y celdas cristalinas. Cada nuevo producto tiene su curva-C característica, como en la Figura 2.15a. Cuando aparecen diversos tipos de transformación, como lo concierne al acero, el diagrama puede parecerse al de la Figura 2.16, el cual es conocido como diagrama de enfriamiento continuo (CCT), para denotar transformaciones que ocurren en muestras que son enfriadas continuamente. El uso de diagramas CCT es claramente más apropiado para soldadura. Se puede ver en la Figura

2.16 que pueden aparecer un numeroso grupo de productos de transformación posibles en un muestra a temperatura ambiente dependiendo de la rapidez de enfriamiento. Así, para la curva de enfriamiento mostrada, la estructura final consistira en una mezcla de:

1. Ferrita proeutectoide.
2. Ferrita Widmanstätten.
3. Ferrita acicular.
4. Bainita.

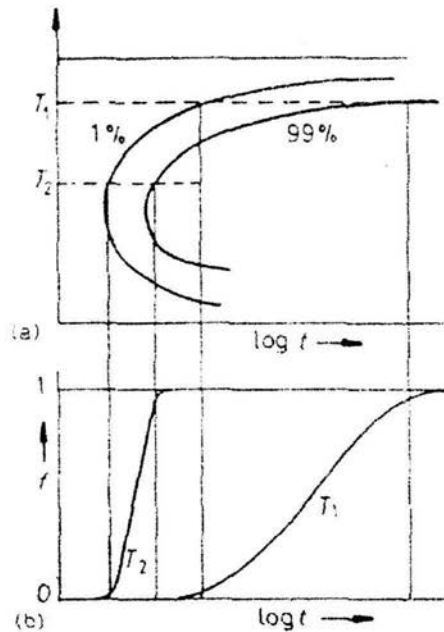


Figura 2.15 Figura 19. Porcentaje de transformación de una nueva fase como función de la temperatura de transformación. [9]

Los factores que determinan la fracción volumétrica final de varios productos de transformación es la rapidez de nucleación, rapidez de crecimiento, densidad y dispersión de sitios de nucleación.

Otra variable importante en soldadura es el tamaño inicial de los granos columnares de la austenita, de los cuales se forman los productos eutectoides. El tamaño de los granos columnares debe correlacionarse con el tamaño de grano existente en el metal base. De cualquier forma, el tamaño de grano columnar es difícil de estimar teóricamente. El efecto del tamaño de grano

columnar inicial es que desplaza la curva 1 de la Figura 2.16 a la derecha o a la izquierda. En general, un tamaño inicial de grano grande incrementa la dureza, desplazando la curva 1 hacia la izquierda, y de aquí tendiendo a mejorar los productos de transformación de temperaturas menores.

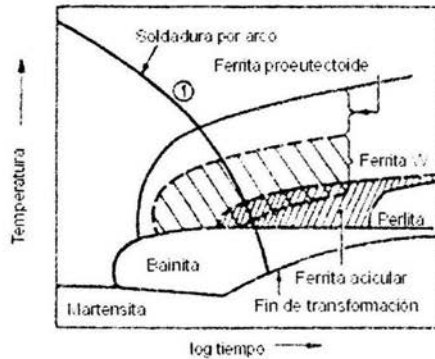


Figura 2.16 Esquema del diagrama CCT para una unión soldada de acero[9].

Los factores que afectan la rapidez de nucleación son el número y tipo de sitios de nucleación y sobreenfriamiento. Aquellos que afectan a la rapidez de crecimiento son el tipo de interfacial (grado de coherencia) y la cantidad de aleante si se requiere cambios de composición para la nueva fase. Así, un factor importante es el tamaño de grano en la fase anterior a la transformación debido a su efecto sobre la rapidez de nucleación. Otro sitio de nucleación de interés en soldadura son las inclusiones provocadas por la escoria, y en este caso, el tamaño, número y tipo de inclusiones son relevantes si el radio crítico tiene que ser alcanzado y si la fracción volumétrica proveniente de esta fuente tiene que ser significativa. De hecho, trabajos recientes [10] sugieren que metales soldados con niveles de oxígeno en un alto nivel (0.03 – 0.06%), la nucleación de ferrita en inclusiones de la escoria es significativa.

Como se observa en el diagrama CCT esquemático de la Figura 2.16, si el enfriamiento es suficientemente rápido, se puede formar martensita.

La martensita nuclea y crece por un mecanismo no difusivo en el cual conjuntos de átomos se mueven a través de más de un espaciamiento de celda cristalina. Por lo tanto, la martensita tiene la misma composición que la austenita. La formación de la martensita se muestra en la Figura

2.17, donde la fase nueva se ha formado por cizallamiento de la austenita de una estructura cristalina a otra; asimismo los bordes de grano o inclusiones no son sitios particularmente buenos para la nucleación de martensita. En cambio, la martensita prefiere nuclear usualmente en las dislocaciones o grupos de ellas, dentro del grano donde puede utilizar esfuerzos de las dislocaciones para ayudar a la nucleación.

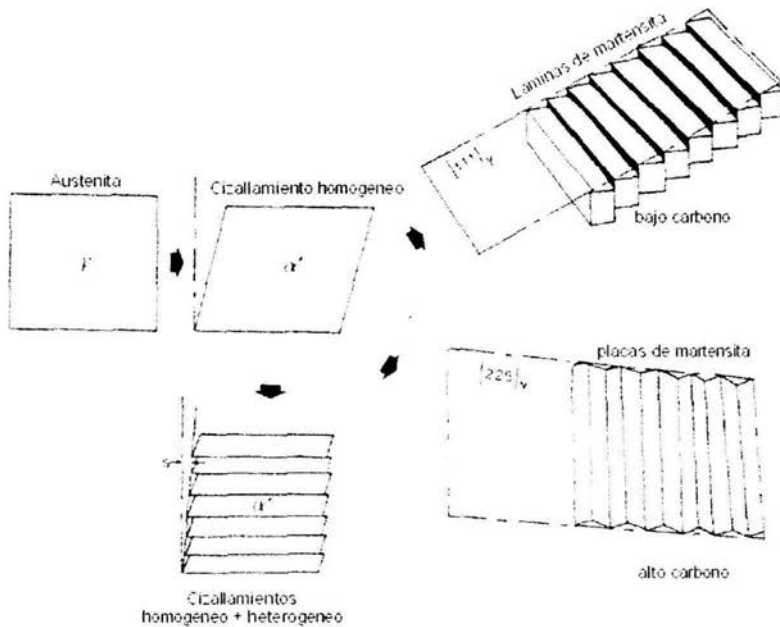


Figura 2.17 Morfologías de la martensita. La forma planar de la martensita en aceros depende del contenido de carbono. La estructura interna debido al cizallamiento heterogéneo depende del contenido de carbono y la temperatura M_s . La transformación mostrada es resultado de cizallamientos homogéneo e heterogéneo. α' se refiere a la fase martensítica. [9]

El potencial que tiene una dislocación como punto de nucleación depende del tamaño de su contribución al cizallamiento. Se ha encontrado experimentalmente que un incremento en la densidad de dislocaciones solo incrementa ligeramente el número de puntos de nucleación de la martensita a la temperatura M_s . Una razón de esto es que el crecimiento de la martensita puede ser impedido si la densidad de dislocaciones es muy alta, ya que el crecimiento de la martensita no es un proceso activado térmicamente, este puede ocurrir extremadamente rápido, alcanzando velocidades de hasta 1000 m/s. El modo de crecimiento todavía no es entendido completamente,

excepto que para alcanzar una estructura cristalina tetragonal centrada en el cuerpo (b.c.t.) es necesario que exista cizallamiento homogéneo y heterogéneo en forma de rampa o de rosca. El mecanismo de cizallamiento heterogéneo adoptado depende de la temperatura de transformación y el contenido de carbono. Para aceros con 0.4% en peso el mecanismo dominante es la rampa y la morfología es entonces tipo listón, es decir placas larga alargadas. Así, la martensita tipo listón se observa usualmente en metales soldados.

Como se observa en microscopía electrónica, la martensita tipo listón tiene una muy alta densidad de dislocaciones, particularmente como resultado de cizallamiento heterogéneo, pero también debido a esfuerzos plásticos causados por la transformación. La alta dureza de la martensita es principalmente debido a la alta densidad de dislocaciones, pero también hay cierta contribución por el carbono en solución.

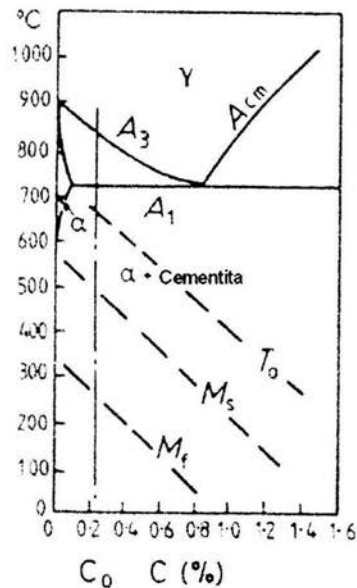


Figura 2.18 Las temperaturas M_s y M_f en acero como función del contenido de carbono. La aleación C_0 es típica en soldadura[9].

La temperatura M_s , que denota la temperatura a la cual comienza la transformación martensítica, no marca cuando la transformación se completa. En cambio, la reacción se completa hasta que se alcanza la temperatura M_f , Figura 2.18. Así, para la aleación mostrada, el

$\Delta T \approx 200$ °C en M_s y se incrementa ≈ 400 °C en M_f . Esto indica que los núcleos críticos de martensita solo pueden utilizar cierto número de dislocaciones a M_s , y que es necesario valores de ΔT mas grandes si se tienen que utilizar puntos de nucleación con menos potencial. Parece ser que la orientación de las dislocaciones es el factor clave para que los esfuerzos de los núcleos y la dislocación interactúen eficientemente. En martensitas tipo listón de bajo carbono, M_f es tan alta (≈ 300 °C) que cierto normalizado parece ocurrir durante el enfriamiento, con lo que se forma atmosferas de carbono alrededor de las dislocaciones y esto puede incrementar aun más la tenacidad de la martensita.

2.11.1 Transformaciones en soldaduras de aceros inoxidables duplex

Los problemas de fractura en caliente de los aceros inoxidables del tipo 18% Cr/10% Ni se pueden evitar con un material de aporte que provea una estructura duplex (ferrita+austenita). El efecto benéfico es que se produce una dispersión tan fina que incrementa el área superficial entre las fases, con lo cual se puede reducir la segregación de impurezas potencialmente peligrosas; como son el fósforo y el azufre.

La estructura duplex se deriva de la solidificación característica de la aleación, mostrada en la Figura 2.3. De acuerdo a la sección vertical del diagrama de fases Fe-Cr-Ni a 70% en peso de Fe, las aleaciones ternarias con composiciones entre las líneas punteadas deberían solidificar como austenita mas δ -ferrita. En sentido estricto, ya que la solidificación del baño de fusión es inicialmente epitaxial, la primera fase formada, de hecho, no es determinada por la composición del metal, pero si por la estructura del metal base en su punto de fusión.

El enfriamiento por debajo de la línea de solidus incrementa la fracción volumétrica de la ferrita, como se indica en el diagrama de fases. De cualquier manera, teniendo alta rapidez de enfriamiento de soldaduras, un 6 -10% de δ -ferrita es retenida a temperatura ambiente, dependiendo del ciclo térmico. La microestructura en esta etapa es de la forma de ferrita interdendrítica muy fina en una matriz de austenita. Microanálisis con rayos X han mostrado que el

fósforo se encuentra en la δ -ferrita con un máximo en el borde de grano. Las inclusiones debidas a la escoria en el baño de fusión son dispersadas de manera homogénea entre ambas fases con la mayoría localizada en los límites interfaciales. El azufre siempre es contenido en inclusiones con Mn, lo cual enfatiza la importancia del Mn en estas soldaduras, ya que atrae tanto al azufre como al oxígeno.

La cantidad de ferrita que se retiene a temperatura ambiente es claramente importante en estas soldaduras, y se puede predecir con la ayuda del diagrama de Schaeffler, Figura 2.19a, el cual se grafica la fracción de las fases en base al Ni y Cr equivalente, estimados a partir de las ecuaciones mostradas en el diagrama. Si se encuentra presente nitrógeno, el cual es un estabilizador fuerte de la austenita, entonces se debe usar un diagrama de DeLong para estimar la ferrita residual. Para mantener buenas propiedades anticorrosivas en la soldadura, es necesario que la fracción de ferrita no sea mayor a un 10%.

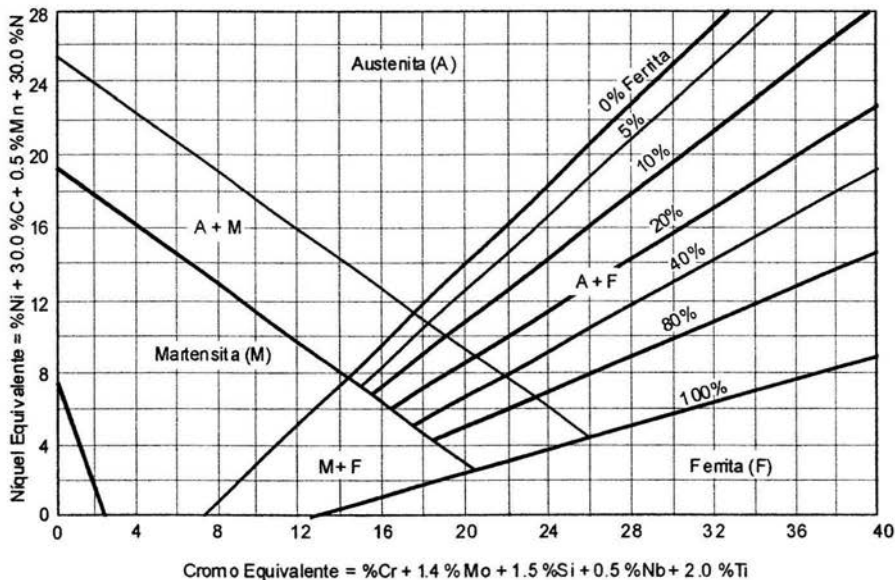


Figura 2.19 Diagrama de Schaeffler[13]

2.11.2 Transformaciones en soldaduras de aceros al carbono y baja aleación

Una vez solidificado, el acero tiene una estructura de granos columnares de austenita curvados hacia la línea central y una red de granos celulares finos entre los columnares. Ya que los bordes de grano celulares tienen un ángulo pequeño consistente de redes de dislocaciones, no parecen ser puntos muy potentes de nucleación para la ferrita cuando se enfría por debajo de la temperatura A_3 , inicialmente la ferrita se espera que se forme en bordes con un ángulo grande entre los granos columnares de austenita. De cualquier manera, el producto de transformación es dependiente de la rapidez de enfriamiento del baño de fusión. Es de utilidad, por lo tanto, discutir el producto de transformación como una función del enfriamiento, y con referencia al diagrama de fases metaestable Fe-Fe₃C, Figura 2.20a.

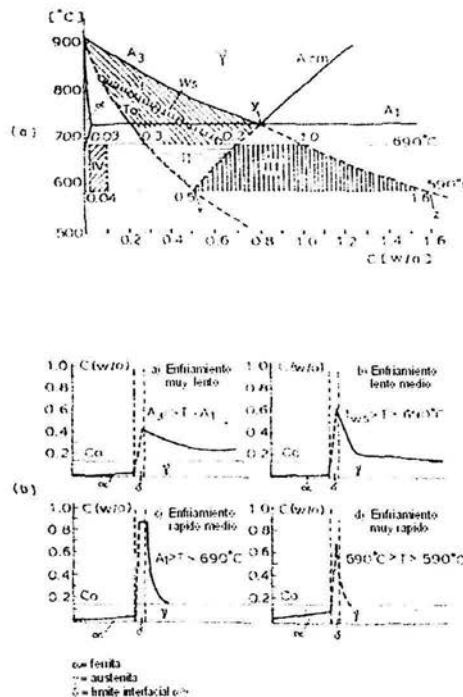


Figura 2.20 a) Diagrama de fases al cuasi-equilibrio del sistema Fe-Fe₃C, mostrando varias regiones de transformación. b) Perfiles de concentración de carbono para varias rapidezces de enfriamiento[9].

Enfriamiento Lento (A). La ferrita nuclea en los bordes de grano con alto ángulo y bordes de grano con un bajo sobreenfriamiento por debajo de A_3 , y crece dentro de la austenita detrás de un frente plano. Ocurre la redistribución del carbono eficientemente, con un perfil de concentración del tipo de la Figura 2.20b, superior izquierda. En cambio, a altas temperaturas, el carbón difunde rápidamente. Asumiendo una difusividad del carbono en la austenita de $10^{-11} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ a la temperatura A_3 , entonces el soluto recorre la distancia de difusión efectiva, \bar{x} , de $2 \mu\text{m}$ en aproximadamente en una décima de segundo, un tiempo muy corto aun para los estándares de velocidad de enfriamiento en soldadura. El contenido de carbono C^T en la interfase se encuentra entonces dentro del área I de la Figura 2.20a. Como la temperatura desciende, el carbono continua difundiendo dentro de la austenita con el crecimiento de bloques de ferrita alitriomorfa, hasta que la temperatura caiga por debajo de A_1 . En esta etapa, las regiones de austenita que son enriquecidas con carbono a una cantidad entre el triangulo eutectoide xyz (Figura 2.20a), se transforma a perlita, así se obtiene un microestructura consistente en una mezcla de ferrita y austenita.

Enfriamiento Lento Medio (B). El sobreenfriamiento debajo de A_3 es más grande que en el caso (A) y , mientras la ferrita nuclea y crece eficientemente a partir de los bordes de grano y se mueve dentro de la austenita detrás de un frente plano, la redistribución del carbono no es tan eficiente como con un enfriamiento lento (Figura 2.20b superior derecha) y el gradiente de concentraciones dentro de la austenita es más escarpado. Esta forma de ferrita, la cual se forma rapidamente en los bordes de grano es referida como ferrita proeutectoide. Puede distinguirse de la ferrita en bloques de (A) por su modo de crecimiento, el cual ocurre detrás de una frontera esencialmente incoherente. Por otro lado, los bloques de ferrita se expande detrás de ambas fronteras, semi-coherente e incoherente. El movimiento de una frontera incoherente requiere, de hecho, una mayor fuerza motriz ΔG , es decir un gran sobreenfriamiento, ΔT , que el movimiento de crecimiento de una frontera semi-coherente de baja energía, al menos cuando se involucra una longitud de difusión grande.

Cuando la austenita se sobreenfria debajo de la línea W_6 (denotando el límite que divide la formación ferrita proeutectoide y ferrita Widmanstätten) en la Figura 2.20a, solo agujas de ferrita

separadas pueden atravesar la barrera de carbono en solución. Estas agujas, conocidas como ferrita Widmanstätten tienen la relación de orientación Kurdjumov-Sachs con la austenita. El crecimiento de las agujas es rápido ya que la redistribución del soluto es eficiente a los lados de las puntas crecientes, así se evitan problemas de acumulación de soluto. En un enfriamiento posterior por debajo de A_1 las regiones con enriquecimiento de carbono al costado de las ahora placas se transforman a cementita o perlita.

Otra Reacción que puede ocurrir cuando la soldadura es sobreenfriada cerca de A_1 es la formación de ferrita acicular. Esta es un producto más bien equiaxial y su crecimiento se facilita utilizando una alta densidad de sitios de nucleación, incluyendo inclusiones dentro de los granos. La ferrita acicular es capaz de formarse si se suprime la reacción proeutectoide, por ejemplo por la formación de carburo en las fronteras entre la austenita y la ferrita.

Enfriamiento rápido medio (C). En este caso, ΔT para que la transformación ocurra por debajo de A_1 , y la rapidez de crecimiento inicial de la ferrita es tan alta que la concentración del carbono en la interfase entra inmediatamente en la región xyz de la Figura 2.20a, asumiendo una concentración en la interfase austenita-ferrita, mostrada en la Figura 2.20b, inferior izquierda. La austenita se vuelve entonces inestable con respecto a la ferrita y a la cementita, así que cuando se precipita una pequeña cantidad de Fe_3C , la ferrita continua creciendo hasta que una barrera de carbono es de nuevo formada. Esta transformación es conocida como una reacción periódica perlítica.

Enfriamiento rápido (D). En este caso, se asume que ΔT descende la temperatura de transformación por debajo de los 690 °C, lo cual significa que el carbono no tiene el tiempo suficiente para difundir dentro de la ferrita para formar los bordes de grano de la ferrita. En cambio, se concentra y redistribuye en un límite de fase (Figura 2.20b inferior derecha) y la austenita se transforma en ferrita por un mecanismo parcial masivo o formación de bainita superior. Una transformación masiva ocurre por movimiento de un alto ángulo del límite de fases, tal que los átomos se mueven de la estructura cristalina anterior a la del producto por un corto rango de fusión a través de la frontera. Esto implica que la distribución del carbono en ambas fases es la misma. En el caso de la bainita superior, de cualquier manera, la ferrita nuclea en los bordes de grano y

crece rápidamente dentro del grano detrás de una interfase semi-coherente de baja energía. Entonces se desarrolla como ferrita en forma de dedos con Fe_3C precipitando entre ellos. Como el contenido de carbón en la interfase móvil se incrementa eventualmente alcanza un nivel al cual la cementita es capaz de nuclear y crecer. A temperaturas de transformación más altas, la bainita superior se parece a la una ferrita Widmanstätten fina.

Enfriamiento muy rápido (E). En este caso, ΔT es tan grande que la transformación ocurre en la región de los 500 °C, es decir a la temperatura M_s , y la transformación es entonces no difusiva para así producir martensita tipo listón (creciendo independientemente de los bordes de grano). Alternativamente, a la temperatura justo arriba de M_s , puede crearse bainita inferior si el carbono difunde a través de los bordes de grano de la austenita suficientemente para permitir que la bainita nucleee y crezca.

La bainita inferior es una reacción esencialmente controlada en la interfase, en la cual el carbono difunde a través de una distancia muy corta para formar carburos con una relación de orientación igual a la ferrita, concurrente al grosor y longitud de las placas. En estas temperaturas bajas de crecimiento, la difusión del carbono es tan lenta que las placas de ferrita parecen espesarse más fácilmente por la precipitación repetida de cementita en la interfase. Esto, en efecto, remueve cualquier efecto de carbono en la austenita y así permite el avance de la interfase. La morfología final de la bainita inferior es entonces parecida a placas más que agujas.

Con enfriamientos muy rápidos no hay tiempo para que el carbono difunda y la transformación martensítica se lleve a cabo. Se cree que la martensita contiene regiones de austenita retenida, evidentemente debido a algún enriquecimiento de carbono limitado.

2.11.3 Efecto de elementos aleantes en la cinética de transformación.

En la producción de aceros estructurales, la curva C de transformación característica puede controlarse con eficiencia escogiendo cuidadosamente los elementos aleantes. En metales soldados la composición se determina por otros factores, tales como la composición del electrodo,

así como la dilución, flujos de calor, gases etc. La composición final en el depósito generalmente se encuentra entre la del metal de aporte y la del metal base.

Algunos elementos ayudan a estabilizar la austenita (formadores de austenita) y otros a estabilizar la ferrita (formadores de ferrita). La primera categoría incluye al C, N, Mn, Ni, Cu y Zn, en orden decreciente de efectividad. La otra categoría incluye al Zr, Ti, P, V, Nb, W, Mo, Al, Si y Cr. De los elementos mencionados, el C, N, Mn, Mo y Si son los que típicamente se encuentran en las uniones soldadas. De cualquier manera, el problema de cómo estos aleantes afectan la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ - y de aquí el comportamiento de la curva C - en los aceros es complicado, debido a la tendencia de algunos elementos de presentar particiones en la interfase γ/α .

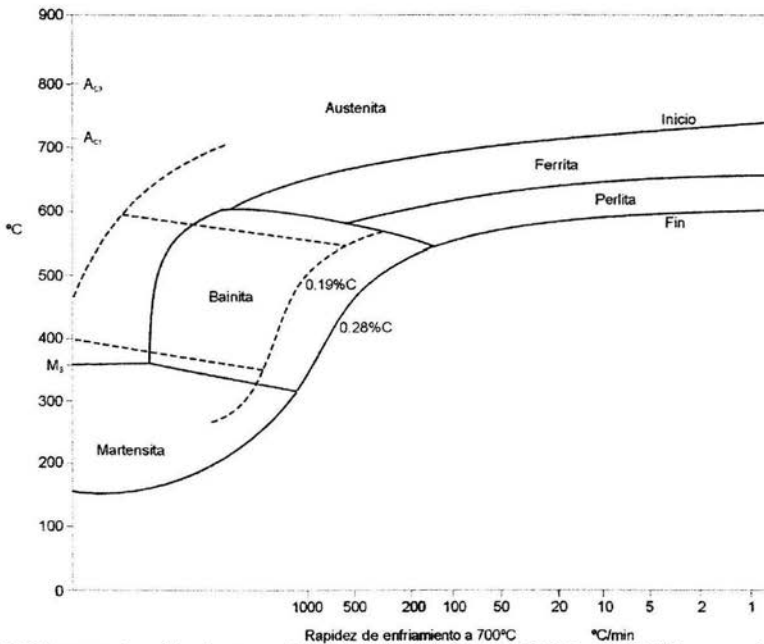


Figura 2.21 Diagrama de enfriamiento continuo CCT para dos aceros al C-Mn con 0.19% en peso de C (líneas punteadas) y 0.28% en peso de C (líneas continuas). El efecto de un incremento relativamente pequeño en el contenido de C en las posiciones de las regiones de martensita y bainita[9].

Un ejemplo de cómo el carbono afecta a la curva C en un acero al C-Mn se muestra en la Figura 2.21, donde un incremento de 0.19% a 0.28% en peso de C resulta en regiones de la bainita y martensita mucho más anchas. El efecto del Mo es complicado, pero se dice que mejora la transformación de la ferrita acicular a expensas de la ferrita proeutectoide. La razón es que la

formación de carburos en la austenita puede inhibir el movimiento de grandes frentes planos de la fase proeutectoide. Por otro lado, a temperaturas de transformación menores, los carburos no pueden evitar el crecimiento de ferrita acicular debido a la alta densidad de sitios de nucleación disponible. El cromo, otro formador fuerte de carburos, tiene un efecto similar al Mo.

El efecto de aleantes presentes en aceros microaleados, por ejemplo, Nb, V, Al y Ti, tienen que tomarse en cuenta también, ya que a través de la dilución en soldaduras de alta energía están generalmente presentes en los depósitos en cantidades similares al 60 – 70% de la composición del metal base, es decir, del 0.02 al 0.03% en peso en los depósitos en el caso del Nb, y aun mayores para el V.

2.12 Uso del diagrama de Schaeffler

El diagrama de Schaeffler indica la estructura que se obtiene en el metal fundido y solidificado de un cordón de soldadura aplicado sin precalentamiento. Es un diagrama fuera del equilibrio y por lo tanto es usado en soldadura. Originalmente se estableció para estimar el contenido de δ -ferrita y su relación con la composición con el metal soldado (expresado en cromo equivalente y níquel equivalente). En su cálculo intervienen elementos aleantes estabilizadores de la ferrita y austenita respectivamente.

El contenido de δ -ferrita es de gran importancia en los aceros inoxidable por su efecto en la fisuración en caliente y par galvánico. El contenido de δ -ferrita en los aceros inoxidable se determina físicamente usando un dispositivo magnético.

En la Figura 2.19 se presenta el diagrama de Schaeffler con las ecuaciones correspondientes al cromo equivalente y níquel equivalente.

Para poder interpretar el diagrama es indispensable notar que solo tiene validez para uniones soldadas sin precalentamiento. Cualquier tratamiento térmico sea lo que sea altera la existencia de fases y el diagrama no es válido.

La utilidad del diagrama de Schaeffler, tanto en teoría como en práctica, revela la composición metalográfica de una aleación y a través de ella se puede evaluar –hasta cierto grado– el comportamiento del material. Pero no solamente para determinar la microestructura de un metal

es útil el diagrama, sino ayuda mucho en la selección del electrodo, principalmente si se trata de unir dos aceros diferentes.

2.13 Diagramas de Transformación

El uso de los diagramas de tiempo-temperatura-transformación (TTT) se basa en el enfriamiento hasta llegar a la temperatura seleccionada y mantenerlo a esa temperatura hasta que la transformación se haya completado; por otro lado los diagramas por enfriamiento continuo (CCT) se debe programar la velocidad de enfriamiento buscando llegar a temperatura ambiente en un periodo de tiempo predeterminado.

Los diagramas TTT tienen como producto final una estructura pura; en el caso de los diagramas CCT, excepto en el temple, se obtienen estructuras mezcladas. Otro punto importante es el tiempo crítico de temple, donde su valor es mayor en los diagramas CCT.

Por otro lado los diagramas TTT deben ser interpretados de izquierda a derecha para el caso de formación de estructuras por difusión y de arriba abajo para la transformación en martensita. En los diagramas CCT, todos los casos se interpretan de arriba hacia abajo en diagonal a partir del momento en que se cruce la línea A_3 .

Los diagramas TTT solamente son aplicables para tratamientos isotérmicos o para programar precalentamientos del acero durante la soldadura, el diagrama CCT es aplicable solamente en tratamientos con enfriamiento continuo o para la interpretación de estructuras en la zona afectada térmicamente de uniones soldadas.

Recientemente se han desarrollado diagramas de transformación por enfriamiento continuo (CCT) para soldadura, en los cuales la temperatura comienza a contar desde 1350°C; dentro de la literatura aun no se cuenta con los diagramas para los aceros AISI 410 y AISI 1025^(5,6,7), sin embargo los diagramas CCT para dichos aceros se muestran en el apéndice B

3 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1 Metales de Trabajo

La selección de los aceros y electrodos se basó en los siguientes puntos:

- Los aceros seleccionados representan típicamente las tres estructuras básicas en las aleaciones de hierro: ferrita (mas perlita), austenita y martensita.
- Tanto en su presentación como aceros trabajados, como en la de electrodos recubiertos, se producen sin otros aleantes además de los básicos, por lo que su comportamiento térmico es altamente predecible.

Se incluyen electrodos tipo E 312 con estructura duplex austenítica-ferrítica, que son altamente utilizados en soldadura de mantenimiento.

3.2 Dispositivo Experimental

Se diseñó y se construyo un dispositivo experimental, para realizar depósitos de metal de aporte en los diferentes metales base, a una velocidad de avance constante y lineal. Asimismo, está diseñado para limitar las variaciones en el depósito atribuibles al soldador.

3.2.1 Diseño y Funcionamiento

En todos los procesos de soldadura por arco eléctrico, tanto la fusión del metal de aporte y del metal de base como su solidificación posterior, se llevan a cabo en condiciones muy alejadas del equilibrio termodinámico. La magnitud de este alejamiento depende de muchos factores, entre los mas importantes se tienen:

- La magnitud de la masa del metal de base.
- La cantidad de calor aportada por unidad de área del metal de base durante la operación ($\text{intensidad de corriente} \times \text{voltaje del arco eléctrico} \times \text{tiempo de residencia del arco encada unidad de área}$).
- La temperatura del metal de base.

- La conductividad térmica del metal de base.

La magnitud del equilibrio termodinámico alcanzado afecta parcialmente a:

- La cantidad de metal de base fundido durante la operación.
- La mezcla de ambos metales con formación de una zona con composición química intermedia.
- La nitidez de la línea de fusión.
- La turbulencia del metal fundido.
- La velocidad de solidificación del metal fundido.
- La influencia de la estructura metalográfica de los cristales del metal base no fundido en la nucleación y forma de crecimiento de cristal del metal fundido durante su solidificación.

Dado que en el presente trabajo se busca determinar la influencia de la microestructura solidificada del metal de aporte sobre el metal base y la continuidad metalúrgica en el proceso de soldadura, es necesario que el depósito sea hecho fuera del equilibrio termodinámico, es decir con una alta velocidad de enfriamiento, justo como ocurre en la solidificación de la soldadura. Así se hicieron los depósitos con la máxima velocidad de avance posible y la menor cantidad de corriente que fueran compatibles con la estabilidad de arco para tener un aporte de calor lo mas pequeño posible.

Además, se buscó que la cantidad de calor cedida por el cordón fuera mayor por conducción que por convección, con el objeto de que la velocidad de enfriamiento fuera mayor.

En esta forma, se puede considerar que en el experimento las condiciones de trabajo son de no-equilibrio termodinámico; esto se comprobó midiendo el tamaño de la zona afectada térmicamente que en todos los casos fue mínimo. Ciertamente en estas condiciones el grosor del cordón depositado es muy pequeño, pero dado que el estudio se hace por metalografía esto no tiene importancia.

El diseño del dispositivo de aporte de soldadura se hizo con estos objetivos en mente y los requisitos que debía llenar así como la forma en que fueron solucionados son los siguientes (ver Figura 3.1).

El dispositivo se fabricó con placa de acero tipo ASTM A52 maquinada a $\frac{1}{2}$ " de espesor y la función de cada una de las partes es la siguiente:

- El dispositivo debe depositar soldadura sin intervención de la mano del operador.
- Debe poder desplazarse a una velocidad constante, coherente con la velocidad de quemado del electrodo. Para ello, se utilizó un motor de bajas revoluciones (8rpm) con un piñón de 6 mm de diámetro en el eje, que transmite el movimiento a una cremallera que va unida al sistema de fijación y soporte del electrodo.
- El electrodo debe acercarse continuamente a la placa en que se esta soldando para compensar la disminución de longitud del electrodo al irse quemando y mantener constante la longitud del arco.
- Como la velocidad de quemado del electrodo depende del amperaje, de su diámetro y del tipo de recubrimiento, la velocidad de movimiento hacia abajo del electrodo debe ser variable a voluntad. Para esto el electrodo se soporta por medio de una boquilla móvil provista de un tornillo prisionero para fijarlo, que corre sobre una ranura en una placa inclinada a un ángulo que puede variarse por medio de una bisagra colocada en uno de sus extremos y un tornillo de fijación en el otro. Esta boquilla se había hecho originalmente de latón pero al apretar el prisionero se quebraba el recubrimiento del electrodo provocando cortocircuito por lo que se cambió por una boquilla de nylamid (nylon maquinable) que es aislante.
- Para mantener la posición del electrodo lo mas cercano a la vertical que sea posible se adicionó una segunda boquilla que se desliza libremente con respecto al electrodo y a la ranura de una segunda placa horizontal colocada debajo de la placa inclinada.
- El contacto del dispositivo a la corriente de la máquina de soldar se hace en la siguiente forma: la placa soporte del dispositivo tiene un tornillo en el que se fija uno de los electrodos, el otro se conecta a la punta de contacto del electrodo por medio de un cable de cobre. Originalmente se trató de hacer esta última conexión con el cable de la fuente de poder pero su peso era excesivo; por lo que se preparó un cable de cobre recocido muy suave para tener la máxima flexibilidad posible.

- Para iniciar el arco, se pone entre la punta del electrodo y el metal base una pequeña porción de fibra de acero y simultáneamente se conecta la corriente y se inicia el movimiento del motor del dispositivo.

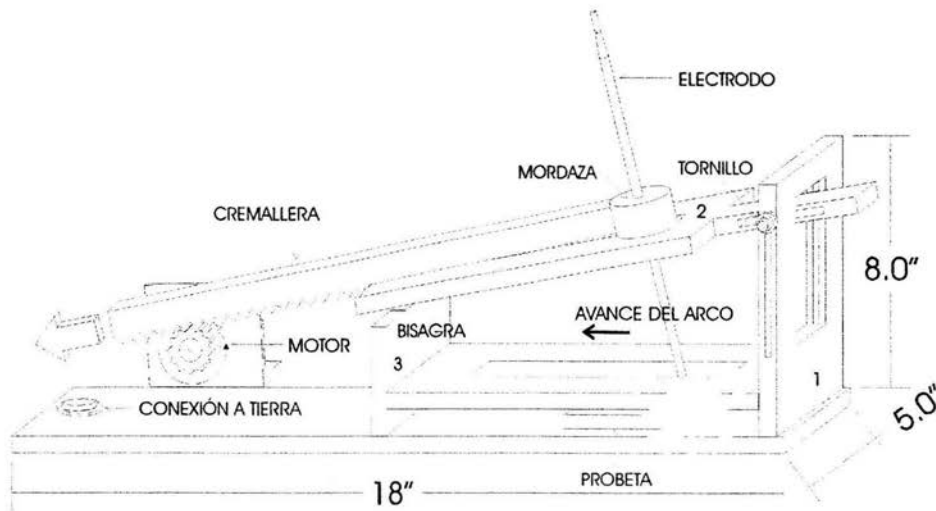


Figura 3.1 Esquema del dispositivo experimental

3.2.2 Sistema General de Soldadura

Para el funcionamiento del dispositivo experimental, se requiere de un sistema general de soldadura de arco, con electrodo recubierto (SMAW por sus siglas en ingles). Éste consta de una máquina de soldar con transformador con sus respectivos cables y aditamentos. Se usó corriente directa con polaridad directa.

Asimismo hay una conexión del polo positivo de la máquina a la conexión a tierra en el dispositivo experimental y del polo negativo al cable flexible, el cual a su vez esta conectado al electrodo, cerrando el circuito eléctrico. En la Figura 3.2 se muestra un esquema del sistema general de soldadura.

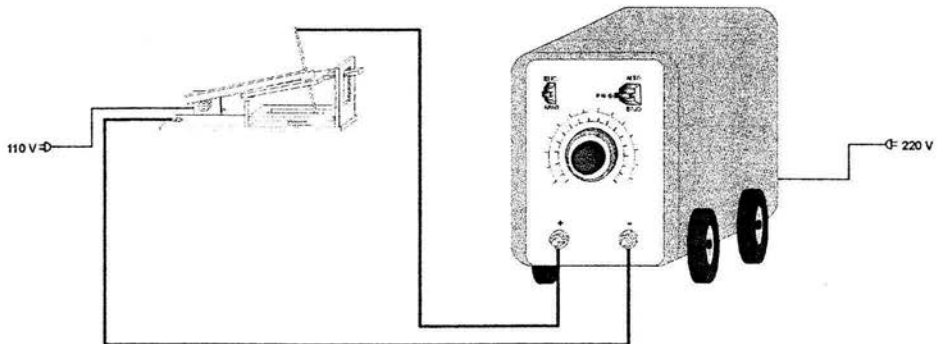


Figura 3.2 Esquema general de soldadura

3.3 Depósitos de Soldadura

3.3.1 Condiciones

En la tabla 3.1 se presentan las condiciones para las soldaduras:

Dimensiones de las placas de Acero	2.5" x 5" x 1/2"
Diámetro de los electrodos	1/8"
Corriente	110 Amperes
Velocidad de Avance	15" / min.
Velocidad de Quemado	15" / min.

Tabla 3.1 Condiciones experimentales

3.3.2 Depósitos

Se realizaron las siguientes combinaciones de metales base y metales de aporte, con un total de 12 depósitos. Se indican las estructuras de cada uno en la Tabla 3.1

Metal Base	Metal de Aporte
<ul style="list-style-type: none"> ▪ ASTM A56 (Ferrita + perlita) 	<ul style="list-style-type: none"> ▪ E-6013 (Ferrita Widmastatten)
	<ul style="list-style-type: none"> ▪ E-308 (Austenita + δ ferrita (90/10))
	<ul style="list-style-type: none"> ▪ E-410 (Martensita + ferrita (90/10))
	<ul style="list-style-type: none"> ▪ E312 (Ferrita + austenita (50/50))
<ul style="list-style-type: none"> ▪ AISI 304 (Austenita) 	<ul style="list-style-type: none"> ▪ E-6013 (Ferrita Widmastatten)
	<ul style="list-style-type: none"> ▪ E-308 (Austenita + δ ferrita (90/10))
	<ul style="list-style-type: none"> ▪ E-410 (Martensita + ferrita (90/10))
	<ul style="list-style-type: none"> ▪ E312 (Ferrita + austenita (50/50))
<ul style="list-style-type: none"> ▪ AISI-410 (Martensita) 	<ul style="list-style-type: none"> ▪ E-6013 (Ferrita Widmastatten)
	<ul style="list-style-type: none"> ▪ E-308 (Austenita + δ ferrita (90/10))
	<ul style="list-style-type: none"> ▪ E-410 (Martensita + ferrita (90/10))
	<ul style="list-style-type: none"> ▪ E312 (Ferrita + austenita (50/50))

Tabla 3.1 Metales base y de aporte bajo estudio.

3.4 Muestreo

Una vez que se ensamblaron todas las partes en el sistema general de soldadura, se hicieron pruebas preliminares, para determinar las mejores condiciones de velocidad de avance, velocidad de quemado del electrodo y amperaje. Se realizaron los depósitos de soldadura con las diferentes combinaciones de aleaciones.

Para la selección de las muestras representativas, se hicieron cortes perpendiculares a la placa, de tal forma que la muestra montada para su preparación metalográfica exhibe una vista del metal base, zona afectada térmicamente y metal de aporte.

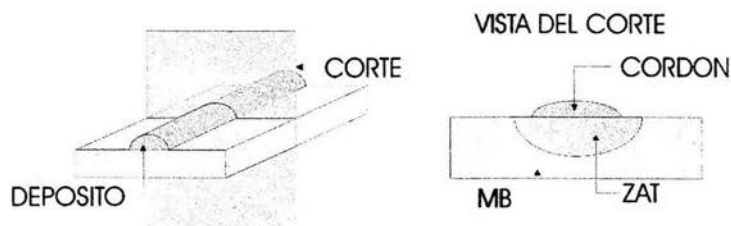


Figura 3.3 Obtención de probetas.

3.5 Preparación Metalográfica

3.5.1 Desbaste y Pulido

Todas las muestras se montaron en baquelita. El desbaste y pulido se llevó a cabo con papeles abrasivos de carburo de silicio, la secuencia de tamaño de malla fue de 240, 320, 400 y 600. El pulido grueso y fino, se realizó en una pulidora automática de platos giratorios cubiertos con paño, usando como abrasivo alumina sintética de 1 y 0.5 μm .

3.5.2 Ataque Metalográfico

El ataque presentó dificultades cuando había dos metales con diferentes propiedades químicas; por lo tanto, el ataque fue específico para cada probeta. En la siguiente tabla se muestran los reactivos para cada caso.

Combinación		Problemas de Ataque	Ataque Final	Observaciones
Metal Base	Metal de Aporte			
ASTM A56	E-6013	No	▪ Nital 2	—
ASTM A56	E-308	Pares galvanicos, puntos de corrosión	▪ Nital 2 ▪ Ataque electrolítico de CrO_3 al 5% base agua	Pares galvanicos: ▪ Entre el electrodo positivo de la celda electrolítica y el metal base. ▪ Entre el metal base y el metal de aporte. Los puntos de corrosión se presentan en el metal base por ser el metal más noble.

Combinación		Problemas de Ataque	Ataque Final	Observaciones
Metal Base	Metal de Aporte			
ASTM A56	E-410	Puntos de Corrosión	<ul style="list-style-type: none"> ▪ Nital 2 ▪ FeCl_3 / HCl base alcohol 	Originalmente el ataque de FeCl_3 / HCl era base agua y debido a la alta conductividad del medio se presentaban los puntos de corrosión, por lo que se disminuyo la conductividad del medio, cambiando la base del reactivo disminuyendo así, la velocidad de corrosión.
ASTM A56	E312	Pares galvanicos, puntos de corrosión	<ul style="list-style-type: none"> ▪ Vilella ▪ Ataque electrolítico de CrO_3 al 5% base agua 	La velocidad de corrosión es alta por lo que el tiempo de ataque es de 4 a 6 segundos.
AISI 304	E-308	No	<ul style="list-style-type: none"> ▪ Ataque electrolítico de CrO_3 al 5% base agua 	----
AISI 304	E-410	Diferencia en velocidad de ataque	<ul style="list-style-type: none"> ▪ Ataque electrolítico de CrO_3 al 5% base agua ▪ FeCl_3 / HCl base alcohol 	Una vez que se realiza el ataque electrolítico, el segundo ataque se tiene que realizar lo mas rápido posible ya que se corre el riesgo de sobreatacar la parte austenítica.
AISI 304	E312	No	<ul style="list-style-type: none"> ▪ Ataque electrolítico de CrO_3 al 5% base agua 	----
AISI-410	E-410	No	<ul style="list-style-type: none"> ▪ FeCl_3 / HCl base alcohol 	----
AISI-410	E312	Sobreataque	<ul style="list-style-type: none"> ▪ FeCl_3 / HCl base alcohol ▪ Ataque electrolítico de CrO_3 al 5% base agua 	Los ataques se realizaron por separado, se aísla una parte mientras la otra parte es atacada con el reactivo correspondiente.

3.6 Microscopia

3.6.1 Microscopio Óptico Metalográfico

Se uso un microscopio óptico Olympus 34, modelo 1987, obteniendo fotomicrografías a aumentos de 200x, 400x, 500x, 1000x

3.6.2 Microscopio electrónico de barrido

Se obtuvieron fotografías digitales a diferentes aumentos por medio de un microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-5900LV

4 RESULTADOS

En esta sección se presentan las microfotografías correspondientes a los metales base, metales de aporte, zonas afectas térmicamente y las líneas de fusión.

4.1 Metales Base

○ *Acero Ferrítico-Perlítico no aleado*: Se utilizó placa laminada comercial de norma ASTM A56. En la Figura 4.1 se muestra su microestructura, la cual presenta una matriz ferrítica con aproximadamente 25% de cristales de perlita alineados en el sentido del rolado. El tamaño promedio de grano es de $35\mu\text{m}$. (Ver apéndice 2)



Figura 4.1 Micrografía del acero ASTM A56. Perlita en matriz ferrítica. Aumento:500x

Acero Austenítico: En este caso se observó un acero inoxidable austenítico tipo AISI 304 laminado en frío y recocido para recristalización; el cual está formado en su totalidad por cristales de austenita y maclados debido a la deformación en frío previo al recocido. Ver Figura 4.2



Figura 4.2 Micrografía del Acero AISI 304. Granos de austenita con maclas. Aumento:500x

o *Acero Martensítico*: Se seleccionó placa de acero inoxidable martensítico tipo AISI-410, de alta pureza fundido y colado al vacío para evitar inclusiones de cromita y porosidades. Debido a su templabilidad, el acero presenta estructura con cristales aciculares de martensita de cromo como se muestra en la Figura 4.3

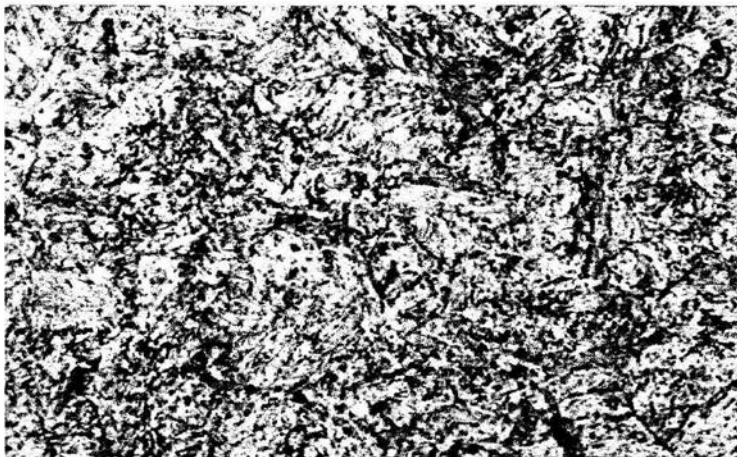


Figura 4.3 Micrografía del Acero AISI 410. Martensita de cromo. Aumento:500x

4.2 Metales de Aporte

o *Acero Ferrítico*: Se utilizaron electrodos recubiertos tipo AWS E-6013, por su gran estabilidad de arco. Debido a que éstos electrodos se fabrican con alambre de acero de muy bajo contenido de carbono, el metal depositado presenta una estructura alotrópica de ferrita en forma de agujas y peines (widmanstätten) debido a la alta velocidad de enfriamiento durante la solidificación. Ver Figura 4.4

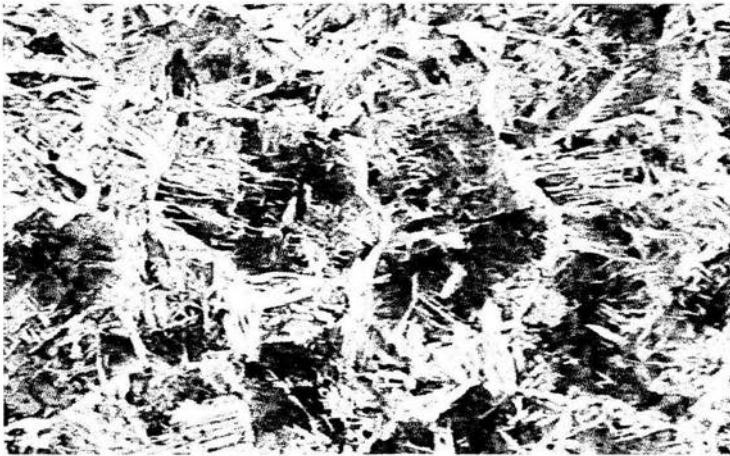


Figura 4.4 Micrografía del Electrodo AWS E-6013. Ferrita Widmanstätten. Aumento:500x

o *Acero Austenítico*: Por tener la misma composición química se utilizaron electrodos tipo AWS E-308 con recubrimiento rutilico que depositan un acero con una composición similar a la del acero AISI 304. La estructura del metal depositado es duplex con dendritas de austenita en una matriz de δ -ferrita como se muestra en la Figura 4.5

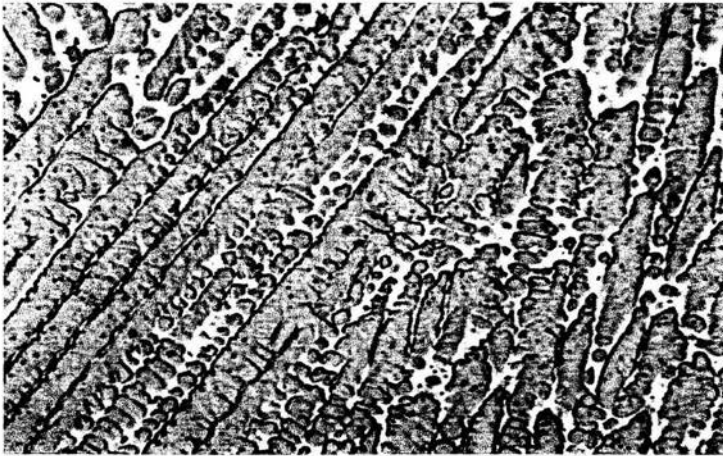


Figura 4.5 Micrografía del Electrodo AWS E-308. Dendritas de γ en matriz δ ferrita. Aumento:500x

o *Acero martensítico*: En éste caso se utilizaron electrodos básicos tipo AWS E-410. Estos electrodos depositan un acero con composición similar a la del acero AISI 410 y debido al enfriamiento rápido del cordón, presentan en todos los casos estructura duplex de cristales de martensita de cromo y δ -ferrita. Ver Figura 4.6



Figura 4.6 Micrografía del Electrodo AWS E-410. Martensita de cromo y δ ferrita. Aumento:500x.

o Para completar el estudio, como metal de aporte adicional se aplicaron cordones con electrodos tipo AWS E-312 que, debido a la proporción de cromo y níquel que contienen, el cual solidifica con una estructura dendrítica duplex austenita-ferrita que da la apariencia de

formación de bandas con diferente tonalidad. En la Figura 4.7 se observan zonas blancas de austenita y zonas oscuras de δ -ferrita.

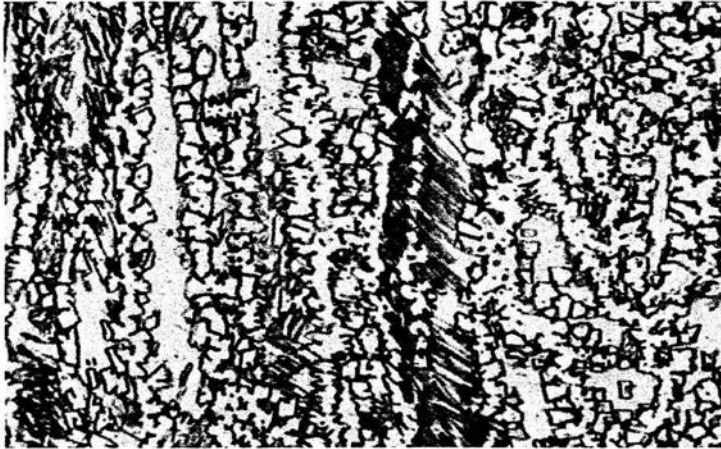


Figura 4.7 Micrografía del Electrodo AWS E-312. Estructura dendrítica duplex austenita-ferrita. Aumento:500x

4.3 Zona Afectada Térmicamente

La zona aledaña al baño de fusión es afectada térmicamente provocando cambios en la estructura, por lo que se forman discontinuidades metalúrgicas. La presencia de estas someten a la pieza a cambios de estructura que actúan como concentradores de esfuerzos (tanto internos como externos), que muchas de las veces puede llegar a romper la unión soldada, debido a que los cambios de temperatura generan expansiones y contracciones muy rápidas debidas a la dilatación térmica y a las transformaciones de fase ya que se forman estructuras con diferentes propiedades mecánicas.

El tamaño y el comportamiento de la zona afectada térmicamente es función del calor aportado por el proceso, así como de las propiedades metalúrgicas de los metales involucrados.

- *Acero Ferrítico-Perlítico*: Este tipo de acero es transformable por lo que existe una zona que es afectada por los cambios de temperatura.

En la Figura 4.8 se muestra la zona de transformación intercrítica, que es la zona que se calentó entre A_1 y A_3 del acero; en ésta zona se encuentran placas de cementita disueltas parcialmente transformándose en nódulos esferoidales.

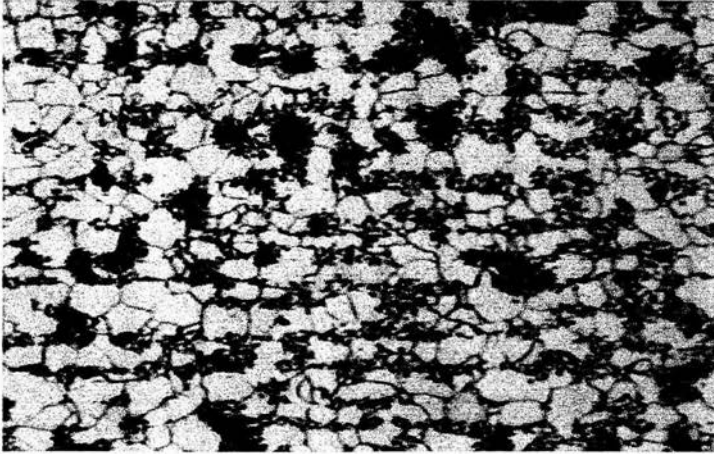


Figura 4.8 Micrografía de la ZAT del acero ASTM A56. Zona intercrítica. Aumento: 500x

La transformación del acero que se calentó por arriba de la línea A_3 se le llama transformación hipercrítica.

Debido al bajo contenido de carbono del acero no hay formación de martensita si no de ferrita acicular con el carbono en forma de microcristales de cementita, es decir bainita que se muestra en la Figura 4.9.

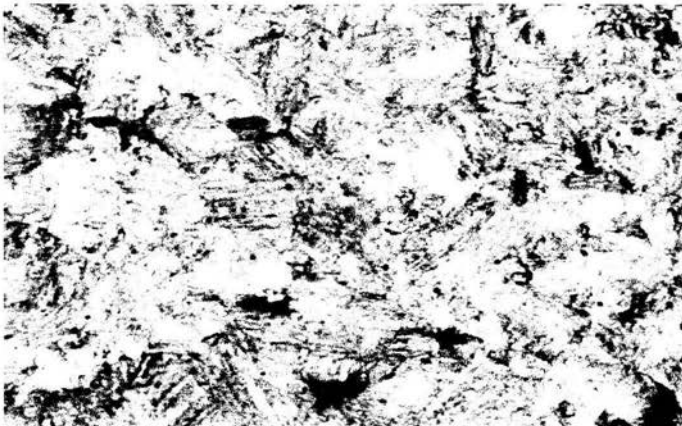


Figura 4.9 Micrografía de la ZAT del acero ASTM A56. Zona hipercrítica. Aumento: 500x

- *Acero Austenítico:* Este acero presenta una microestructura austenítica en todas las variaciones de temperatura, (ver diagrama de Fases Fe-Cr) por lo que este tipo de aceros no son transformables por cambios de temperatura y lo único que se observa en comparación con la Figura 4.2 es un crecimiento de grano, como lo muestra la parte izquierda de la Figura 4.10.

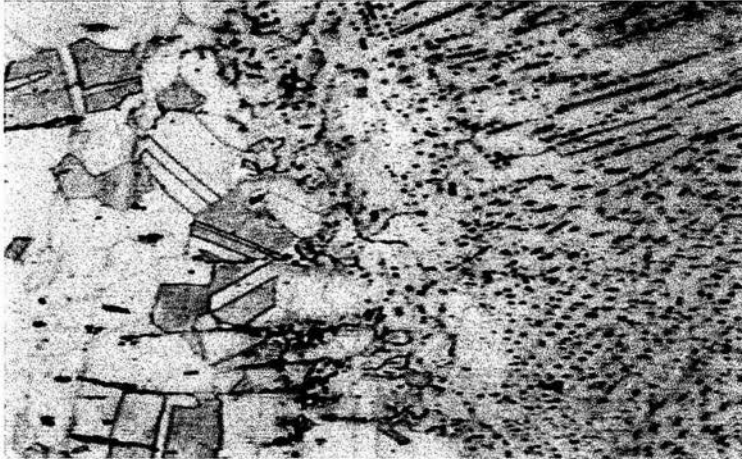


Figura 4.10 Micrografía de la ZAT del acero AISI 308 con crecimiento de grano. Aumento:500x

- *Acero Martensítico:* En el caso del acero martensítico hay formación de martensita de Cr además de ferrita, debido a la intersección de las líneas de transformación de la parte austenítica. Primero se forman cristales de ferrita, y debido al trayecto del enfriamiento se pasa por la fase austenítica, formando martensita de cromo, como se muestra en la Figura 4.11.

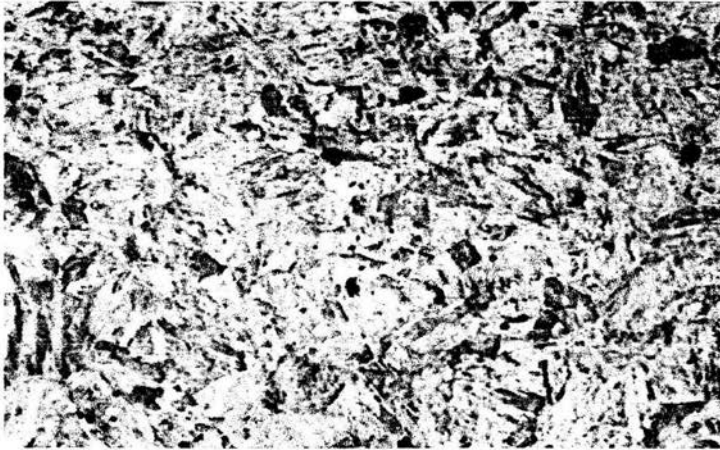


Figura 4.11 Micrografía de la ZAT del acero AISI 410. Martensita de cromo. Aumento:500x

4.4 Zona de Mezcla

En esta sección se analizará la interacción microestructural: ferrita, ferrita-perlita, austenita, martensita y ferrita-austenita, observando la presencia o no de crecimiento epitaxial así como la formación de una zona de mezcla, durante la solidificación a alta velocidad causada por la soldadura de arco eléctrico.

El análisis se divide en tres ramas: la primera corresponde a la interacción entre estructuras similares; la segunda, a la interacción entre estructuras diferentes y por último la correspondiente a la interacción de las tres estructuras básicas con una estructura duplex. Así mismo, se anexa en cada interacción una tabla con las estructuras previas, solidificadas de ambos materiales, base y de aporte, y las observaciones más importantes.

4.4.1 Interacción entre aceros con estructuras similares

4.4.1.1 Interacción del metal de base ferrítico-perlítico con metal de aporte ferrítico.

La Figura 4.12 muestra la microestructura obtenida de la soldadura de un metal base ferrítico-perlítico con un metal de aporte ferrítico.

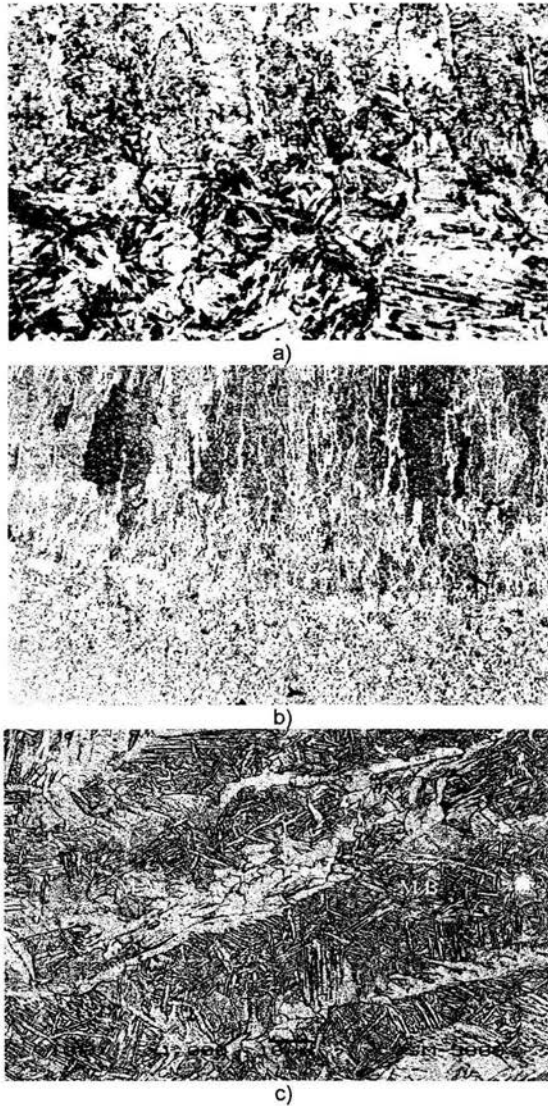


Figura 4.12 Micrografías de la soldadura AISI 1025 / AWS E-6013. a) Detalle de línea de fusión: 500x b) Vista panorámica: 100x. c) Micrografía por microscopía electrónica de barrido: 1000x

En la interacción del metal de aporte ferrítico, solidificado a partir de metal fundido por el arco eléctrico, con la estructura ferrítica-pearlítica del metal de base sólido, se observan los siguientes detalles:

- a) La línea de fusión puede delimitarse con nitidez por la diferencia de la morfología de los granos de cristalización primaria con los que se mantuvieron en estado sólido. Lo anterior se observa en la Figura 4.12
- b) No es posible delimitar una zona de mezcla, ya que el metal base y el metal de aporte presentan la misma composición química.
- c) Hay un claro crecimiento epitaxial (Figura 4.12) con cristales columnares de metal de aporte, a partir de los cristales del metal de base que permanecieron en estado sólido.
- d) Existe continuidad metalúrgica a través de la línea de fusión.
- e) El metal de base sufre transformación de fase: En la zona afectada térmicamente hipercrítica, por efecto de una recrystalización rápida, presenta una estructura de martensita de bajo carbono. En la zona intercrítica, se observa esferoidización del carburo de hierro de la perlita.
- f) El metal de aporte cristaliza con estructura de Widmanstätten característica de este tipo de depósitos.
- g) Por el hecho de tener ambos metales el mismo coeficiente de expansión térmica, no se observan daños en los cristales que pudieran atribuirse a tensiones generadas por contracciones heterogéneas durante el enfriamiento.
- h) No se observan fisuras en la unión soldada.

	Metal Base	Metal de Aporte
<i>Estructura Previa</i>	Ferrita y Perlita	Metal Fundido
<i>Estructura Unión Soldada</i>	ZAC Intercrítica: Ferrita + Cementita esferoidal. ZAC Hipercrítica: Martensita (Bajo Carbono)	Ferrita Widmanstätten
<i>Crecimiento Epitaxial</i>	Sí	
<i>Formación de Zona de Mezcla.</i>	No es posible delimitarla	

4.4.1.2 Interacción del metal de base austenítico con metal de aporte austenítico.

La Figura 4.13 muestra la microestructura obtenida de la soldadura de un metal base austenítico con un metal de aporte austenítico.

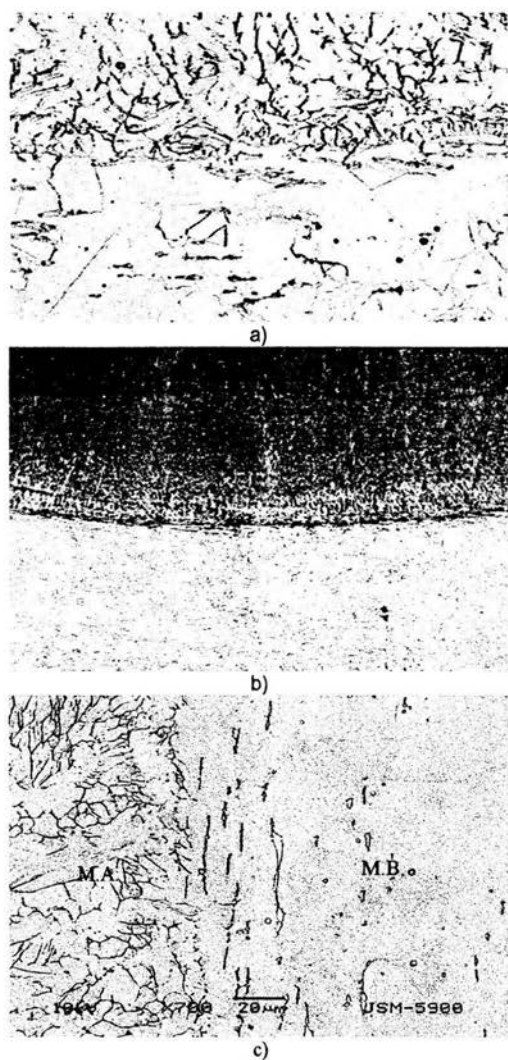


Figura 4.13 Micrografías de la soldadura AISI 304 / AWS E-308. a) Detalle de línea de fusión: 500x. b) Vista panorámica: 100x. c) Micrografía por microscopía electrónica de barrido: 700x

En la interacción del metal de aporte austenítico, solidificado a partir de metal fundido por el arco eléctrico, con la estructura austenítica del metal de base sólido, se observan los siguientes detalles:

- a) En la Figura 4.13a se muestra la línea de fusión con gran claridad, a un lado de la cual se observa una solidificación primaria con dendritas de γ en matriz de δ ; al otro lado se observan cristales de austenita que no sufren transformación de fase en estado sólido.
- b) Por microscopia electrónica de barrido Figura 4.13c se revela la existencia de una zona de probable fusión parcial.
- c) No se presenta crecimiento epitaxial en la línea de fusión debido a la diferencia estructural entre ambos metales.
- d) No existe continuidad metalúrgica entre ambas estructuras.
- e) El metal de base no sufre transformación de fase, solo se presenta crecimiento de grano debido al calor proporcionado por el arco eléctrico.
- f) La estructura del metal de aporte esta formada por dendritas de γ (austenita) en matriz de δ (ferrita).
- g) Debido a que el coeficiente de expansión térmica es el mismo en ambos metales no se observan daños estructurales, debido a que se expanden y contraen a la misma magnitud.
- h) No se observa ningún tipo de fisuras a lo largo de la unión soldada.

	Metal Base	Metal de Aporte
<i>Estructura Previa</i>	Austenita	Metal Fundido
<i>Estructura Unión Soldada</i>	Austenita	Dendritas de γ en matriz de δ
<i>Crecimiento Epitaxial</i>	No	
<i>Formación de Zona de Mezcla.</i>	No es posible delimitarla	

4.4.1.3 Interacción del metal de base martensítico con metal de aporte martensítico.

La Figura 4.14 muestra la microestructura obtenida de la soldadura de un metal base martensítico con un metal de aporte martensítico.

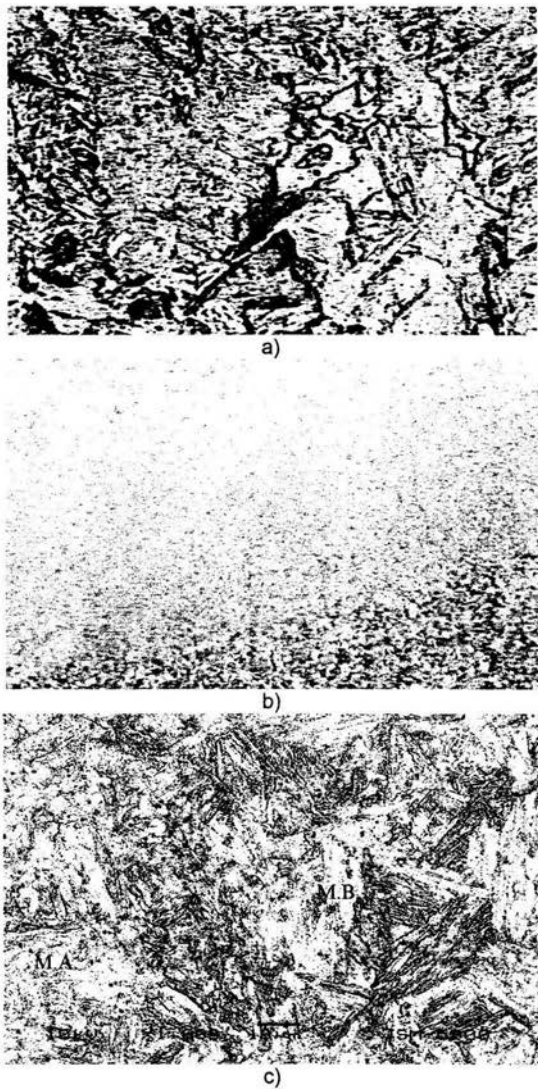


Figura 4.14 Micrografías de la soldadura AISI 410 / AWS E-410. a) Detalle de línea de fusión: 500x. b) Vista panorámica: 100x. c) Micrografía por microscopía electrónica de barrido: 1000x.

En la interacción del metal de aporte *martensítico*, solidificado a partir de metal fundido por el arco eléctrico, con la estructura *martensítica* del metal de base sólido, se observan los siguientes detalles:

- a) La Figura 4.14a muestra una vista panorámica, donde se observa la línea de fusión a partir de una estructura martensítica en estado sólido y una solidificación bifásica por parte del metal de aporte.
- b) No es posible determinar una zona de mezcla por igual composición química del metal de aporte y el metal base.
- c) No se puede determinar si hay crecimiento epitaxial por tenerse fases aciculares en ambos lados de la línea de fusión.
- d) No se aprecia continuidad metalúrgica a través de la línea de fusión se muestra por microscopía electrónica de barrido en la Figura 4.14c.
- e) En la zona afectada térmicamente se presenta una doble transformación de fase $\alpha' \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha'$, dando como producto final una fase igual a la inicial.
- f) El metal de aporte cristaliza como martensita de cromo mas cristales de ferrita, lo anterior se muestra por microscopía electrónica de barrido en la Figura 4.14c.
- g) Tanto el metal de base como el de aporte presentan un coeficiente de expansión térmica igual, por lo que no se presentan daños estructurales.
- h) No se observan fisuras en la unión soldada.

	Metal Base	Metal de Aporte
<i>Estructura Previa</i>	Martensita	Metal fundido
<i>Estructura Unión Soldada</i>	Martensita	Martensita + cristales α
<i>Crecimiento Epitaxial</i>	No	
<i>Formación de Zona de Mezcla.</i>	No es posible delimitarla	

4.4.2 Interacción entre aceros con estructura diferente

4.4.2.1 Interacción del metal base ferrítico-perlítico con metal de aporte austenítico.

La Figura 4.15 muestra la microestructura obtenida de la soldadura de un metal base ferrítico-perlítico con un metal de aporte austenítico.

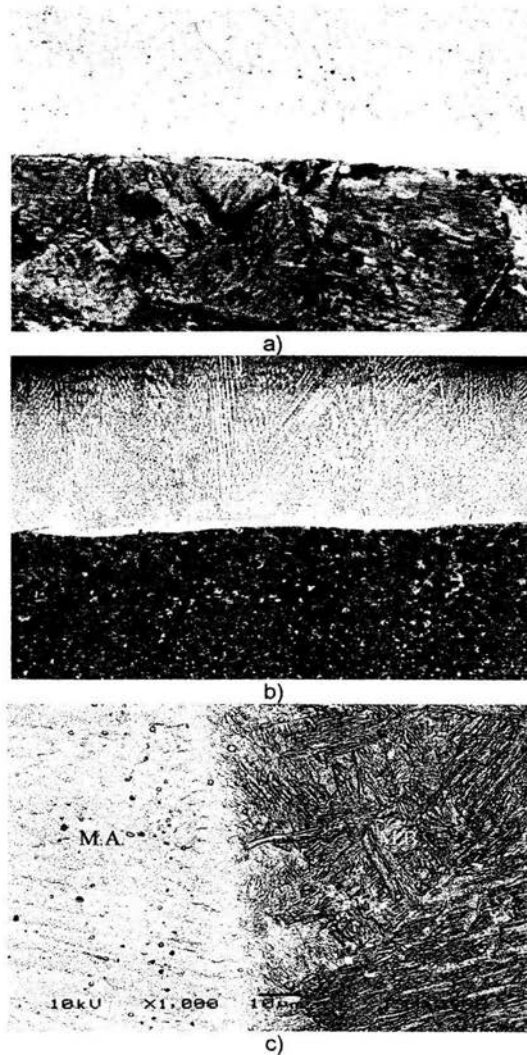


Figura 4.15 Micrografías de la soldadura AISI 1025 / AWS E-308. a) Detalle de línea de fusión: 500x. b) Vista panorámica: 100x. c) Micrografía por microscopía electrónica de barrido: 1000x

En la interacción del metal de aporte austenítico, solidificado a partir de metal fundido por el arco eléctrico, con la estructura ferrítica-perlítica del metal de base sólido, se observan los siguientes detalles:

- a) La línea de fusión se delimita con nitidez, como lo muestra la Figura 4.15b por diferencia entre la morfología de los cristales no fundidos del metal base y los cristales primarios del metal de aporte.
- b) Se aprecia una zona de mezcla muy delgada.
- c) No se presenta crecimiento epitaxial (Figura 4.15a).
- d) No se aprecia continuidad metalúrgica a lo largo de la línea de fusión.
- e) El metal de base sufre transformación de fase: En la zona afectada térmicamente hipercrítica, por efecto de una recristalización rápida, presenta estructura de martensita de bajo carbono. En la zona intercrítica, se observa esferoidización del carburo de hierro de la perlita.
- f) El metal de aporte cristaliza con dendritas de γ en matriz de δ . (delta ferrita).
- g) El metal de aporte tiene mayor coeficiente de expansión térmica que el metal de base. No se aprecia ningún tipo de efecto en la unión soldada.
- h) No se observan fisuras en la unión soldada.

	Metal Base	Metal de Aporte
<i>Estructura Previa</i>	Ferrita y Perlita	Metal Fundido
<i>Estructura Unión Soldada</i>	ZAC Intercrítica: Ferrita + Cementita esferoidal. ZAC Hipercrítica: Martensita (Bajo Carbono)	Dendritas de γ en matriz de δ
<i>Crecimiento Epitaxial</i>	No	
<i>Formación de Zona de Mezcla.</i>	Si	

4.4.2.2 Interacción del metal base austenítico con metal de aporte ferrítico.

La Figura 4.16 muestra la microestructura obtenida de la soldadura de un metal base austenítico con un metal de aporte ferrítico.

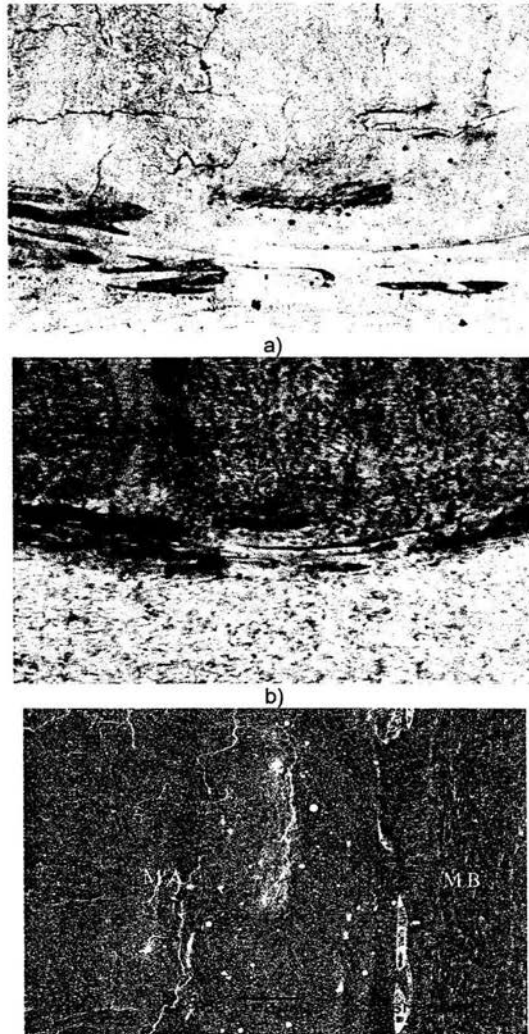


Figura 4.16 Micrografías de la soldadura AISI 304 / AWS E-6013. a) Detalle de línea de fusión: 500x. b) Vista panorámica: 100x. c) Micrografía por microscopía electrónica de barrido: 1000x

En la interacción del metal de aporte ferrítico, solidificado a partir de metal fundido por el arco eléctrico, con la estructura austenítica del metal de base sólido, se observan los siguientes detalles:

- a) La vista panorámica de la Figura 4.16b muestra la línea de fusión entre ambos metales, por diferencia morfológica entre estructuras del metal de base y el de aporte.
- b) En este caso se presenta una zona de manchas por arrastre de gotas de metal de base en el metal de aporte fundido. Ver Figura 4.16a.
- c) No hay crecimiento epitaxial.
- d) No se aprecia continuidad metalúrgica a través de la línea de fusión.
- e) El metal de base corresponde a un acero no transformable por lo que solo se presenta crecimiento de cristal debido al calor generado por el arco eléctrico.
- f) El metal de aporte cristaliza con estructura acicular de bajo carbono.
- g) Debido a que el coeficiente de expansión térmica es mayor en el metal de base, se presentan daños por sobrecalentamiento, generando grietas en el metal de aporte, por diferencia en la magnitud de la contracción de los metales en el momento de solidificación.
- h) Existe un esfuerzo dinámico entre metales generando fisuras transcristalinas en todo el depósito de la unión soldada. Ver Figura 4.16c.

	Metal Base	Metal de Aporte
<i>Estructura Previa</i>	Austenita	Metal Fundido
<i>Estructura Unión Soldada</i>	Austenita	Martensita (bajo carbono)
<i>Crecimiento Epitaxial</i>	No	
<i>Formación de Zona de Mezcla.</i>	Sí	

4.4.2.3 Interacción del metal de base ferrítico con metal de aporte martensítico.

La Figura 4.17 muestra la microestructura obtenida de la soldadura de un metal base ferrítico con un metal de aporte martensítico.

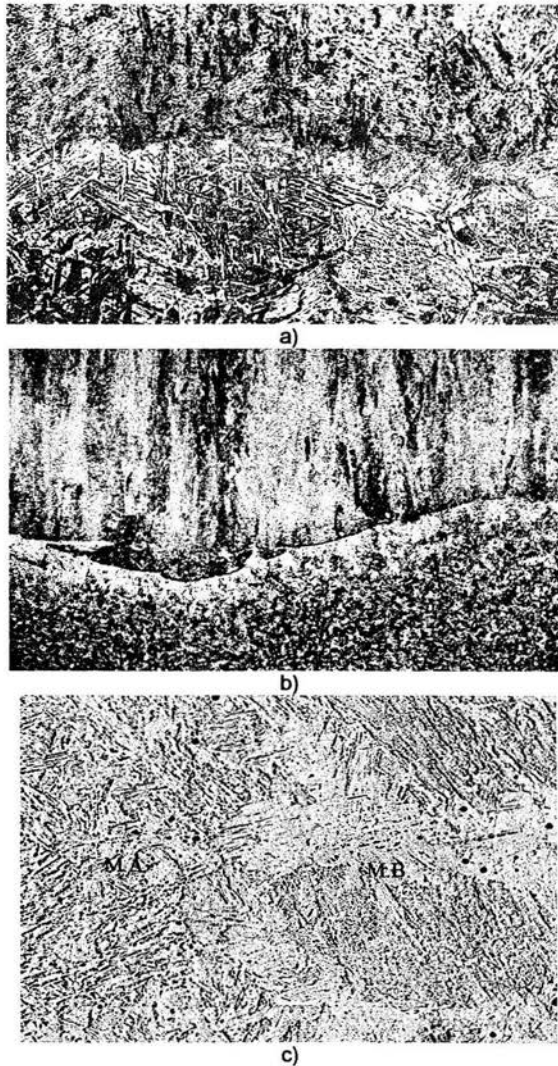


Figura 4.17 Micrografías de la soldadura AISI 1025 / AWS E-410. a) Detalle de línea de fusión: 500x. b) Vista panorámica: 100x. c) Micrografía por microscopía electrónica de barrido: 1000x

En la interacción del metal de aporte martensítico, solidificado a partir de metal fundido por el arco eléctrico, con la estructura ferrítica del metal de base sólido, se observan los siguientes detalles:

- a) Se aprecia la formación de la línea de fusión en la vista panorámica (Figura 4.17b).
Se observa una frontera entre el tipo de solidificación del metal de aporte sobre los cristales del metal base.
- b) Como se observa en la Figura 4.17a no existe zona de mezcla debido a que ambas estructuras son aciculares.
- c) No se presenta crecimiento epitaxial.
- d) No se aprecia continuidad metalúrgica a través de la línea de fusión.
- e) El metal de base sufre transformación de fase: En la zona afectada térmicamente hipercrítica, por efecto de una cristalización rápida, presenta una estructura de martensita de bajo carbono. En la zona intercrítica, se observa esferoidización del carburo de hierro de la perlita.
- f) El tipo de cristalización del metal de aporte corresponde a una estructura de martensita de cromo mas la formación de pequeños cristales de ferrita.
- g) La diferencia entre coeficientes de expansión térmica, no es lo suficientemente grande como para causar algún tipo de daño entre cristales.
- h) No se aprecia fisuras en la unión soldada.

	<i>Metal Base</i>	<i>Metal de Aporte</i>
<i>Estructura Previa</i>	Ferrita y Perlita	Metal Fundido
<i>Estructura Unión Soldada</i>	Martensita	Martensita + Cristales α
<i>Crecimiento Epitaxial</i>	No	
<i>Formación de Zona de Mezcla.</i>	No	

4.4.2.4 Interacción de metal de base martensítico con metal de aporte ferrítico.

La Figura 4.18 muestra la microestructura obtenida de la soldadura de un metal base martensítico con un metal de aporte ferrítico.

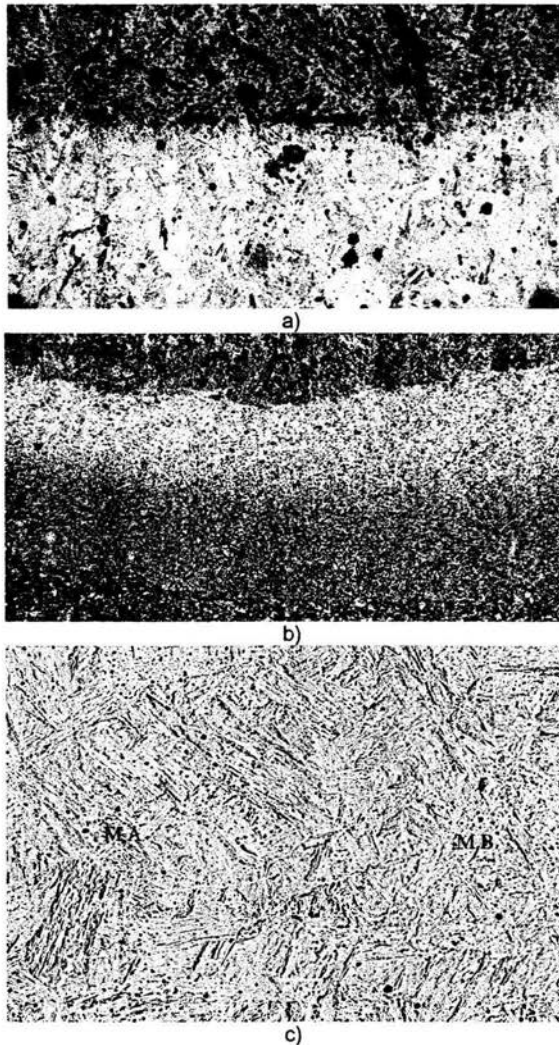


Figura 4.18 Micrografías de la soldadura AISI 410 / AWS E-6013. a) Detalle de línea de fusión: 500x. b) Vista panorámica: 100x. c) Micrografía por microscopía electrónica de barrido: 1000x.

En la interacción del metal de aporte ferrítico, solidificado a partir de metal fundido por el arco eléctrico, con la estructura martensítica del metal de base sólido, se observan los siguientes detalles:

- a) Se aprecia una línea de fusión a bajos aumentos (Figura 4.18b); sin embargo existe una dilución del metal de base por parte del metal de aporte, ya que en la Figura 4.18a se observa la formación de martensita de cromo en ambos lados de lo que sería la línea de fusión.
- b) En este caso la zona de mezcla se trata de una dilución de un metal en otro.
- c) No se aprecia crecimiento epitaxial.
- d) No se aprecia continuidad metalúrgica a través de la línea de fusión.
- e) La transformación de fase por parte del metal de base, es la transformación de martensita de cromo mas la formación de cristales de ferrita.
- f) La cristalización del metal de aporte, consiste en la formación de ferrita acicular debido a la probable dilución rápida del cromo del metal base en el metal de aporte.
- g) El coeficiente de expansión térmica sería mas parecido debido a la dilución de cromo por parte del metal de aporte.
- h) No se manifiesta la formación de algún daño a lo largo de la línea de fusión.

	<i>Metal Base</i>	<i>Metal de Aporte</i>
<i>Estructura Previa</i>	Martensita	Metal Fundido
<i>Estructura Unión Soldada</i>	Martensita	Martensita (bajo carbono) Ferrita Acicular
<i>Crecimiento Epitaxial</i>	No	
<i>Formación de Zona de Mezcla.</i>	No	

4.4.2.5 Interacción del metal de base martensítico con metal de aporte austenítico

La Figura 4.19 muestra la microestructura obtenida de la soldadura de un metal base martensítico con un metal de aporte austenítico.

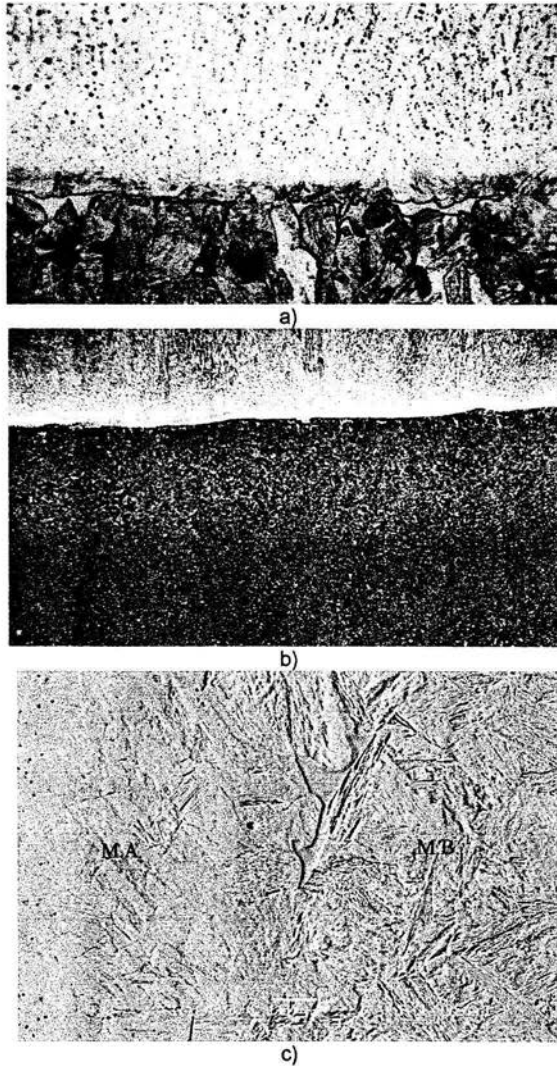


Figura 4.19 Micrografías de la soldadura AISI 410 / AWS E-308. a) Detalle de línea de fusión: 500x. b) Vista panorámica: 100x. c) Micrografía por microscopía electrónica de barrido: 1000x.

En la interacción del metal de aporte austenítico, solidificado a partir de metal fundido por el arco eléctrico, con la estructura martensítica del metal de base sólido, se observan los siguientes detalles:

- a) En la vista panorámica (Figura 4.19b) se aprecia la línea de fusión; se observa con nitidez la diferencia en el tipo de solidificación por parte del metal de aporte.
- b) No se aprecia zona de mezcla. Ver Figura 4.19a.
- c) No hay crecimiento epitaxial.
- d) No se aprecia continuidad metalúrgica a través de la línea de fusión.
- e) El metal de base sufre transformación de fase, en la formación de cristales de martensita mas cristales de ferrita.
- f) El metal de aporte cristaliza en forma de dendritas de austenita con delta ferrita interdendrítica.
- g) La diferencia en los coeficientes de expansión térmica no producen ningún tipo de efecto visible sobre la unión soldada.
- h) No se presentan daños a lo largo de la línea de fusión.

	Metal Base	Metal de Aporte
<i>Estructura Previa</i>	Martensita	Metal Fundido
<i>Estructura Unión Soldada</i>	Martensita	Dendritas de γ en matriz δ
<i>Crecimiento Epitaxial</i>	No	
<i>Formación de Zona de Mezcla.</i>	No	

4.4.2.6 Interacción del metal de base austenítico con metal de aporte martensítico.

La Figura 4.20 muestra la microestructura obtenida de la soldadura de un metal base austenítico con un metal de aporte martensítico.

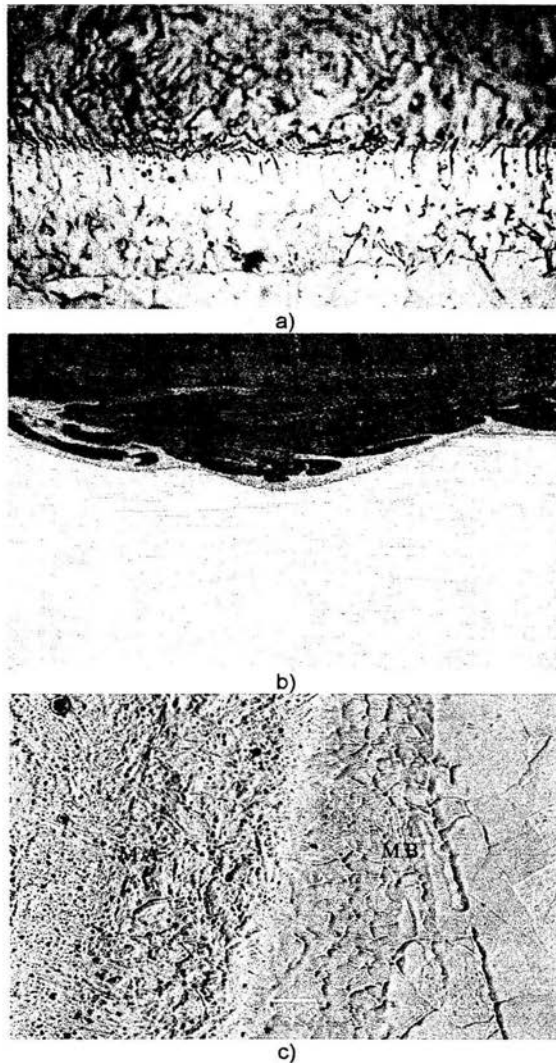


Figura 4.20 Micrografías de la soldadura AISI 304 / AWS E-410. a) Detalle de línea de fusión: 500x. b) Vista panorámica: 100x. c) Micrografía por microscopía electrónica de barrido: 1000x.

En la interacción del metal de aporte martensítico, solidificado a partir de metal fundido por el arco eléctrico, con la estructura austenítica del metal de base sólido, se observan los siguientes detalles:

- a) La vista panorámica mostrada en la Figura 4.20b muestra la línea de fusión, marcando la diferencia en el tipo de estructura entre metales.
- b) La formación dendrítica entre el metal de base y el metal de aporte, no representa una zona de mezcla, esta formación se debe a que el metal de aporte funde una parte del metal de base y su nueva forma de solidificación es de dendritas de austenita. Ver Figura 4.20a.
- c) No se aprecia crecimiento epitaxial.
- d) No se aprecia continuidad metalúrgica a través de la línea de fusión.
- e) Una parte del metal de base se ve afectada por la fusión y su nueva forma de solidificación, sin embargo la parte que no se funde solo presenta crecimiento de grano.
- f) El metal de aporte cristaliza en forma de ferrita acicular que corresponde a martensita de cromo
- g) La diferencia entre los coeficientes de expansión térmica no genera daños en la unión soldada.
- h) No se observan daños a lo largo de la línea de fusión.

	<i>Metal Base</i>	<i>Metal de Aporte</i>
<i>Estructura Previa</i>	Austenita	Metal Fundido
<i>Estructura Unión Soldada</i>	Austenita	Martensita + Cristales α
<i>Crecimiento Epitaxial</i>	No	
<i>Formación de Zona de Mezcla.</i>	No	

4.4.3 Interacción con un acero duplex

4.4.3.1 Interacción del metal de base ferrítico-perlítico con metal de aporte duplex.

La Figura 4.21 muestra la microestructura obtenida de la soldadura de un metal base ferrítico-perlítico con un metal de aporte duplex.

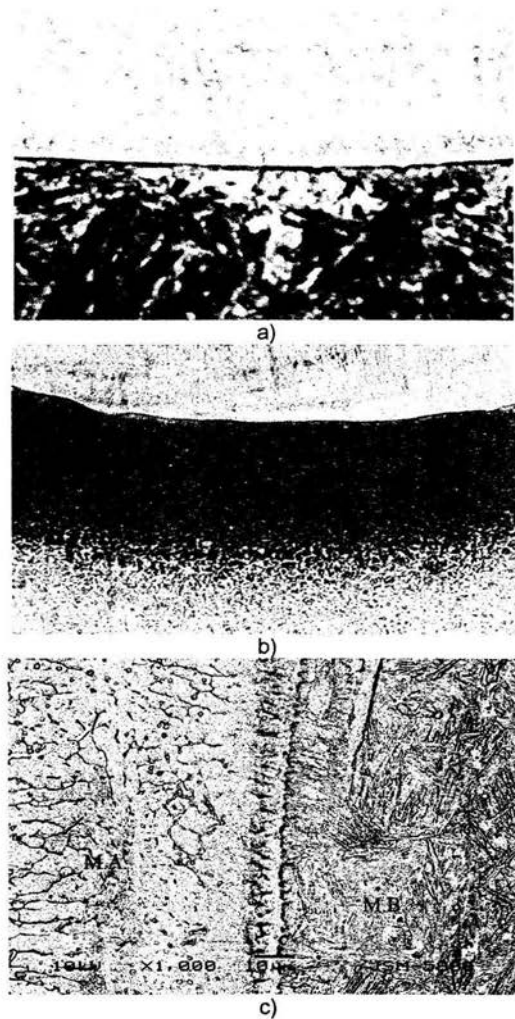


Figura 4.21 Micrografías de la soldadura AISI 1025 / AWS E-312. a) Detalle de línea de fusión: 500x. b) Vista panorámica: 100x. c) Micrografía por microscopía electrónica de barrido: 1000x

En la interacción del metal de aporte duplex, solidificado a partir de metal fundido por el arco eléctrico, con la estructura ferrítica-perlítica del metal de base sólido, se observan los siguientes detalles:

- a) La línea de fusión se delimita con nitidez, marcando la diferencia de cristalización entre ambos metales. Lo anterior se observa en la Figura 4.21b
- b) Se aprecia por microscopia electrónica de barrido una posible zona de mezcla que no es posible delimitar claramente. Ver Figura 4.21c.
- c) No se observa crecimiento epitaxial a través de la línea de fusión. (Figura 4.21a).
- d) No se aprecia continuidad metalúrgica, existe una diferencia en morfologías.
- e) El metal de base sufre transformación de fase: En la zona afectada térmicamente hipercrítica, por efecto de una recrystalización rápida, presenta una estructura de ferrita acicular. En la zona intercrítica, se observa esferoidización del carburo de hierro de la perlita.
- f) El metal de aporte cristaliza con estructura de dendritas de austenita con ferrita delta interdendrítica.
- g) No existe una gran diferencia entre los coeficientes de expansión térmica y no se observa algún tipo de daño en los cristales.
- h) No se aprecian fisuraciones en la unión soldada.

	<i>Metal Base</i>	<i>Metal de Aporte</i>
<i>Estructura Previa</i>	Ferrita y Perlita	Metal Fundido
<i>Estructura Unión Soldada</i>	Martensita	Dendritas de γ en matriz de α
<i>Crecimiento Epitaxial</i>	No	
<i>Formación de Zona de Mezcla.</i>	No es posible delimitarla	

**ESTA TESIS NO SALE
DE LA BIBLIOTECA**

4.4.3.2 Interacción del metal de base austenítico con metal de aporte duplex.

La Figura 4.22 muestra la microestructura obtenida de la soldadura de un metal base austenítico con un metal de aporte duplex.

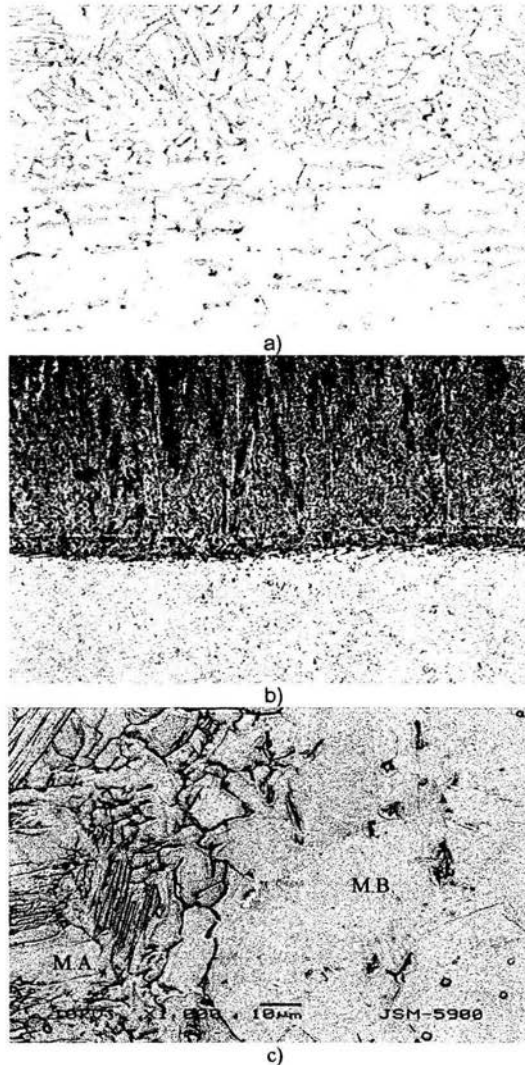


Figura 4.22 Micrografías de la soldadura AISI 304 / AWS E-312.a) Detalle de línea de fusión: 500x. b) Vista panorámica: 100x. c) Micrografía por microscopía electrónica de barrido: 1000x.

En la interacción del metal de aporte duplex, solidificado a partir de metal fundido por el arco eléctrico, con la estructura austenítica del metal de base sólido, se observan los siguientes detalles:

- a) Desde una vista panorámica se aprecia la línea de fusión (Figura 4.22b). Se delimita la forma de los cristales del metal de base y del de aporte.
- b) Se aprecia en la Figura 4.22a la formación de una zona con diferente tipo de dendrita, esto se debe al contenido de ferrita por parte del metal de aporte, sin embargo existe la posibilidad de que se trate de una zona de mezcla.
- c) No se aprecia crecimiento epitaxial a lo largo de la línea de fusión.
- d) No existe continuidad metalúrgica debido a la diferencia entre cristales.
- e) El metal de base solo sufre crecimiento de grano, ya que se trata de un acero no transformable.
- f) El metal de aporte cristaliza con estructura de dendritas de austenita mas un gran contenido de delta ferrita.
- g) Los coeficientes de expansión térmica son similares , no se aprecia algún tipo de efecto sobre la línea de fusión.
- h) No se observan daños en la unión soldada.

	<i>Metal Base</i>	<i>Metal de Aporte</i>
<i>Estructura Previa</i>	Austenita	Metal Fundido
<i>Estructura Unión Soldada</i>	Austenita	Dendritas de γ en matriz de α
<i>Crecimiento Epitaxial</i>	No	
<i>Formación de Zona de Mezcla</i>	No es posible delimitarla	

4.4.3.3 Interacción del metal de base martensítico con metal de aporte duplex.

La Figura 4.23 muestra la microestructura obtenida de la soldadura de un metal base martensítico con un metal de aporte duplex.

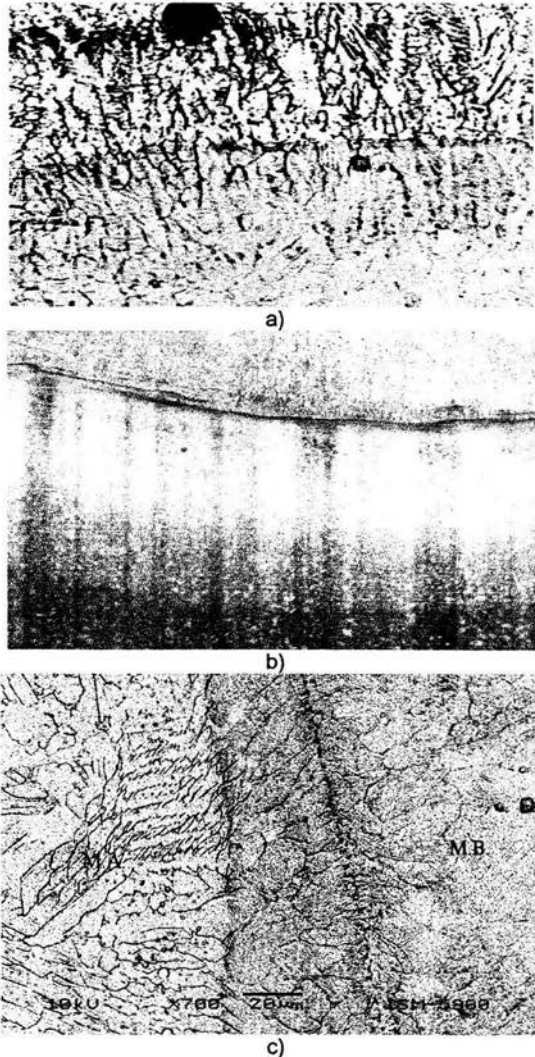


Figura 4.23 Micrografías de la soldadura AISI 410 / AWS E-312.a) Detalle de línea de fusión: 500x. b) Vista panorámica: 100x. c) Micrografía por microscopía electrónica de barrido: 1000x.

En la interacción del metal de aporte duplex, solidificado a partir de metal fundido por el arco eléctrico, con la estructura martensítica del metal de base sólido, se observan los siguientes detalles:

- a) La línea de fusión se muestra en la Figura 4.23b
- b) Es posible delimitar una zona de mezcla por microscopía electrónica de barrido en la Figura 4.23c
- c) Hay un claro crecimiento epitaxial, Figura 4.23a
- d) Existe continuidad metalúrgica a través de la línea de fusión.
- e) El metal de base sufre transformación de fase en martensita de cromo mas cristales de ferrita.
- f) El metal de aporte cristaliza con estructura de dendritas de austenita mas un gran contenido de ferrita delta.
- g) Sus coeficientes de expansión térmica son muy diferentes pero no se aprecia algún tipo de daño.
- h) No se observan fisuras en la unión soldada.

	<i>Metal Base</i>	<i>Metal de Aporte</i>
<i>Estructura Previa</i>	Martensita	Metal Fundido
<i>Estructura Unión Soldada</i>	Martensita	Dendritas de γ en matriz de α
<i>Crecimiento Epitaxial</i>		Si
<i>Formación de Zona de Mezcla.</i>		Si

5 DISCUSIÓN

Cuando se lleva a cabo una soldadura, el metal base siempre presentará una estructura transformada en la parte adyacente del cordón. El metal de aporte puede o no tener la misma composición química que el metal de base, sin embargo aunque la tenga el metal de aporte puede presentar una estructura diferente que el metal trabajado debido a la alta velocidad de solidificación.

En los procesos de soldadura hay formación de una zona de mezcla entre el metal de base y metal de aporte, debido a que normalmente la velocidad de avance es relativamente lenta. En la zona de mezcla se forma una composición intermedia que varía dependiendo del nivel de mezclado, en otras palabras, en esta zona se formará una estructura intermedia que dependerá de la nueva aleación y la velocidad de solidificación.

En el presente trabajo se trató en lo posible de eliminar la zona de mezcla, haciendo la depositación lo mas rápida posible, con lo cual se limitó al máximo la fusión del metal de base, es decir se buscó depositar metal fundido sobre la superficie de un metal de base sólido

Al limitar al máximo la mezcla, se intenta que en los cristales del metal de base, se lleve a cabo la nucleación heterogénea del metal líquido de aporte durante su solidificación.

Para la racionalización de las microestructuras obtenidas en uniones soldadas, en la Tabla 5.1 se presentan las composiciones químicas y las propiedades de los metales base y de aporte bajo estudio, como son el coeficiente de expansión térmica y la conductividad térmica.

Material	Composición Química	Coefficiente de expansión térmica ($\text{cm cm}^{-1} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$) $\times 10^6$	Conductividad térmica ($\text{cal s}^{-1} \text{ cm}^{-1} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$)
AISI 1025	%C: 0.25, %Mn: 0.45, %Si: 0.17	13.4	0.122
AISI 304	%C: 0.08, %Cr: 19.0, %Ni: 9.0 %Mn: 2.0	18.4	0.0387
AISI 410	%C: 0.15, %Cr: 12.5, %Mn: 1.0	9.9	0.059
AWS E-6013	%C: 0.08, %Mn: 0.60, %Si: 0.40	13.4	0.122
AWS E-308	%C: 0.08, %Cr: 19.0, %Ni: 10.0 %Mn: 2.5	18.4	0.0387
AWS E-410	%C: 0.12, %Cr: 12.0, %Mn: 1.0, %Mo: 0.5	9.9	0.059
AWS E-312	%C: 0.15, %Cr: 30.0, %Ni: 9.0 %Mn: 2.5	15.0	0.0568

Tabla 5.1 Composición química y propiedades de los metales base y de aporte

5.1 Interacción entre aceros similares

5.1.1 Ferrita-Ferrita.

El acero AISI 1025 y el electrodo AWS E-6013 presentan una composición química similar, sin embargo ambos presentan diferente microestructura. Por un lado, el metal base tiene una microestructura de ferrita y perlita con cristales equiaxiales alineados en el sentido del laminado en caliente y el metal de aporte tiene una microestructura de ferrita Widmanstätten dando como resultado una unión soldada con crecimiento epitaxial, debido a que el metal de aporte solidifica a partir de los cristales del metal base con lo cual se continua con el crecimiento de grano en la dirección de los planos cristalinos del metal base. Con respecto a la zona de mezcla, no es posible determinarla debido a que ambos aceros presentan la mismas fases además de una composición química similar.

Por otra parte ambos aceros presentan el mismo coeficiente de expansión térmica por lo que al momento de solidificar no existen esfuerzos en el enfriamiento de la unión soldada debido a que los dos se contraen con la misma magnitud, por lo tanto no ocurre un agrietamiento.

Como resultado de lo anterior se puede considerar que la unión soldada AISI 1025 / AWS E-6013 presenta continuidad metalúrgica, por lo cual se esperaría que una vez puesta en servicio la unión soldada exhibirá las mismas propiedades mecánicas, garantizando la integridad de la misma.

5.1.2 .Austenita-Austenita

El acero AISI 304 y el electrodo AWS E-308 presentan una composición química similar, sin embargo ambos presentan diferente microestructura. Por un lado, el metal base tiene una microestructura austenítica con cristales equiaxiales maclados y el metal de aporte tiene una microestructura de dendritas de austenita en matriz de delta ferrita dando como resultado una unión soldada sin crecimiento epitaxial debido a que el metal de aporte presenta segregación de carbono en fase austenítica como se explica en la sección 2.9 página 22. Con respecto a la zona de mezcla, no es posible determinarla debido a que ambos aceros presentan una composición química muy similar.

Al igual que el caso anterior ambos aceros presentan el mismo coeficiente de expansión térmica por lo que al momento de solidificar no existen esfuerzos en el enfriamiento de la unión soldada debido a que los dos se contraen con la misma magnitud, por lo tanto no ocurre agrietamiento.

Por lo anterior se considera que la unión soldada AISI 304 / AWS E-308 no presenta continuidad metalúrgica.

5.1.3 Martensita-Martensita

El acero AISI 410 y el electrodo AWS E-410 muestran una composición química similar. Por una parte, el metal base presenta una microestructura de martensita de cromo y el metal de aporte presentar una microestructura duplex de martensita mas ferrita con lo cual la unión soldada no exhibe crecimiento epitaxial, debido a que la martensita es una

estructura acicular que se forma dentro de los granos de austenita previa, dicha transformación es no difusiva por lo que no es necesario puntos de nucleación externos a los granos de la austenita, por ejemplo bordes de grano, inclusiones o la frontera entre el metal base y el metal de aporte característica del crecimiento epitaxial. En lo que concierne a la zona de mezcla no es posible determinarla debido a que ambos aceros exhiben estructuras aciculares y no hay formación de alguna otra.

Asimismo el coeficiente de expansión térmica para ambos aceros es igual por lo que al momento de solidificar no existen esfuerzos en el enfriamiento de la unión soldada y no se presenta agrietamiento.

Por lo anterior se considera que la unión soldada AISI 410 / AWS E-410 no presenta continuidad metalúrgica.

5.2 Interacción entre aceros con estructuras diferentes.

En esta sección se discute la interacción microestructural alternando el metal base y metal de aporte de tal forma que se analizan las diferencias cuando una misma estructura juega el papel de metal base y metal de aporte.

5.2.1 Ferrita-Austenita

El metal base constituido por el acero AISI 1025 y el metal de aporte por el electrodo AWS E-308 presentan una microestructura diferente entre sí. Por un lado el metal base muestra cristales de ferrita y perlita equiaxiales alineados en el sentido del laminado en caliente y el metal de aporte tiene una microestructura de dendritas de austenita en matriz de delta ferrita dando como resultado una unión soldada sin crecimiento epitaxial; debido a que los cristales del metal base tienen una estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (bcc) y el metal de aporte una cúbica centrada en las caras (fcc), no existe continuidad estructural.

De acuerdo con el diagrama de Schaeffler de Figura 2.19 la microestructura esperada entre estos aceros, partiendo del metal base es la formación de martensita, martensita mas austenita y austenita mas ferrita con un 10% aproximadamente de delta ferrita, por lo que podría ser posible la existencia de una zona de mezcla entre ellos.

En relación a los coeficientes de expansión térmica el metal de aporte tiene el mayor coeficiente por lo que en el enfriamiento del cordón ya solidificado, éste se contrae en mayor magnitud que el metal base, lo que provocaría esfuerzos en el metal base, sin embargo, al parecer no son suficientes para provocar fisuración en él, debido a que el metal base tiene mucho mas masa y requeriría mayor energía para romperse.

Por lo anterior se considera que la unión soldada AISI 1025 / AWS E-308 no presenta continuidad metalúrgica.

5.2.2 Austenita-Ferrita

El acero AISI 304 es el metal base y soldado con el electrodo AWS E-6013 presenta una microestructura diferente entre sí. El metal base esta constituido por cristales equiaxiales de austenita y el metal de aporte presenta una microestructura martensítica dando como resultado una unión soldada sin crecimiento epitaxial, debido a que la martensita formada en el metal de aporte crece independiente de los bordes de grano además de tener una estructura cristalina tetragonal centrada en el cuerpo (bct).

En este caso es posible hablar de una zona de mezcla heterogénea pues el baño de fusión desprende gotas de metal base quedando atrapadas al solidificar el metal líquido y tal vez se deba a una alta turbulencia en el seno del metal líquido.

Por otro lado, en el metal de aporte se presentan fisuras como resultado de la diferencia entre los coeficientes de expansión térmica, a diferencia del caso anterior, ahora el metal con mayor coeficiente es el de base, casi el doble, por lo que éste genera esfuerzos sobre el metal de aporte logrando romperlo ya que tiene mucho menor masa.

Por lo anterior se considera que la unión soldada AISI 304 / AWS E-6013 no presenta continuidad metalúrgica ni crecimiento epitaxial.

5.2.3 Ferrita-Martensita

En esta unión soldada el metal base es el acero AISI 1025 y el metal de aporte es el electrodo AWS E-410. Ambos presentan una microestructura martensítica, pero hay que notar que la del metal base es una martensita formada por $\alpha + FeC_3$ y la martensita del metal de aporte es de $\alpha + Cr$; debido a que son estructuras aciculares no se presenta un crecimiento epitaxial entre ambos metales.

Por la razón anterior no es posible observar una zona de mezcla entre ellos.

Ambos estructuras tienen el mismo coeficiente de expansión térmica, $9.9 \times 10^{-6} \text{ cm}^{-1} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$, por tal razón no se presentan fisuras en la unión soldada.

Por lo anterior se considera que la unión soldada AISI 1025 / AWS E-410 no presenta continuidad metalúrgica.

5.2.4 Martensita-Ferrita

Al igual que la anterior unión soldada, el metal de base que es el acero AISI 410 y el metal de aporte que es el electrodo AWS E-6013, presentan microestructuras martensíticas, por lo que no es posible hablar de crecimiento epitaxial, y por lo tanto no se aprecia una continuidad metalúrgica, por la naturaleza del crecimiento de la martensita; así mismo no se observa una zona de mezcla.

En relación a los coeficientes de expansión térmica ambos presentan el mismo valor por lo tanto no se presentan fisuras en la unión soldada.

5.2.5 Martensita-Austenita

En ésta unión soldada, el acero AISI 410 es el metal base y esta soldado con el electrodo es el AWS E-308. De nueva cuenta, los materiales presentan microestructuras diferentes; el metal base esta constituido por martensita de cromo, y el metal de aporte de dendritas de austenita en matriz de δ -ferrita. Debido a que el metal base es martensítico, no se presenta crecimiento epitaxial hacia el metal de aporte ya que la solidificación no sigue la misma estructura cristalina. Por lo anterior no hay continuidad metalúrgica ni crecimiento epitaxial, debido a la diferencia de microestructuras.

En este caso no es posible apreciar una zona de mezcla debido a que no se observa la formación de una nueva aleación, ya que es posible distinguir la línea de fusión que separa al metal base del metal de aporte.

En relación a la diferencia entre los coeficientes de expansión térmica, posiblemente la expansión térmica del metal base no es suficiente para provocar fisuras en el metal de aporte, debido a que la austenita tiene alta tenacidad.

5.2.6 Austenita-Martensita

En esta unión, el metal base es el acero AISI 304 y el de aporte es el electrodo AWS E-410. Ambos presentan microestructuras diferentes; el metal base característico de un acero inoxidable es de granos equiaxiales de austenita con maclas por deformación en frío y el tipo de solidificación del metal de aporte es martensítica por lo que no es posible determinar crecimiento epitaxial; debido a que la martensita formada en el metal de aporte crece independiente de los bordes de grano además de tener una estructura cristalina tetragonal centrada en el cuerpo (bct).

Se observa una zona donde una pequeña parte del metal base se funde y solidifica en forma dendrítica. Asimismo se observa una posible dilución del metal base y

un enfriamiento muy rápido lo que provoca una mezcla heterogénea pues el baño de fusión desprende gotas de metal base quedando atrapadas al solidificar el metal líquido.

Por otro lado, debido a la gran diferencia entre los coeficientes de expansión térmica, se esperaría que el metal base provoque fisuras, sin embargo, esto no sucede ya que la martensita formada es de cromo debido a su alto contenido en este tipo de aceros, y tiene una dureza de 20 puntos por debajo de la martensita común en la escala Rockwell C, por lo que es probable que tenga la tenacidad suficiente para resistir los esfuerzos de contracción provocados por el metal base.

Por lo anterior se considera que la unión soldada AISI 304 / AWS E-410 no presenta continuidad metalúrgica ni crecimiento epitaxial.

5.3 Interacción con un acero duplex.

5.3.1 Ferrita-Duplex

Al soldar un acero AISI 1025 con un electrodo AWS E-312 el cual es austenítico-ferrítico, no es posible observar crecimiento epitaxial debido a que la transformación martensítica del metal base y la solidificación dendrítica del metal de aporte con aproximadamente 30% de δ ferrita según el diagrama de Schaeffler de la Figura 2.19. La solidificación del baño de fusión no continúa con la dirección de los planos cristalinos del metal base. No es posible delimitar una zona de mezcla debido a que ambos aceros presentan contenidos de fase ferrítica.

Por otra parte ambos aceros presentan coeficientes de expansión térmica similares por lo que al enfriarse los dos se contraen casi en la misma magnitud, por lo que no se producen esfuerzos en el límite de la unión soldada y no ocurre agrietamiento.

Como resultado de lo anterior se puede considerar que la unión soldada AISI 1025 / AWS E-312 no presenta continuidad metalúrgica.

5.3.2 Austenita-Duplex

Al soldar un acero AISI 304 con un electrodo AWS E-312, aunque ambos metales presentan fase austenítica, la solidificación del metal de aporte es diferente a la estructura del metal base, entonces no es posible observar crecimiento epitaxial. Así mismo, no es posible delimitar una zona de mezcla pues a que ambos aceros presentan contenidos de fase austenítica. La razón de lo anterior es que el metal de aporte se sobreenfría constitucionalmente dando como resultado una solidificación primaria dendrítica.

En relación con la expansión térmica, ambos aceros presentan valores similares, por lo que al enfriarse no se generan esfuerzos significativos por la contracción y no ocurre agrietamiento.

Como resultado de lo anterior se considera que muy posiblemente la unión soldada AISI 304 / AWS E-312 no presenta continuidad metalúrgica.

5.3.3 Martensita-Duplex

La unión soldada conformada por el acero AISI 304 con un electrodo AWS E-312, presenta por un lado, en el metal de base, una transformación de fase en martensita y cristales equiaxiales de ferrita, y por el otro, el metal de aporte esta formado por dendritas de austenita y una alto contenido de ferrita, sin embargo es posible observar que existe claramente crecimiento epitaxial, la razón, posiblemente es el contenido de ferrita en ambos metales, por lo tanto la solidificación del baño de fusión sigue la dirección de los planos cristalinos del metal base. En este caso, es posible delimitar la zona de mezcla, pues hay la formación de una tercera aleación entre el metal de aporte y base, aproximadamente de 50 μm .

En esta unión no se presentan fisuras debido a que el metal de aporte presenta un coeficiente de expansión térmica mayor que el metal base, por lo tanto el esfuerzo que ejerce el metal base no llega a romper al de aporte.

Como resultado de lo anterior se puede considerar que la unión soldada AISI 410 / AWS E-312 si presenta continuidad metalúrgica.

6 CONCLUSIONES

- Al soldar un acero con un metal de aporte con composición química similar, no necesariamente se obtiene crecimiento epitaxial a lo largo de la línea de fusión, por presentarse estructuras diferentes en la solidificación.
- Al soldar aceros con estructuras diferentes, no se obtienen resultados similares al alternarlos como metal base y de aporte.
- El crecimiento epitaxial no se presenta en soldaduras con aceros que tengan estructuras diferentes, debido a que el metal de aporte no presenta la misma microestructura en la solidificación primaria.
- En el caso de que se presenten estructuras aciculares, no es posible determinar si existe crecimiento epitaxial, dada la naturaleza de la transformación martensítica.
- La formación de zona de mezcla es independiente al crecimiento epitaxial.
- La utilización de un electrodo duplex no garantiza un crecimiento epitaxial en la unión soldada aunque se presenten similitudes en el contenido de las fases.
- La continuidad metalúrgica solo se presenta cuando existe crecimiento epitaxial, es decir, que la solidificación primaria del metal de aporte continúa con los planos cristalinos del metal de aporte.
- Sería conveniente que soldaduras aprobadas o certificadas por códigos internacionales contemplen a la continuidad metalúrgica como parámetro de calidad, ya que muchas uniones aprobadas no presentan dicha calidad.

7 BIBLIOGRAFÍA

1. Martínez-Flores, V. "Evaluación del Procedimiento de Reparación de los Generadores de Vapor en el Proceso de Soldadura de la Central Termoeléctrica Valle de México". Tesis. Facultad de Química. 2002.
2. Lancaster, J.F., "Metallurgy of Welding", Allen and Unwin, London. 4ª Ed. 1987.
3. Cary, H.B., "Modern Welding Technology", Prentice Hall, New Jersey. 1979.
4. The Lincoln Electric Company., "The Procedure Handbook of Arc Welding". 12ª Ed. 1973.
5. Linnert, G.E., "Welding Metallurgy", American Welding Society, New York., 1965.
6. Boese, V., Wirtz, W., "Das Verhalten der Stähle beim Schweißen" (El comportamiento de los aceros durante la soldadura), Deutscher Verlag für Schweißtechnik, Düsseldorf, 3ª Ed. 1980.
7. Strassburg, F.W., "Schweißen Nichtrostender Stähle" (La soldadura de los aceros inoxidable), Deutscher Verlag für Schweißtechnik, Düsseldorf, 2ª Ed. 1982.
8. Messler, R.W., "Principles of Welding", John Wiley and Sons, New York. 1999.
9. Easterling, K., "Introduction to the Physical Metallurgy of Welding", Butterworth. 1992 pp 165-167).
10. Hrivňák, "Theory of Weldability of Metals and Alloys", Elsevier, Amsterdam. 1992.
11. Brooks, J.A., Weld Microsegregation: Modelling And Segregation Effects On Weld Performance, en Weldability of Materials Editado por Patterson, R.A. y Mahin, K.W.. A.S.M International 1990 pp(41-47).
12. Gooch, T.G., Solidification Cracking Of Austenitic Stainless Steels, en Weldability of Materials Editado por Patterson, R.A. y Mahin, K.W.. A.S.M International 1990 pp(31-40).
13. Olson, D.L., Liu, S. y Edwards, G.R., Role Of Solidification On HSLA Steel Weld Metal Chemistry, en Weldability of Materials Editado por Patterson, R.A. y Mahin, K.W.. A.S.M International 1990 pp (183- 188).
14. Gooch, T.G., Welding Stainless Steels en Future Developments Of Metals And Ceramics. The Institute Of Materials editado por Chales, J.A. y Greenwood, G.W. 1992 pp(231-257)

7. Bibliografía

15. Hrivňák, I. Theory Of Metals And Alloys. Elsevier 1993 pp(271-301)
16. ASME Secc. IX "Welding and Brazing Qualifications". Ed. 1998.
17. Hobart School of welding Technology, Troy, Ohio. U.S.A.
18. Materials and Process. Engineering Bookshelf. A.S.M.
19. Fraser, F.W. y Metzbower, E.A., "Alloy Segregation, Solidification, Microstructure and Hardness of high Strength Steel Weld Metal" en Physical Metallurgy of Metal Joining. Editado por Kossowsky, R. 1983 pp(26-35).
20. Brooks, J. A., Thompson, A. W. y Williams, J. C., Weld Cracking Of Stainlees Steels – Effects Of Impurities and Minus Elements, en Physical Metallurgy of Metal Joining. Editado por Kossowsky, R. 1983 pp(117-135).
21. Owczarski, W.A., Process and Metallurgical Factors in Joining Superalloys and Other High Servece Terperature Materials, en Physical Metallurgy of Metal Joining. Editado por Kossowsky, R. 1983 pp(167-189).
22. Sedriks A John. Corrosion of Stainless Steels .Segunda Edicion John Wiley and Sons,inc U.S.A 1996.
23. Porter, D.A. y Easterling, K.E. Phase Transformations in Metals and Alloys, 2ª edición, Chapman & Hall Publishing 1992 pp(239-259)

APÉNDICE A

Aceros

AISI-1025: Acero común de construcción que se produce en placas laminadas en caliente, y en frío, perfiles y tubos con costura; se produce entre otras, bajo la norma ASTM A 36, tiene bajo contenido de carbono, baja templabilidad y alta soldabilidad. Su endurecimiento por temple es muy limitado, se utiliza en estructuras soldadas ligeras y de baja resistencia.

Composición Química

AISI 1025				
%C	%Mn	%Si	%P	%S
0.22-0.28	0.30-0.60	0.15-0.20	0.040 máx.	0.050 máx.

Propiedades Mecánicas y Físicas

Resistencia a la Tracción	448 MPa. (65 Ksi)
Límite Elástico	330 MPa. (48 Ksi)
Elongación	36 %
Conductividad Térmica	0.122 cal/cm ² .cm.seg.°C
Coefficiente de Expansión Térmica	13.4 cm/cm.°Cx10 ⁻⁶

AISI-304: Es el más usado de los aceros inoxidable austeníticos, es conocido comúnmente como acero 18-8 y se utiliza en la fabricación de reactores, bombas, válvulas, tuberías y en todos los casos en que la corrosión no es extrema, como son la industria farmacéutica, de colorantes y de alimentos. Su resistencia a la corrosión, como en todos los aceros inoxidable con altos contenidos de cromo, está favorecida en forma directa por la presencia de un medio ambiente ácido y oxidante que promueva la formación de una capa de cromita (Cr₂O₃) en la superficie del acero; en medios alcalinos, neutros o reductores esta resistencia disminuye o desaparece en su totalidad.

Es soldable aunque puede presentar microfisuras en caliente en la zona afectada térmicamente, lo que se evita balanceando su composición química para formar una pequeña cantidad de ferrita durante la solidificación de los cordones (ver diagrama de Schaeffler); su contenido de carbono se mantiene bajo para evitar la formación de cristales de carburo de cromo en las fronteras de los cristales de austenita.

Debido a su estructura compacta, su ductilidad y endurecibilidad por deformación en frío son elevadas. Su coeficiente de expansión térmico es alto y su conductividad térmica es relativamente baja.

Composición Química

AISI 304						
%C	%Cr	%Ni	%Mn	%Si	%S	%P
0.08 max	18.0-20.0	8.0-10.5	2.0 max	1.0 max	0.03 max	0.045 max

Propiedades Mecánicas y Físicas (Recocido)

Resistencia a la Tracción	515 MPa. (75 Ksi)
Límite Elástico	205 MPa. (30Ksi)
Elongación	40 %
Conductividad Térmica a 20°C	0.0387 cal/cm ² .cm.seg.°C
Coefficiente de Expansión Térmica	18.4 cm/cm.°Cx10 ⁻⁶

AISI-410: Acero Inoxidable martensítico. Presenta templabilidad muy elevada con una dureza máxima de 45 a 50 Rc. En estado de colada con enfriamiento rápido así como en los cordones de soldadura su estructura está compuesta de cristales de martensita de cromo con una cantidad variable de cristales de δ ferrita retenida, la que se elimina por tratamiento térmico. Su soldabilidad es baja debido a su elevada templabilidad, requiriendo precalentamiento, alta temperatura de interpaso y tratamiento térmico post soldadura para evitar fisuras tanto en la zona afectada como en el cordón.

Debido a su capacidad de endurecimiento y alta resistencia al revenido, es decir la propiedad de permanecer en fase metaestable, se utiliza en la fabricación de alabes de turbina, bombas y válvulas que estarán sometidas a corrosión a temperaturas elevadas o que puedan sufrir desgaste por erosión e impactos como las turbinas hidroeléctricas.

Composición Química

AISI 410					
%C	%Cr	%Mn	%Si	%P	%S
0.15 max	11.5-13.5	1.00 max	1.00 max	0.04 max	0.03 max

Propiedades Mecánicas y Físicas (Colado)

Resistencia a la Tracción	1525 MPa. (220 Ksi)
Límite Elástico	1225 MPa. (175 Ksi)
Elongación	15%
Conductividad Térmica a 20°C	0.059 cal/cm ² .cm.seg.°C
Coefficiente de Expansión Térmica	9.9 cm/cm.°Cx10 ⁻⁶

Electrodos

La designación de electrodos corresponde a la Sociedad Americana de Soldadura (AWS, por sus siglas en inglés), y lo adopta la Sociedad Americana de Ingenieros Mecánicos (ASME, por sus siglas en inglés).

AWS A5.1-E6013: Electrodos recubiertos con núcleo de acero con muy bajo carbono, con rutilo(óxido de titanio) como principal ingrediente en su recubrimiento. Tiene un arco muy suave y estable, genera muy pocas salpicaduras y puede ser aplicado en todas las posiciones incluyendo vertical descendente. El cordón depositado tiene una superficie tersa y baja penetración, escoria fácil de quitar. El metal depositado no es de alta resistencia y se utiliza para la fabricación de estructuras ligeras.

Composición Química

E6013					
	%C	%Mn	%Si	%P	%S
Valores AWS	No hay requerimientos químicos				
Valores de Fabricante	0.08 max.	0.60 max.	0.40 max.	0.03 max	0.03 max.

Propiedades Mecánicas y Físicas (metal depositado)

	Valores de especificación AWS	Valores de Fabricante
Resistencia a la Tracción	464 MPa min. (67 Ksi)	550 Mpa (79.7 Ksi)
Límite Elástico	380 MPa min. (55 Ksi)	490 MPa (71 Ksi)
Elongación	17% min.	25%
Conductividad Térmica a 20°C	0.122 cal/cm ² .cm.seg.°C	
Coefficiente de Expansión Térmica	13.4 cm/cm.°Cx10 ⁶	

AWS-A5.4-E308: Las propiedades y aplicaciones generales de estos electrodos son similares a las del acero inoxidable austenítico tipo 304. Normalmente en este tipo de electrodos se utiliza recubrimiento rutilico para tener un buen acabado en el cordón y un arco más suave, la pérdida de aleantes que da una escoria ácida se compensa agregando esos aleantes en el recubrimiento. El contenido de cromo y de níquel se acostumbra balancearlo de tal forma que el metal depositado contenga entre 5 y 10% de δ ferrita para evitar la fisuración en caliente que es normal en depósitos de austenita pura debido a su alto coeficiente de expansión térmico.

Composición Química

E308							
	%Cr	%Ni	%C	%Mn	%Si	%P	%S
Valores AWS	18.0-21.0	9.0-11.0	0.08 max	2.5 max.	0.90 max	0.04 max	0.03 max
Valores de Fabricante	19.0	10.0	0.04 max.	0.9 max.	0.90 max	0.03 max	0.03 max

Propiedades Mecánicas y Físicas (Metal depositado)

	Valores de especificación AWS	Valores de Fabricante
Resistencia a la Tracción	610 MPa min. (88 Ksi)	650 Mpa (94 Ksi)
Límite Elástico	No especificado	420 MPa (60 Ksi)
Elongación	35% min.	35%
Conductividad Térmica a 20°C	0.0387 cal/cm ² .cm.seg.°C	
Coefficiente de Expansión Térmica	18.4 cm/cm.°Cx10 ⁻⁶	

AWS A5.4-E410: Las propiedades y aplicaciones generales de estos electrodos son similares a las del acero inoxidable martensítico tipo AISI-410. Normalmente en este tipo de electrodos se utiliza recubrimiento básico para no tener pérdida de aleantes. Su aplicación principal es en la unión y reparación de piezas de acero AISI-410, aunque en algunos casos se usa para reparar piezas de acero para alta temperatura como el AISI 502 (5%Cr) y 505 (9%Cr).

Por su posición en el diagrama de fases Fe-Cr los cordones depositados con estos electrodos presentan siempre una estructura de martensita de cromo con cristales de ferrita retenida por el enfriamiento rápido, la que debe ser eliminada por el tratamiento térmico.

Al soldar con estos electrodos hay una discrepancia entre las temperaturas recomendadas por ASME (205°C) y por DIN (450 a 500°C, seguido por un tratamiento a 740 durante 4 horas).

Composición Química

E410							
	%C	%Cr	%Mo	%Mn	%Si	%P	%S
Valores AWS	0.12 max	11.0-13.5	0.5 max	1.0 max.	0.90 max	0.04 max	0.03 max
Valores de Fabricante	0.18 max	11.5 max	1.0 max.	0.9 max.	0.3 max	0.03 max	0.03 max

Propiedades Mecánicas y Físicas (Metal depositado)

	Valores de especificación AWS	Valores de Fabricante
Resistencia a la Tracción	485 MPa min. (70 Ksi)	810 Mpa (116 Ksi)
Límite Elástico	No especificado	610 MPa (88 Ksi)
Elongación	20% min.	16 %
Conductividad Térmica a 20°C	0.059 cal/cm ² .cm.seg.°C	
Coefficiente de Expansión Térmica	9.9 cm/cm.°Cx10 ⁻⁶	

AWS A5.4-E312: Electrodo con recubrimiento rutilico. Por su composición química, el metal depositado con estos electrodos tiene una estructura duplex ferrita-austenita muy cercana al 50% de cada una de estas fases lo que lo hace sumamente resistente a la fisuración en caliente, debido a la contracción de las dendritas de austenita no es capaz de romper la matriz ferrítica.

Desde hace tiempo se ha considerado este electrodo como el metal de aporte preferido en los trabajos de reparación de piezas de acero y el metal de selección para soldar en frío aceros "difíciles" es decir, aceros con templabilidad elevada (aceros de maquinaria).

Composición Química

E312							
	%Cr	%Ni	%C	%Mn	%Si	%P	%S
Valores AWS	28.0-32.0	8.0-10.5	0.15 max	2.5 max.	0.90 max	0.04 max	0.03 max
Valores de Fabricante	29.0	9.0	0.12 max.	0.8 max.	1.0 max	0.03 max	0.03 max

Propiedades Mecánicas y Físicas (Metal depositado)

	Valores de especificación AWS	Valores de Fabricante
Resistencia a la Tracción	420 MPa min. (61 Ksi)	650 Mpa (94 Ksi)
Límite Elástico	No especificado	420 MPa (61 Ksi)
Elongación	35 % min.	35 %
Conductividad Térmica a 20°C	0.0568 cal/cm ² .cm.seg.°C	
Coefficiente de Expansión Térmica	15.0 cm/cm.°Cx10 ⁻⁵	

En todos los electodos mencionados, los valores de fabricante se tomaron del "Handbuch Schweisszusatzwerkstoffe, Messer Griesheim GMBH. Frankfurt am Main. 1981/82"; que da los valores reales mientras que la norma AWS solamente da valores mínimos que no permiten una comparación satisfactoria.

APENDICE B

Diagramas de enfriamiento continuo para los aceros AISI 410 y AISI 1025

13 Cr
(51405-51409)

ANALYSIS Wt %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Nb	V
0.07	0.40	0.50	0.020	0.010	13.0	---	0.20	---	---	---

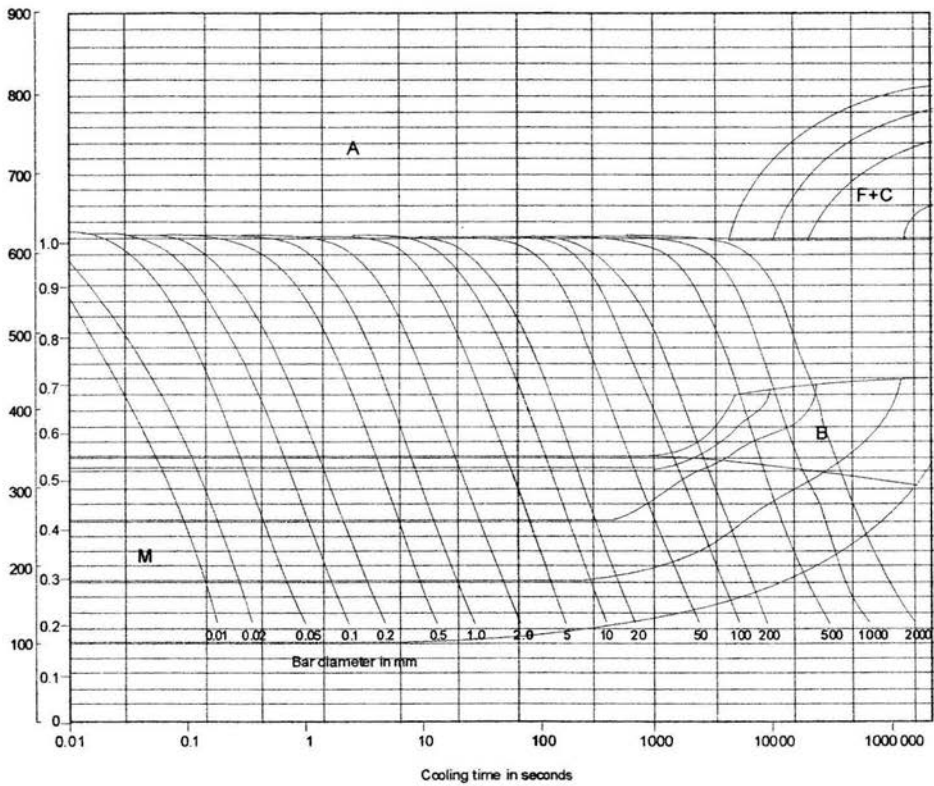


Figura 0.1 Diagrama CCT-AISI 410 [7]

25 C

ANALYSIS Wt %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Nb	V
0.25	0.20	0.70	0.020	0.020	---	---	---	---	---	---

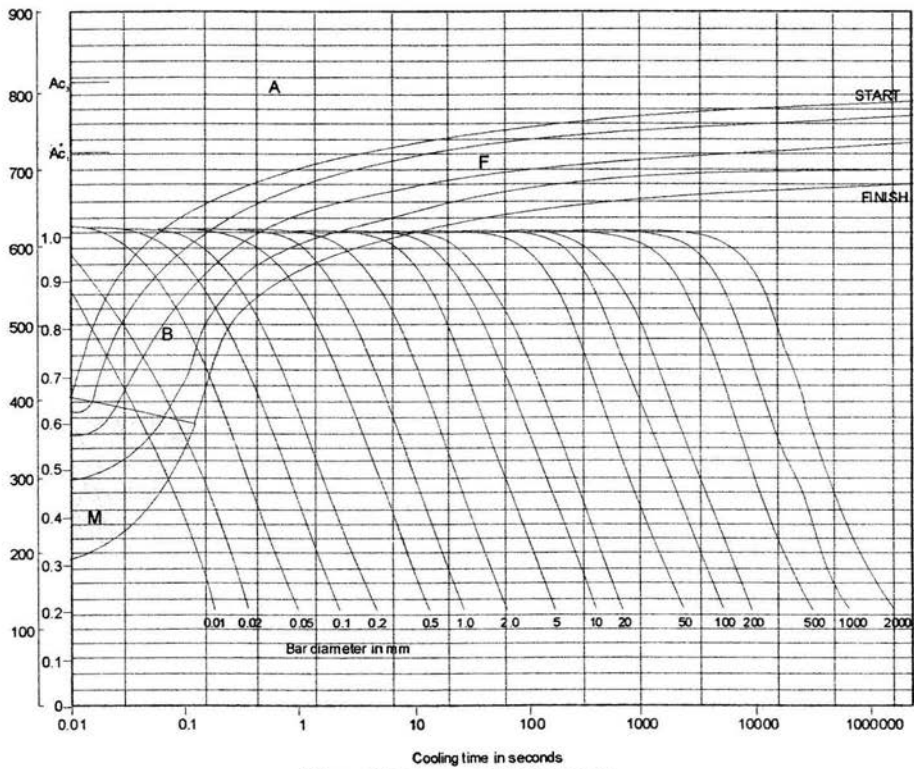


Figura 0.2 Diagrama CCT-AISI 1025 [7]