



UNIVERSIDAD  
DE PIURA

REPOSITORIO INSTITUCIONAL  
PIRHUA

# ESTUDIO DE LA SOLDADURA EN ACEROS AUSTENÍTICOS

Jorge Javier Ibáñez Montenegro

Piura, 30 de Mayo de 2005

FACULTAD DE INGENIERÍA

Área Departamental Ingeniería Industrial y Sistemas

Mayo 2005



Esta obra está bajo una [licencia Creative Commons Atribución-NoComercial-SinDerivadas 2.5 Perú](#)

Repositorio institucional PIRHUA – Universidad de Piura

**UNIVERSIDAD DE PIURA**  
**FACULTAD DE INGENIERÍA**



**“Estudio de la soldadura en aceros austeníticos”**

**Tesis para optar el Título de  
Ingeniero Industrial y de Sistemas**

**Jorge Javier Ibáñez Montenegro**

**Asesora: Dra. Ing° Rosalba Guerrero Aslla**

**Piura, mayo 2005**

## **Prólogo**

Los aceros austeníticos, pertenecientes al grupo de los aceros inoxidable, se encuentran en un extenso rango de estándares de diseño. Ellos exhiben buena resistencia a la corrosión, buenas propiedades mecánicas, resistencia a elevada y baja temperatura y otras características. Por estas características son seleccionados para una serie de aplicaciones comerciales e industriales.

En la fabricación de productos y componentes los fabricantes emplean la soldadura como el principal método de unión. Sin embargo, los diseñadores deben reconocer que cualquier material, incluido los aceros austeníticos, al estar expuestos al calor durante la soldadura podrían sufrir ciertos cambios microestructurales, lo cual afectaría su microestructura y, por lo tanto, sus propiedades mecánicas. Por esto es necesario tomar una serie de precauciones durante la soldadura para minimizar o prevenir cualquier efecto perjudicial que podría ocurrir.

En este trabajo se ha realizado un estudio de la soldadura de los aceros austeníticos, detallando los problemas que presentan durante este proceso y su efecto en las propiedades mecánicas. De acuerdo a esto se enfocó el tema desde el punto de vista metalúrgico, además de relacionar los efectos de la composición en la soldabilidad de los aceros.

En la parte experimental se comparó los cambios microestructurales ocasionados por la soldadura, en tres aceros austeníticos, AISI 304, 316 y 316L, teniendo en cuenta las condiciones operativas del proceso mismo de soldadura. Además, mediante el análisis metalográfico y ensayos de microdureza se evaluaron y determinaron los cambios presentados.

Para finalizar, quiero expresar mi gratitud a todas las personas que hicieron posible la elaboración del presente trabajo; en especial a mi asesora Dra. Ing. Rosalba Guerrero y al Sr. Tec. Eduardo Mejía. Asimismo, al Ing. Reynaldo Villar por su apoyo en la corrección de la tesis.

## **RESUMEN**

El presente trabajo abarca el estudio de la soldadura en los aceros austeníticos desde el punto de vista metalúrgico, correlacionando los cambios en la microestructura con las propiedades mecánicas del material y resistencia a la corrosión. Debido a la variada composición química de los aceros austeníticos, se requiere de especiales consideraciones durante la soldadura. Los aceros austeníticos presentan tres principales problemas durante la soldadura: sensitización, agrietamiento en caliente, aparición de la fase sigma. Estos problemas están relacionados especialmente con la composición y los parámetros de operación del proceso. En la parte experimental de la tesis se prepararon probetas de tres tipos de aceros 304, 316 y 316L, soldadas con electrodos de acero inoxidable revestidos. La evaluación de estas probetas se realizó mediante análisis metalográfico y microdureza. Posteriormente, se compararon los cambios microestructurales en los aceros 304 y 316 con los que ocurren en un 316L. De acuerdo a los resultados obtenidos, el acero 304 resultó ser el más susceptible a la sensitización, en cambio el acero 316 presentó pequeños precipitados en la zona afectada térmicamente. En cuanto al acero 316L no presentó mayores cambios en la zona afectada térmicamente, resultando ser una mejor alternativa frente a los otros dos aceros.

## Índice general

Dedicatoria	
Prólogo	
Resumen	
Índice general	
Introducción	1

### Capítulo I: Generalidades.

1.1 Definición de acero inoxidable.	3
1.1.1 Tipos y clasificación de los aceros inoxidables.	4
1.2 Los aceros inoxidables austeníticos.	5
1.3 Relaciones de fase en el sistema Fe-Cr-Ni.	8
1.3.1 Fases intermedias en aceros austeníticos.	11
1.3.1.1 Carburos y fases intermetálicas	12
1.4 Propiedades mecánicas de los aceros inoxidables austeníticos.	17
1.5 Metalurgia de la soldadura.	20
1.5.1 Definición y aspectos generales.	20
1.5.2 El ciclo térmico y su importancia.	21
1.5.2.1 Ciclo térmico y distribución de la temperatura.	22
1.5.2.2 Factores que influyen en los cambios de temperatura durante la soldadura por arco.	24
1.6 Solidificación en la soldadura.	25
1.6.1 Crecimiento epitaxial.	25
1.6.2 El baño de fusión.	26
1.6.3 Células, dendriticas y microsegregación.	29

### Capítulo II: Metalurgia de la soldadura en los aceros inoxidables austeníticos.

2.1 Solidificación. Relaciones entre fases presentes en el sistema Fe-Cr-Ni.	34
2.1.1 Solidificación de aceros inoxidables soldados.	36
2.1.1.1 Equivalencia: cromo y níquel equivalente.	37

2.1.2 Relación entre el modo de solidificación y microestructura: La transformación ferrita-austenita.	40
2.2 Sensitización.	42
2.2.1 Factores que influyen en la sensitización.	43
2.2.2 Transformaciones de los constituyentes microscópicos en la sensitización.	45
2.2.3 Medios empleados para prevenir la sensitización.	53
2.3 Formación de la fase sigma.	55
2.4 Agrietamiento en caliente o hot cracking.	59
2.4.1 La teoría del agrietamiento en caliente de Borland.	60
2.4.2 Agrietamiento en la solidificación en aceros austeníticos soldados.	64
2.4.2.1 Formas de agrietamiento en la solidificación.	65
2.4.2.2 Efecto de la ferrita delta y modo de solidificación sobre el agrietamiento.	66
2.4.2.3 Efectos de impurezas y elementos de aleación sobre el agrietamiento.	70
a) Efecto del fósforo y azufre.	70
b) Nitrógeno en aceros soldados.	72
c) Efecto del nitrógeno en el agrietamiento durante la solidificación.	74
d) Efecto del titanio y niobio sobre el agrietamiento en aceros estabilizados.	75
2.4.3 Evaluación del agrietamiento en caliente.	77
2.5 Soldabilidad de los aceros austeníticos	83
2.5.1 Diagramas de composición.	83
2.5.2 Número de ferrita (FN).	89
2.5.2.1 Determinación del contenido de ferrita.	91
2.5.3 Aplicación de los diagramas de composición.	94
2.5.3.1 Evaluación según el diagrama de Schaeffler.	94
2.5.3.2 Evaluación según el diagrama WRC-92.	97
2.5.4 Consideraciones químicas de fósforo y azufre.	101
2.5.5 Procedimiento de soldadura en aceros inoxidable	104

### **Capítulo III: Metodología experimental.**

3.1 Característica de los materiales utilizados.	106
3.1.1 Metal base.	106
3.1.2 Metal de aporte.	108
3.2 Parámetros de operación.	109
3.3 Equipos utilizados.	110
3.4 Ensayos realizados a las probetas soldadas.	111
3.4.1 Análisis metalográfico.	111
3.4.2 Ensayo de microdureza.	112
3.4.3 Ensayo de dureza.	112

## **Capítulo IV: Análisis y discusión de los resultados**

4.1 Material.	113
4.2 Cambios microestructurales observados.	116
4.3 Cambios microestructurales en la zona afectada térmicamente.	129
4.4 Evaluación de los cambios microestructurales por medio de medidas de microdureza.	141

### **Conclusiones y recomendaciones.**

148

Anexo I.	149
Anexo II.	150
Anexo III.	151
Anexo IV.	169

### **Bibliografía.**

## Introducción

La presente tesis, "Estudio de la soldadura de los aceros austeníticos", tiene como objetivo determinar los cambios microestructurales que ocasiona el aporte de calor durante la soldadura y su efecto en las propiedades mecánicas de estos aceros. Además, se realiza un estudio de los principales problemas que presentan los aceros austeníticos por este proceso. La presente tesis se divide en cuatro capítulos:

**En el primer capítulo**, se realiza una descripción de los aceros austeníticos, su composición, sus propiedades mecánicas y, además, un estudio del diagrama Fe-Cr-Ni. Se finaliza con los conceptos básicos de la metalurgia de la soldadura.

**El segundo capítulo**, abarca el estudio de los principales problemas que presentan los aceros austeníticos durante la soldadura. Pero antes se realiza un estudio de la solidificación de los aceros austeníticos soldados con la finalidad de comprender como influye la temperatura y la composición. En la parte final del capítulo se evalúa la soldabilidad de los aceros austeníticos mediante los diagramas de composición y el concepto de cromo y níquel equivalente.

**En el tercer capítulo**, se describe la parte experimental del presente trabajo, la cual consistió en soldar probetas de tres aceros distintos. La finalidad fue la de comparar los cambios microestructurales ocasionados por el aporte de calor durante la soldadura, especificando los parámetros técnicos empleados en este proceso. También, se indican los métodos de evaluación empleados, tales como: preparación metalográfica, ensayos de microdureza, ensayo de dureza. Además se menciona los equipos utilizados en el desarrollo de la parte experimental.

Para terminar **en el cuarto capítulo** se determinaron los cambios microestructurales presentes en las probetas de acero soldadas. Se trabajó específicamente en tres zonas: el metal base, la zona afectada térmicamente y la zona de fusión. Además, se compararon los cambios microestructurales ocurridos en la zona afectada térmicamente para las distintas probetas soldadas. Por último, se mencionan las conclusiones de la tesis.

# CAPÍTULO I

## GENERALIDADES

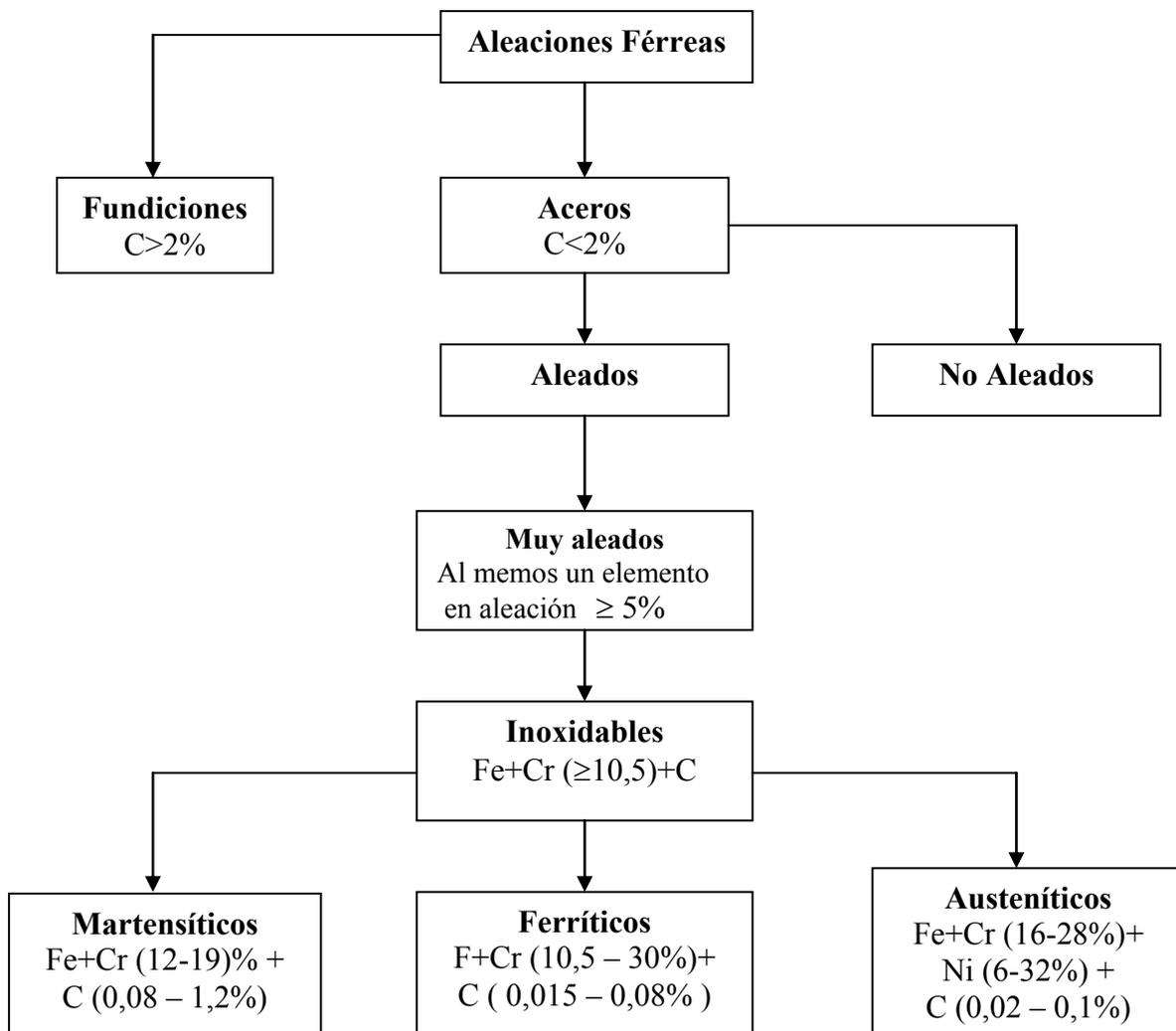
### 1.1.- Definición de acero inoxidable

Los aceros inoxidables son aleaciones a base de hierro, cromo, carbono y otros elementos, principalmente, níquel, molibdeno, manganeso y titanio, entre otros, contando con una resistencia particular a la corrosión<sup>1</sup>. Naturalmente, la presencia de cada elemento en determinados porcentajes produce variaciones distintas de las características intrínsecas. Según norma europea EN 10088 se define a los aceros inoxidables como aquellas aleaciones férreas que contienen cromo en una proporción mínima del 10.5%.

Esta característica de buena resistencia a la corrosión se debe a la propiedad de estas aleaciones de pasivarse en un ambiente oxidante. La formación de una película superficial de óxido de cromo sirve para la protección del acero inoxidable. Dicha película pasiva se vuelve a reconstruir cuando se la daña, si el ambiente es suficientemente oxidante manteniendo una protección permanente del acero. La importancia de este tipo de aceros, además de sus características mecánicas y su amplio uso en diferentes ramas de la industria (químicas, petrolífera, nuclear, etc.), se debe a su alta producción a nivel mundial aparejado al desarrollo industrial después de la segunda guerra mundial (Mohammed, pp. 3)<sup>1</sup>.

### 1.1.1.- Tipos y clasificación de los aceros inoxidables

Los aceros son aleaciones complejas en las que entran en juego múltiples elementos. Como ya se ha comentado los principales elementos después del hierro son el cromo, el carbono y el níquel. El porcentaje de dichos elementos y su variación cambia la porción de las fases presentes, lo cual da lugar a aceros inoxidables austeníticos, ferríticos, martensíticos y dúplex o austenoferríticos. La figura 1.1, muestra la clasificación de los aceros inoxidables, los cuales se encuentran al final de dicha estructura como consecuencia de su alto grado de aleación<sup>1</sup>.



Otros tipos: Austeníticos al Cr, Mn, Ni  
Austeno-Ferríticos (Dúplex)  
Endurecidos por precipitación (*precipitation hardening*)

**Figura 1.1 Los aceros inoxidables.** Fuente: Di Caprio, 1999<sup>2</sup>

Entre las clasificaciones más consideradas en el sector de los aceros inoxidable se encuentran la AISI (Instituto Americano del Hierro y el Acero, American Iron and Steel Institute) y la SAE (Sociedad de Ingenieros de Automoción, Society of Automotive Engineers). Según estas sociedades los aceros inoxidable se subdividen en<sup>1</sup>:

- Aceros austeníticos al cromo-manganeso-níquel, conocidos como la serie “200” que se caracteriza por una alta resistencia mecánica, debida a la presencia del azufre y el manganeso, en el que las dos últimas cifras dependen de otros elementos. Se caracterizan por ser no endurecibles, austeníticos, no magnéticos.

- Aceros austeníticos al cromo-níquel, serie “300”, que tiene como composición básica 12% y 8% de níquel, y 18 % de cromo, siendo la gama con más éxito a nivel comercial. Para esta última serie la composición química se modifica según el tipo de uso del material añadiendo o reduciendo elementos como el carbono y/o el nitrógeno y/o modificando el balance níquel/cromo. Son no endurecibles, austeníticos, no magnéticos.

- Aceros ferríticos y martensíticos con la cifra 4, que representan la familia “400”. Los aceros ferríticos se caracterizan por ser no endurecibles, y magnéticos; mientras que los aceros martensíticos son endurecibles y magnéticos.

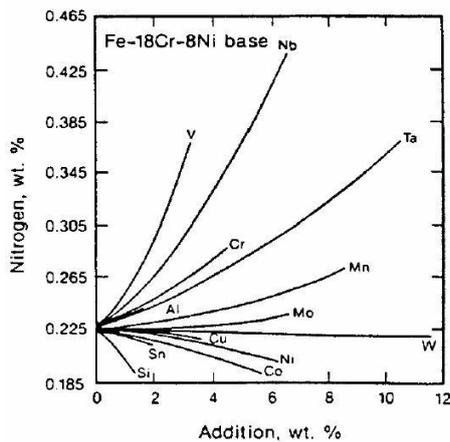
## **1.2.- Los aceros inoxidable austeníticos.**

En la familia de los aceros inoxidable austeníticos, se distinguen dos grupos como ya se ha mencionado: el de los austeníticos al cromo-níquel, por una parte y al cromo-manganeso-níquel por otra. El primer grupo es el más importante dado que a él pertenecen la mayor parte de los aceros inoxidable comúnmente empleados, y está compuesto por aleaciones hierro-carbono-cromo-níquel con aporte ocasional de otros elementos, como el molibdeno, el titanio, el niobio, etc. El segundo grupo es cuantitativamente más modesto y está formado por aleaciones de hierro-carbono-manganeso-níquel con contenido de níquel inferior al 6% (Di Caprio, 1999)<sup>2</sup>.

Los 31 aceros inoxidable del grupo austenítico tienen diferentes composiciones y propiedades (ver anexo1) pero muchas características comunes<sup>1</sup>. Ellos pueden ser endurecidos por trabajo en frío, pero no por tratamiento térmico. En condición recocida todos son no-magnéticos, aunque algunos podrían llegar a ser ligeramente magnéticos por trabajo en frío. A temperatura ambiente los aceros de las series 300 y 200 retienen austenita en su estructura. Esta tiene una estructura cristalina tipo FCC, cúbica centrada en las caras, la cual es estable en el rango de temperaturas entre 912°C- 1394°C.

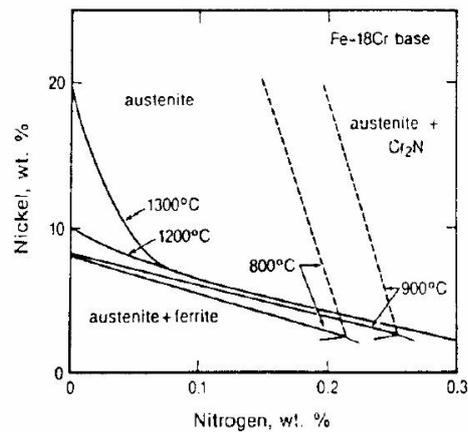
Mientras que la resistencia a la corrosión es su principal atributo, estos aceros también son seleccionados por sus excelentes propiedades mecánicas a elevada y baja temperatura. También son considerados los aceros más fácilmente soldables de los aceros inoxidable, y, pueden ser soldados por todos los procesos de soldadura por fusión y resistencia.

Centrando el trabajo en la familia AISI 304, la modificación de la composición química tiene como objetivo conseguir determinadas propiedades mecánicas para ciertas aplicaciones. Tomando el acero inoxidable austenítico 304 como punto de referencia, se añade cromo y níquel para mejorar las características mecánicas y la resistencia a la oxidación. Sin embargo, para aumentar la resistencia a la corrosión intergranular hay varias vías: añadir niobio y titanio, o molibdeno disminuyendo el carbono. En este caso se trata de aceros tipo 304L, 316L y 317L. La adición molibdeno sólo aumenta la resistencia a la corrosión localizada. El aumento del contenido de carbono sirve para mejorar las características mecánicas, pero perjudica la resistencia a la corrosión. Asimismo, el azufre favorece la maquinabilidad, pero disminuye la resistencia a la corrosión como consecuencia de la formación de sulfuros. La introducción del nitrógeno en los aceros inoxidables austeníticos requiere un conocimiento de su límite de solubilidad dentro de la matriz a altas temperaturas. La figura 1.2, muestra la solubilidad de varios elementos en un líquido base Fe-18Cr-8Ni bajo una presión de 0,1 Mpa. y temperatura de 1600°C. La solubilidad del nitrógeno aumenta con el cromo y baja con el níquel en los aceros inoxidables austeníticos. Es importante señalar que la solubilidad del carbono en solución sólida, es similar a la del nitrógeno en temperaturas intermedias (800-1000°C).



**Figura 1.2**

**Figura 1.2** Solubilidad de varios elementos en Fe-18Cr-8Ni a 0.1 Mpa y 1600°C. Fuente : Ak steel<sup>3</sup>.



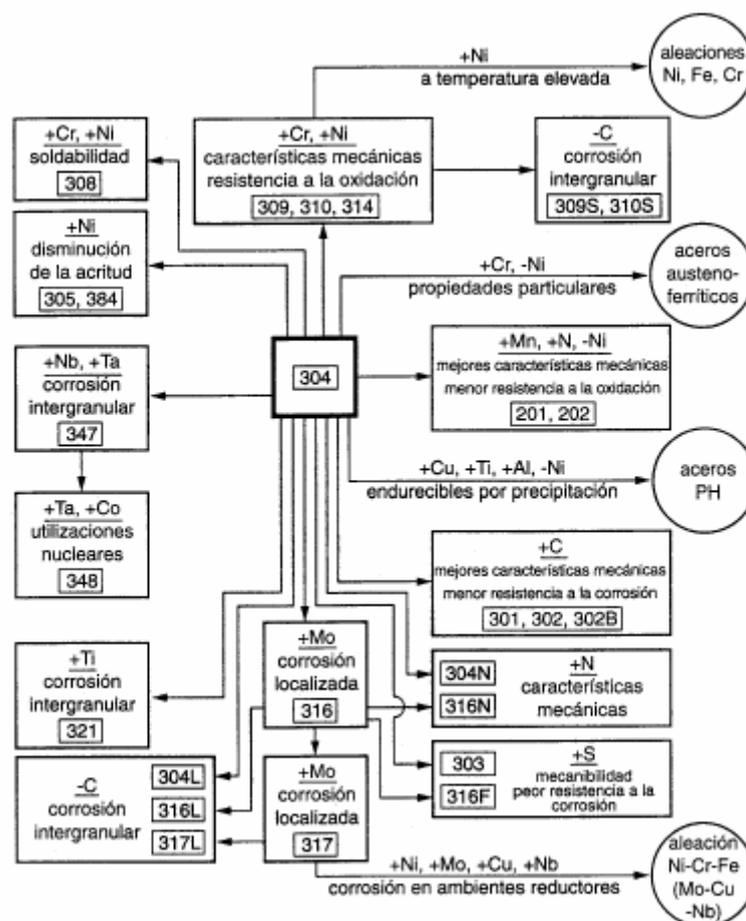
**Figura 1.3**

**Figura 1.3** Límites de fase entre austenita, ferrita y CrN, en función de N y Ni en una aleación base Fe-18Cr. Fuente: Ak Steel<sup>3</sup>.

La presencia de elementos estabilizadores como el níquel, el manganeso, el carbono y el nitrógeno es necesaria en el caso de los aceros inoxidables austeníticos, para bajar suficientemente la temperatura del intervalo gamma y evitar la transformación alotrópica  $\gamma \rightarrow \alpha$ . En las aleaciones forjadas, la ferrita formada durante la solidificación se transforma a austenita durante los procesos de forja y laminación posteriores. La figura 1.3 muestra el efecto estabilizador combinado entre el nitrógeno y el níquel en una aleación de base Fe-18Cr a diferentes temperaturas. Debajo de 1200°C el nitrógeno frena suavemente la formación de ferrita (1% de nitrógeno tiene un efecto

similar a 20% de níquel). Alrededor de 1200°C, el nitrógeno estabiliza fuertemente la fase austenita para aleaciones que tienen más de 7,5% de níquel (1% de N es equivalente a 200% de Ni). Con respecto a la transformación martensítica, el nitrógeno se considera un elemento estabilizador de la austenita. Sin embargo se ha mostrado el efecto similar del nitrógeno y el carbono sobre la temperatura del inicio de la transformación martensítica. La adición de carbono (0,038-0,112%) y de nitrógeno (0,042-0,264%) aumenta la estabilidad de la austenita respecto a la martensita inducida por deformación (Mohammed, pp. 5)<sup>1</sup>.

La figura 1.4 muestra la familia de los aceros austeníticos a partir de su composición base, el acero AISI 304.



**Figura 1.4 Familia de los aceros austeníticos, a partir del acero AISI 304, para la obtención de determinadas propiedades. Fuente: Di Caprio, 1999<sup>2</sup>.**

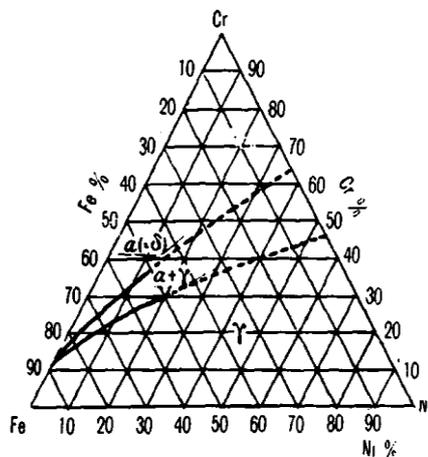
### 1.3.- Relaciones de fase en el sistema Fe-Cr-Ni

Los aceros inoxidable son aleaciones complejas en las que entran en juego múltiples elementos. Como ya se comentó, los principales elementos después del hierro son el cromo, níquel y carbono. El sistema ternario Fe-Cr-Ni, proporciona una visión aproximada de este sistema complejo. Este sistema ternario, delinea las dos fases primarias, austenita ( $\gamma$ ) y ferrita ( $\alpha$ ), las cuales distinguen las tres principales familias: austeníticos, ferríticos y austenoferríticos (Mohammed, pp. 6)<sup>1</sup>.

El cromo es el elemento principal de los aceros inoxidable. El cromo representa un papel primordial no sólo en los aceros que contienen este único elemento, sino también en todos los demás. El cromo forma parte de los elementos alfégenos, que aumentan la existencia del hierro alfa ( $\alpha$ ) o ferrita y disminuyen la existencia el campo del hierro gamma ( $\gamma$ ) o austenita. Asimismo, el níquel actúa de dos formas esenciales. Primero, aumenta el campo de estabilidad de la austenita; los aceros que contienen poco carbono y que contienen más de 24% de níquel, presentan una estructura austenítica a temperatura ambiente. Segundo, el níquel también contribuye a la formación de la película pasivante en la superficie de los aceros inoxidable.

Las acciones alfégena del cromo y gammágena del níquel, se combinan produciendo aleaciones cuyas estructuras son variadísimas. La introducción de una cantidad suficiente de níquel en el acero al 18% de cromo lo hace austenítico, lo que asegura mejores propiedades mecánicas, menor tendencia al crecimiento de grano y mayor resistencia a la corrosión.

Una sección del sistema Fe-Cr-Ni a 1100 °C se muestra en la figura 1.5. Esta sección provee una razonable representación de las relaciones entre las fases primarias, para las familias de aceros. En dicha figura, se aprecia los límites de las zonas de estabilidad de las dos fases: ferrita y austenita. Las regiones de la figura 1.5 muestran las tres familias de aleaciones: Austenítico dentro del campo gamma, ferrítico dentro del campo alfa y austeno-ferrítico dentro del campo mixto alfa-gamma ( $\alpha+\gamma$ ). La figura 1.6 muestra la variación en que el campo de la austenita es menor en comparación a la figura 1.5 (Columbier, 1968)<sup>4</sup>.



Aceros austeníticos  $\gamma$ , Aceros ferríticos  $\alpha$  y Aceros dúplex  $\alpha+\gamma$

Figura 1.5 Diagrama ternario justo por debajo del punto de fusión a 1100°C.  
Fuente : Columbier<sup>4</sup>

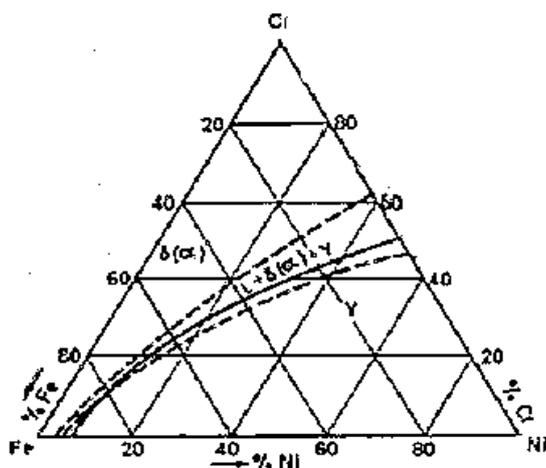


Figura 1.6. Distribución de fases aproximadamente a 1300 °C, muestra la línea del líquidus (continua) y la línea del sólus (punteada). Fuente: Columbier<sup>4</sup>

Esta sección indica las aleaciones de una fase o de dos fases. Generalmente se aplica para condiciones de servicio a alta temperatura para los distintos aceros austeníticos. Incluso para aquellos que contienen distintos elementos de aleación como molibdeno, nitrógeno, etc. Además, en esta sección, no se observan fases intermedias las cuales son estables a temperaturas menores que 1000°C, como la fase sigma (compuesto intermetálico, FeCr) (HPSS, 2003)<sup>5</sup>.

La figura 1.7 representa el corte horizontal a 650°C del sistema Fe- Cr- Ni. La fase sigma, es la fase más encontrada a esta temperatura, la cual es dañina para las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión. En este diagrama se observa que las regiones de una sola fase  $\gamma$  y  $\alpha$  se encuentran separadas por la de dos fases  $\gamma+\alpha$ . Se aprecia también que cuando el contenido de cromo sobrepasa el 20% aparece la fase sigma  $\sigma$ .

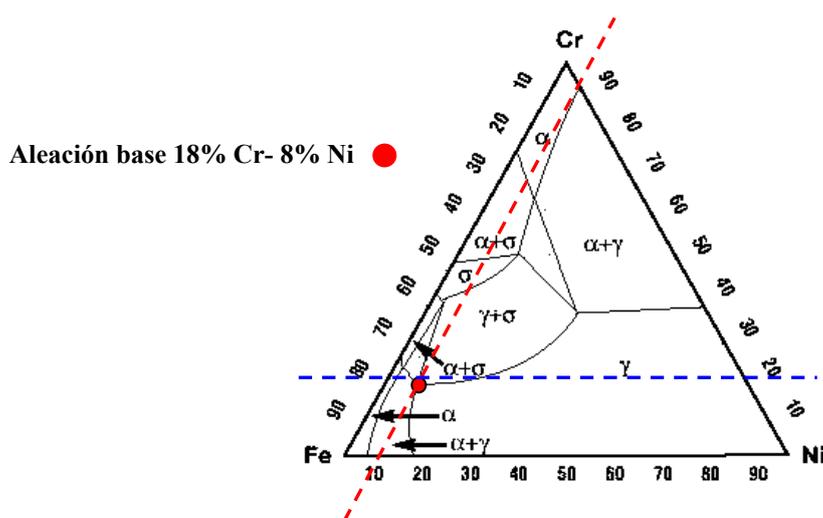


Figura 1.7 Sección del sistema Fe-Cr-Ni a 650 °C mostrando la estabilidad de la fase sigma sobre un extenso rango de composiciones. Fuente: (HPSS, 2003)<sup>5</sup>.

Para altos contenidos de cromo (mayores al 20%), se presentan grandes cantidades de fase sigma tanto en los aceros austeníticos y ferríticos. La posición de la región de dos fases  $\gamma + \alpha$  depende de la temperatura. Cuando la temperatura desciende por debajo de los 650°C la región bifásica se desplaza hacia la izquierda y su posición se extrema a 20°C. Cuando la temperatura se eleva, esta región se desplaza hacia la derecha y su posición se extrema hasta los 1100°C (HPSS, 2003)<sup>5</sup>.

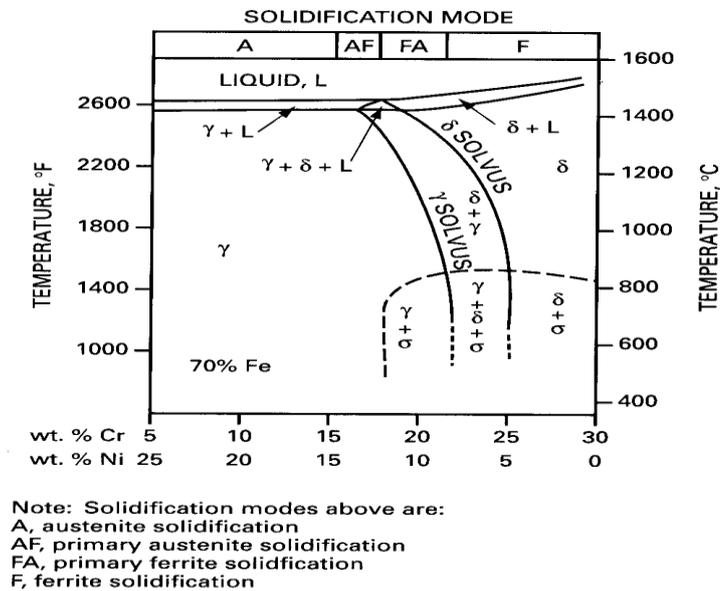
La aleación base 18% de Cr y 8% de Ni se encuentra representada en la figura 1.7 por un punto. Es fácil observar que, para obtener con un 18% de cromo la estructura austenítica deberá haber necesariamente un 8% de níquel. Si disminuye el contenido de níquel la aleación será bifásica en todo el intervalo de temperatura, incluida la temperatura ambiente; el aumento del cromo por encima del 18%, siendo 8% el contenido del níquel conduce a los mismos resultados. Cuando el contenido de cromo es menor que 14-15%, en la estructura aparece la fase alfa, a temperaturas inferiores de 650°C (Dionisio, 1994)<sup>6</sup>.

El estado estructural de las aleaciones con el 18% de cromo y el 8-15% de níquel puede ser estable o inestable dependiendo de la composición. Por ejemplo, la austenita del acero con el 18% de Cr y el 8-10% de níquel es inestable. Su enfriamiento en la región de temperaturas negativas o la deformación plástica a temperatura ambiente hacen que se forme martensita (Dionisio, 1994)<sup>6</sup>.

En la aleación con el 18% de Cr y el 10-12% de níquel, la formación de martensita puede ser provocada por deformación a temperaturas inferiores de 0°C. Para altas temperaturas esta aleación debe ser completamente austenítica. En cambio, con las aleaciones con el 18% de Cr y más de 14% de níquel, la austenita es estable. Ni el enfriamiento, ni la deformación a bajas temperaturas hacen que se forme fase ferrita o fase  $\alpha$ .

Los aceros al cromo-níquel, como es natural, no son aleaciones Fe-Cr-Ni puras, sino que contienen impurezas. Estas impurezas disolviéndose en las fases principales austenita y ferrita influyen en las condiciones de equilibrio y en la cinética de la transformación austenita $\leftrightarrow$ ferrita. Pero si las impurezas forman nuevas fases como carburos, nitruros, intermetales u otras fases, pueden cambiar considerablemente las propiedades mecánicas del acero y su resistencia a la corrosión, aunque su influencia en la transformación  $\gamma \leftrightarrow \alpha$ , no es relevante (Dionisio, 1994)<sup>6</sup>.

Como se dijo anteriormente, el diagrama Fe-Cr-Ni provee una visión bastante cercana del comportamiento metalúrgico de los aceros austeníticos. La sección más relevante del diagrama Fe-Cr-Ni, es la región correspondiente al 60 % y 70% de hierro, la cual se utiliza para explicar la solidificación de los aceros austeníticos. En la figura 1.8 se pueden apreciar los distintos modos de solidificación: austenítico (A), austenítico-ferrítico (AF), ferrítico- austenítico (FA), ferrítico (F). En este diagrama se aprecia que la ocurrencia de estos modos depende de la composición, especialmente de dos elementos: cromo y níquel. En el punto 2.1, se explicarán los distintos modos de solidificación.



**Figura 1.8** Sección correspondiente al 70% de hierro en la que se aprecia los posibles modos de solidificación, como función de la composición. Fuente: Di Caprio<sup>2</sup>.

### 1.3.1.- Fases intermedias en aceros austeníticos.

Los aceros austeníticos se comprenden metalúrgicamente examinando el sistema Fe-Cr-Ni, como hemos visto este diagrama delinea las dos fases principales, austenita y ferrita. Sin embargo, elementos de aleación como el molibdeno, nitrógeno, carbono y en el caso de aceros estabilizados, el titanio y niobio, introducen fases secundarias, las cuales en algunos casos son perjudiciales para las propiedades mecánicas. Es necesario comprender el mecanismo de ocurrencia de dichas fases para prever las condiciones óptimas de uso de dichos aceros.

Las fases intermedias de una aleación son aquellas con composiciones químicas intermedias entre dos o más metales y generalmente tienen estructuras cristalinas diferentes a la de éstos.

Entre los principales precipitados que pueden presentarse durante el enfriamiento o calentamiento, para una temperatura y tiempo determinado, ya sea en condiciones de servicio a alta temperatura o en la fabricación (soldadura), se encuentran los carburos, nitruros y fases intermetálicas (Sourmail, pp. 3)<sup>7</sup>.

Este punto es una breve revisión de los principales precipitados en los aceros austeníticos, en particular de los aceros resistentes a altas temperaturas, no es propósito dar una descripción detallada de la precipitación en los aceros de la familia AISI 300.

### 1.3.1.1.- Carburos y nitruros en aceros austeníticos.

#### A) Los precipitados MX:

Los carbonitruros, ocurren cuando se agregan a la aleación fuertes formadores de carburos y nitruros (Ti, Nb, V, Ta, etc.) con los siguientes propósitos:

1. Estabilizar la aleación para contrarrestar la corrosión intergranular. Para esto, se realiza un tratamiento de estabilización, el cual se conduce entre los 850 y 900°C, con la finalidad de mantener la propiedad de inoxidable del acero, este tratamiento, se lleva cabo preferentemente con aceros estabilizados 321 y 347.
2. Proveer buenas propiedades mecánicas a altas temperaturas, cuando éste es el principal objetivo. Para esto se lleva a cabo un tratamiento de disolución de carburos, para disolver lo máximo posible de MX, con la finalidad que precipiten bajo condiciones de servicio a alta temperatura y mejorar su resistencia al creep. Un típico tratamiento es 30-60 minutos a 1100 o 1250°C.

Muchos estudios, se han centrado en la precipitación de las fases MX, también sobre su apropiado contenido, para obtener las mejores propiedades mecánicas, después de la precipitación. La solubilidad de estos precipitados, es esencial para determinar el comportamiento del acero con respecto a su precipitación (Sourmail, pp.4)<sup>7</sup>.

Los principales precipitados son: TiC, TiNb, NbC, NbN, tienen estructura del tipo F.C.C. Estos precipitados usualmente forman dislocaciones en la matriz, precipitando en los límites de grano o sublímites de grano y tienen una forma cuboidal después de largos períodos de permanencia a altas temperaturas.

El titanio y niobio se agregan con la finalidad de estabilizar el carbono y el nitrógeno, además de reducir la solubilidad del carbono en austenita. La solubilidad está determinada por la siguiente fórmula:

$$\log[M][X] = A - \frac{H}{T}$$

Donde [ M ] es el porcentaje en peso del elemento estabilizante, en solución en la matriz y [X] representa el elemento intersticial (carbono y nitrógeno). El producto MX, se refiere a menudo como producto de solubilidad. Diversos estudios se han centrado en determinar dos parámetros: H, la entalpía de solución y A una constante. Para la solubilidad del titanio y niobio en austenita se han encontrado las siguientes fórmulas (Sourmail, pp. 3)<sup>8</sup>:

$$\log[\text{Ti}][\text{C}] = 2,97 - \frac{6780}{T(^{\circ}\text{K})}$$

$$\log[\text{Nb}][\text{C}] = 4,55 - \frac{9350}{T(^{\circ}\text{K})}$$

Estas fórmulas son válidas para un acero 18Cr-12Ni, las concentraciones están en porcentaje en peso. Con respecto a los precipitados del tipo MX, es importante tener en cuenta dos factores. Primero, las cantidades correctas de M y X a ser agregadas y, segundo, las proporciones en que deben ser agregados para maximizar el producto de solubilidad  $[M][X]$ , todo esto con la finalidad de obtener las mejores propiedades mecánicas.

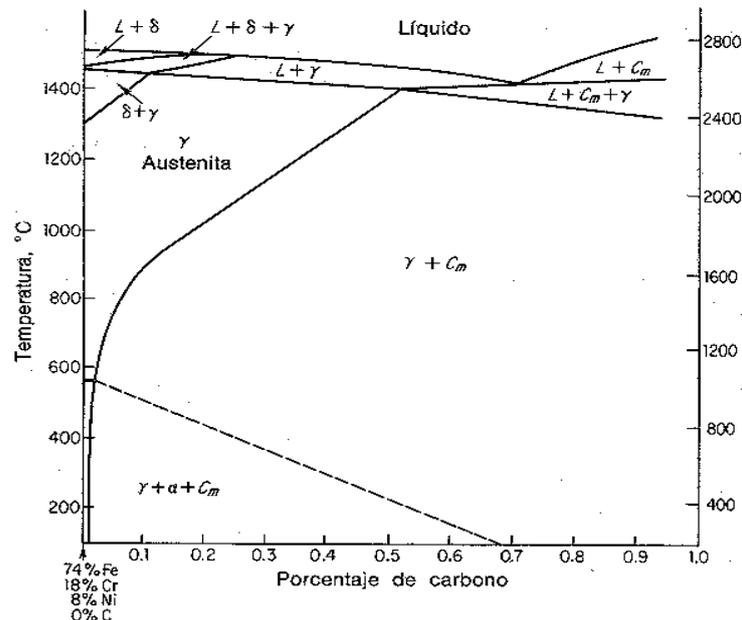
Es importante conocer los límites de solubilidad de los precipitados. Sin embargo, los modernos aceros austeníticos, resistentes a altas temperaturas, a menudo contienen carbono y nitrógeno y más de un formador de carburos (Ti y Nb, Nb y V, etc.), por lo que se hace difícil estimar la solubilidad de estos carbonitruros multicomponentes, como por ejemplo: (Ti, Nb)(C, N).

En aceros austeníticos estabilizados (AISI 321 y 347), que contienen elementos estabilizadores como titanio y niobio, la precipitación de los carburos NbC, TiC se realiza con la finalidad de proteger al acero de corrosión del tipo intergranular. Además, estos carburos mejoran la resistencia a altas temperaturas y precipitan en los límites de grano como finos carburos intergranulares.

### **B) El carburo $M_{23}C_6$ :**

Este carburo puede precipitar durante el enfriamiento o calentamiento en el rango de temperaturas entre 500-850°C. Generalmente se realiza un tratamiento de recocido para disolver los carburos a altas temperaturas (mayor 1050°C), debido a que el carburo es soluble en austenita a altas temperaturas. Su composición es variable y están compuestos principalmente entre el 90%-30% de cromo y 1 a 2% de carbono. Entre otros elementos que substituyen parcialmente al cromo se encuentran el hierro, níquel, molibdeno (Sourmail, pp. 7)<sup>8</sup>.

En la figura 1.9 se aprecia la presencia de carburos en la zona crítica de 500 a 850°C. Además, se observa que los carburos son solubles en austenita a altas temperaturas, pero su solubilidad disminuye a medida que la temperatura desciende. Por ejemplo, para un acero 0.2% de carbono, éste se disuelve cuando se calienta a 1100-1150°C. Si enfriamos rápido desde esta temperatura el carbono se mantendrá en solución y obtendremos una austenita homogénea. En cambio, si enfriamos lentamente o si recalentamos el material en la zona de temperaturas en que los carburos son insolubles, éstos se precipitan y se separan de la masa austenítica. Para altas temperaturas (mayores a 1300°C) se observa la presencia de una zona mixta de ferrita delta  $\delta$  y austenita  $\gamma$ . Debido a las condiciones de no equilibrio (tasas de enfriamiento rápidas) propias de la soldadura, la fase ferrita  $\delta$  se presenta a temperatura ambiente como una fase en no-equilibrio (Avner, 1988)<sup>9</sup>.



**Figura 1.9** Muestra el diagrama 18Cr-8Ni-C, se observa la presencia de carburos en el rango de 500- 800°C. Fuente: Avner<sup>9</sup>

El carburo  $M_{23}C_6$  es el principal carburo encontrado en los aceros austeníticos no estabilizados, para un típico acero AISI 304, su composición es 0,04Cr-0,65Fe-0,11Mo-0,22C<sub>8</sub>. Investigaciones han demostrado que la composición de este carburo puede variar en los inicios de la precipitación, además de depender del tipo de acero (Sourmail, pp.7)<sup>8</sup>. Este carburo se estudiará con más detalle en el apartado 2.2.

### C) El carburo $M_6C$ :

Se le conoce como el carburo  $\eta$ . Además de presentarse como una fase menor, generalmente precipita después de largos periodos de permanencia a elevadas temperaturas. Su aparición está relacionada a constituyentes como molibdeno y niobio.

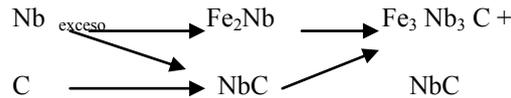
Su estructura es del tipo FCC y su composición puede ser rica en molibdeno ( $(FeCr)_{21}Mo_3C_6$ ) o en niobio ( $Fe_3Nb_3C$ ).

Para composiciones ricas en molibdeno, como el acero AISI 316, su composición es cercana a  $(FeCr)_{21}Mo_3C_6$ . Weiss<sup>6</sup> propuso su formación de acuerdo a la siguiente secuencia de transformación:  $M_{23}C_6 \rightarrow (FeCr)_{21}Mo_3C_6 \rightarrow M_6C$ .

En cuanto a su precipitación, en los aceros de la familia 300 se ha presentado en un acero AISI 316, para 28 000 y 60 000 horas de servicio a 650°C, en pequeñas cantidades y asociado al carburo  $M_{23}C_6$  (Stoter, 1981)<sup>10</sup>.

El nitrógeno parece tener gran influencia sobre la formación del  $M_6C$ . Por ejemplo, no se ha encontrado en muestras de acero AISI 316 con 0,037% N después de 1000 horas a 900°C. Sin embargo, existe controversia ya que se presentó en un acero AISI 316 con 0,069% N después de 1 hora a 900°C. Para el caso de un acero 321, no se ha reportado la presencia de este carburo.

En el acero 347, la presencia de niobio parece promover la formación del carburo  $M_6C$ , enriquecido en niobio. Kikuchi<sup>11</sup>, propuso la siguiente secuencia de transformación:



Este mecanismo implica que el niobio esté en exceso. Si el niobio es menor que el requerido para la combinación con todo el carbono, no se presenta ninguna fase.

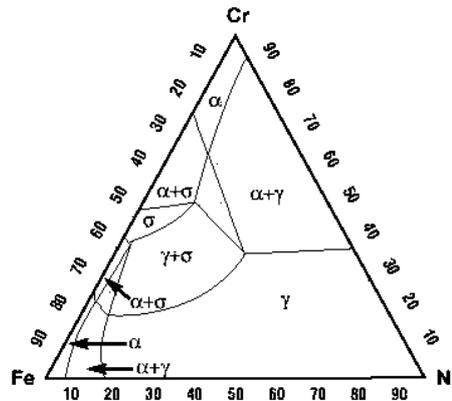
La precipitación del  $M_6C$  rico en niobio, generalmente se presenta sólo para largos periodos de permanencia a altas temperaturas. Con respecto a la bibliografía disponible sobre su precipitación, no se ha presentado para un acero 20Cr-25Ni, después de 1000 horas a 700°C. Sin embargo, en el caso de un acero 18-8 (304), se ha reportado su aparición para muy largos períodos de permanencia después de 50 000 horas a 600°C, y para cortos períodos, después de 2000 horas a 800°C para el mismo acero (Soumail, pp. 9)<sup>8</sup>.

#### D) Fase sigma $\sigma$ :

Entre las principales fases intermetálicas se encuentran las fases sigma  $\sigma$  y chi  $\chi$ .

La fase sigma tiene una celda unitaria tetragonal Fe-Cr con 30 átomos por celda unitaria, su composición varía extensamente y es difícil dar una fórmula. Por ejemplo: para un acero 20Cr-25Ni- (4,5-6)Mo, se detalla la siguiente composición: ( 35-43)Fe - (0-1) Si - (1-9)Mn - (27-32)Cr - (10-16)Mo - (8-15)Ni. En cambio, en un acero AISI 316 la composición es la siguiente: 44Fe-29,2Cr-8,3Mo (Soumail, pp. 9)<sup>8</sup>.

Si observamos el diagrama Fe-Cr-Ni, se aprecia que para composiciones mayores del 20% de cromo esta fase se presenta en gran proporción. En la figura 1.10 se representan las secciones correspondientes a 650°C. El límite máximo de estabilidad de la fase es aproximadamente 1050°C, cualquier precipitación ocurre por debajo de esta temperatura. Su formación se favorece en el rango de temperaturas entre los 550 a 1050°C.



**Figura 1.10 Aparición de la fase sigma en el diagrama Fe-Cr-Ni a 650°C.**  
Fuente: (HPPS, 2003)<sup>5</sup>

La fase sigma es más propensa a ocurrir en aceros ferríticos, aceros dúplex y en la mayoría de los grados austeníticos. Debido a que la velocidad de difusión es más rápida en la ferrita que en la austenita, la cinética de reacción es mayor en aquellas composiciones que contienen ferrita. En cuanto a su precipitación, suele presentarse en las interfaces austenita-ferrita, ferrita-ferrita. La fase sigma es dañina para la tenacidad en las composiciones que contienen ferrita, pero también afecta adversamente la tenacidad y la corrosión cuando está presente en austenita (HPPS, 2003)<sup>5</sup>. Una revisión más detallada de esta fase se realiza en el punto 2.3.

#### **E) la fase $\chi$ (chi):**

Esta es una fase menor y se encuentra principalmente en un acero 316 arriba de los 750 °C para muy largos tiempos de permanencia. Además, tiene una cinética de precipitación similar que la fase sigma.

En cuanto a su estructura cristalina, tiene una forma tipo BCC (cúbica centrada en el cuerpo). La celda unitaria contiene 58 átomos por celda. Una típica composición es  $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$ , la cual tiene como principales elementos al hierro, cromo y molibdeno, aunque también puede presentarse níquel y titanio. Generalmente esta fase precipita en los límites de grano, pero también en sitios intragranulares sobre las dislocaciones (Sourmail, pp. 10)<sup>8</sup>.

En cuanto a su precipitación, se presenta en un acero 321 pero en pequeñas cantidades. Como se mencionó anteriormente, la fase  $\chi$  es una fase importante en el acero 316, cuando el tiempo de permanencia es muy prolongado. Se ha reportado su aparición para tiempos de 25 000 horas y temperaturas entre 700 y 850°C, también junto con la fase sigma entre 715 y 850°C, para tiempos hasta 5000 horas. Sin embargo, en una investigación realizada por Stoter<sup>7</sup> no se reportó después de 28 000 y 60 000 horas a 650°C.

La fase  $\chi$  también reduce la tenacidad y la resistencia a la corrosión, pero estos efectos son difíciles de cuantificar, dado que su ocurrencia es menor en comparación con la fase sigma (Sourmail, pp. 10)<sup>8</sup>.

Entre los precipitados menores se encuentran los nitruros de cromo. El uso del nitrógeno en los aceros austeníticos favorece la estabilidad de la fase austenita a altas temperaturas; sin embargo, provoca la precipitación de nitruros de los cuales el  $\text{Cr}_2\text{N}$  es el más común. Se caracterizan por una morfología alargada y esferoidal y suelen precipitar dentro de la fase ferrita o en las interfaces ferrita-ferrita o ferrita-austenita. Al igual que los carburos, un enfriamiento o calentamiento lento dentro de un rango intermedio de  $650^\circ\text{C}$ - $950^\circ\text{C}$ , provocará la precipitación de nitruros intergranulares, los cuales son perjudiciales para la resistencia de la corrosión. Usualmente aparecen como finos precipitados, además que son muy difíciles de distinguir de los carburos y la fase sigma (HPPS,2003)<sup>5</sup>.

Es importante señalar que los precipitados más comunes que suelen presentarse durante la soldadura de los aceros austeníticos, son el carburo del tipo  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  y la fase sigma  $\sigma$ .

**Tabla 1.1. Estructura cristalina y principales precipitados en aceros austeníticos**

Fuente: Sourmail<sup>7</sup>

Precipitado	Estructura	Temperatura	Parámetros	Composición
NbC	fcc	$700^\circ\text{C}$	$a = 0,0447$	NbC
NbN	fcc	$700^\circ\text{C}$	$a = 0,0440$	NbN
TiC	fcc	$700^\circ\text{C}$	$a = 0,0433$	TiC
TiN	fcc	$700^\circ\text{C}$	$a = 0,0424$	TiN
$\text{M}_{23}\text{C}_6$	fcc	$500$ - $850^\circ\text{C}$	$a = 1,057$ - $1,068$	$\text{Cr}_{18}\text{Fe}_5\text{Mo}_2\text{C}_8$
$\text{M}_6\text{C}$	Diamante-cúbico	$700$ - $950^\circ\text{C}$	$a = 1,062$ - $1,128$	$(\text{FeCr})_{21}\text{Mo}_3\text{C}$
Fase chi $\chi$	bcc	$600$ - $900^\circ\text{C}$	$a = 0,8807$ - $0,8878$	$\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$
Fase sigma $\sigma$	Tetragonal	$550^\circ\text{C}$ - $1050^\circ\text{C}$	$a = 0,880$ $c = 0,454$	Fe-Ni-Cr-Mo

#### 1.4.- Propiedades mecánicas de los aceros inoxidables austeníticos

El conformado en frío es una vía para mejorar las propiedades mecánicas de los aceros inoxidables, específicamente el límite elástico, por considerarse relativamente bajo con respecto a otros materiales. La reducción en sección, o el trabajo en frío, aumenta el límite elástico y la tensión a la rotura, mientras disminuye la capacidad del acero al alargamiento. Una comparación de la evolución de estos tres últimos parámetros, en función de la reducción en sección para tres aceros inoxidables comerciales, AISI 301, 304 y finalmente un 316, muestra un aumento del límite elástico y la tensión de rotura de una forma casi similar en los aceros 304 y 316. Ver figura 1.11. Para el acero 301 se observa un gran aumento del valor del límite elástico acercándose al valor de la tensión de rotura; sin embargo, una fuerte reducción de espesor disminuye la capacidad de los aceros al alargamiento como muestra la figura 1.12 (Mohammed, pp. 9)<sup>1</sup>.

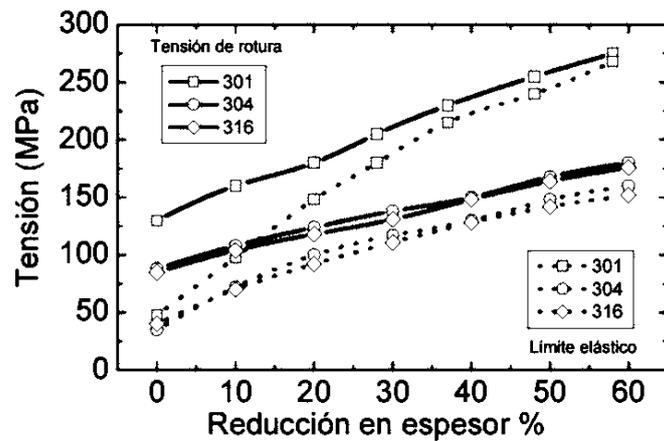


Figura 1.11 Evolución del límite elástico y la tensión de rotura de la reducción en espesor en aceros AISI 301, 304, 316. Fuente: AK steel<sup>3</sup>

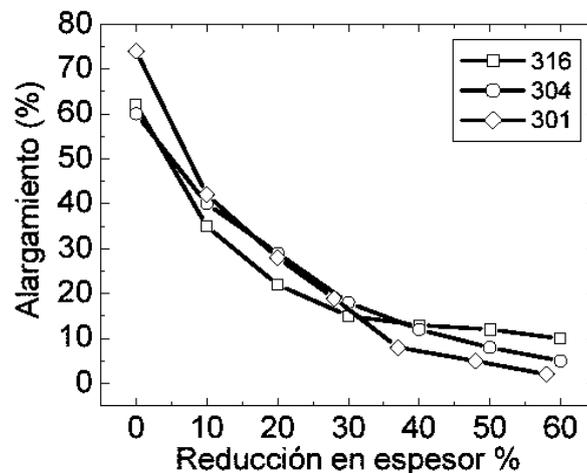
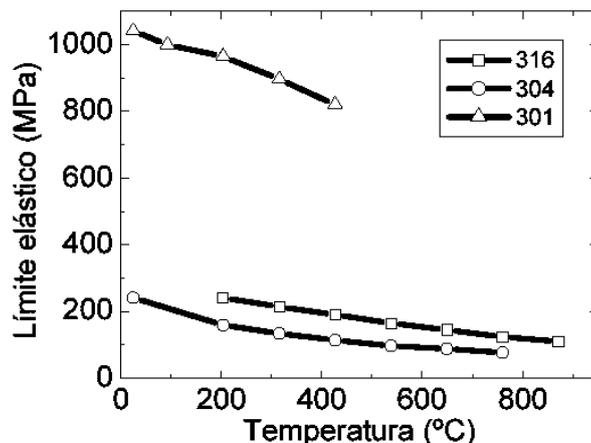


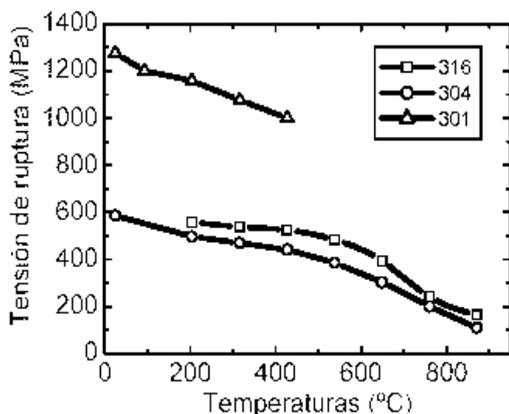
Figura 1.12 Alargamiento de tres aceros inoxidables AISI 301, 304 y 316 en función de la reducción en espesor. Fuente: AK steel<sup>3</sup>

Las propiedades mecánicas de los aceros inoxidables dependen, evidentemente, de la temperatura. Al respecto se puede distinguir entre tres rangos de temperatura: bajas temperaturas, temperatura ambiente y altas temperaturas. En el rango de altas temperaturas, disminuye el límite elástico, ver figura 1.13. Sin embargo, la presencia de algunos elementos de aleación puede modificar fuertemente el comportamiento mecánico del acero inoxidable. Este es el caso del nitrógeno que conduce a un importante aumento del límite elástico.

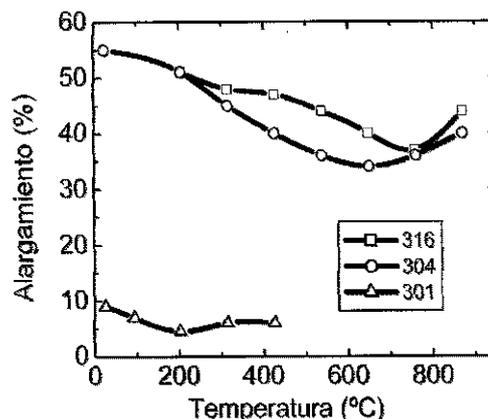


**Figura 1.13** Evolución del límite elástico al 0.2% en función de la temperatura para los tres aceros inoxidables 301,304, 316. Fuente: AK steel<sup>3</sup>

La figura 1.14 muestra la diferencia entre un acero inoxidable cromo-manganeso-níquel 301 y otros dos aceros inoxidables cromo-níquel AISI 304 y AISI 316. Los aceros de la primera categoría presentan una alta tensión de rotura en un rango de temperatura de 0°C hasta 850°C, mientras los aceros inoxidables AISI 304 y AISI 316 tienen un comportamiento similar entre sí y valores claramente inferiores al acero AISI 301. Sin embargo, los primeros aceros muestran mejor respuesta al alargamiento, ver figura 1.15.



**Figura 1.14** Evolución de la tensión de rotura en función de la temperatura para los tres aceros inoxidables 301, 304 y 316 Fuente: AK steel<sup>3</sup>



**Figura 1.15** Alargamiento de los tres aceros inoxidables 301, 304, 316 en función de la temperatura. Fuente: AK steel<sup>3</sup>

## 1.5.- Metalurgia de la soldadura.

### 1.5.1.- Definición y aspectos generales.

Soldar es unir sólidamente dos piezas metálicas o dos partes de una misma pieza. Esta unión se realiza, elevando la temperatura de las superficies a soldar, puestas en contacto, sin aportación de alguna sustancia o con aportación de una sustancia igual o semejante a las piezas a soldar (NIDI, pp.3)<sup>12</sup>.

Los procedimientos actualmente conocidos para la soldadura de metales, pueden clasificarse en:

- **Soldaduras Heterogéneas:** Son las que sueldan materiales de distinta naturaleza, con o sin metal de aportación o cuando los metales a unirse son iguales, pero con distinto metal de aporte.
- **Soldaduras Homogéneas:** Son las que, tanto los materiales que se sueldan como el metal de aporte, poseen la misma naturaleza. Si las soldaduras se efectúan sin el metal de aportación, se denominan autógenas.

Los dos métodos básicos para la soldadura de los aceros inoxidables son la soldadura por fusión y la soldadura por resistencia. En la soldadura por fusión el calor proviene de un arco eléctrico (NIDI, pp. 3)<sup>12</sup>.

La soldadura eléctrica por arco se realiza utilizando el calor producido al soltar un arco eléctrico entre 2 conductores de distinta polaridad denominados electrodos. Como la temperatura alcanzada por este procedimiento supera los 3500°C, se llega a fundir la zona de soldadura, por tanto, puede considerarse este sistema como una verdadera soldadura por fusión.

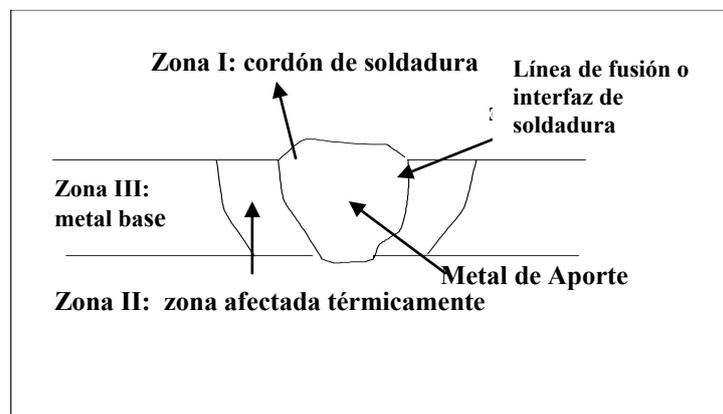
Uno de los electrodos que forma el arco eléctrico, está constituido por una varilla. Esta varilla, generalmente de acero dulce, está recubierta por inmersión o presión, con una capa perfectamente concéntrica de sustancias metalizadas (minerales y orgánicas), adecuadas al tipo de soldadura que se realiza. El recubrimiento de estos electrodos favorece el encendido del arco y su estabilidad debido a las sustancias ionizantes de las que está compuesto. Además, dicho recubrimiento mejora las características mecánicas del metal de aporte contra la acción del nitrógeno y el aire, debido a las sustancias desoxidantes y protectoras. También, el recubrimiento forma una escoria, protegiendo físicamente a la soldadura contra la oxidación y retrasando su enfriamiento.

Existen cuatro principales procesos en la soldadura por fusión de los aceros inoxidables<sup>12</sup> ellos son:

1. Soldadura por arco metálico protegido (SMAW).
2. Soldadura por electrodo de tungsteno (TIG o GTAW).
3. Soldadura por arco metálico spray (GMAW).
4. Soldadura por arco sumergido (SAW).

Otro método de soldadura de los aceros inoxidable es el de soldadura láser, o el de haz electrónico. En todos los casos la zona soldada es protegida de la atmósfera por un gas o también puede ser realizada al vacío. Esta protección es absolutamente necesaria para preservar la resistencia a la corrosión y las propiedades mecánicas en la junta soldada.

En la unión soldada se distinguen tres zonas (ver figura 1.16). Zona I, el cordón de soldadura, cuya estructura fundida puede provenir del metal base de las piezas a unir, del metal de aporte, o de ambos a la vez. Zona II, la zona afectada térmicamente (HAZ), zona próxima al cordón de soldadura, la cual ha estado sujeta a temperaturas lo suficientemente altas como para producir transformaciones microestructurales en estado sólido. Finalmente, la zona III, el metal base es la parte de la pieza de trabajo que no ha sufrido algún cambio metalúrgico, sin embargo, puede estar sujeto a un estado de esfuerzos residuales transversales y longitudinales.



**Figura 1.16 Las diferentes zonas en la unión soldada. Fuente : Fosca<sup>13</sup>**

Los cambios que se producen en dichas zonas son muchas veces desfavorables, pudiendo afectar sus propiedades mecánicas. Éstos dependen de la temperatura a que estuvo sometido cada punto del conjunto y la subsiguiente secuencia de enfriamiento. Los cambios que experimenta la pieza de trabajo son cambios microestructurales y no se limitan a la zona fundida. Generalmente, los aceros presentan transformaciones en la zona afectada térmicamente. Es importante conocer la influencia de la temperatura en la ocurrencia de dichos cambios (Fosca, 2002)<sup>13</sup>.

### 1.5.2.- El ciclo térmico y su importancia.

Es importante recordar que, muchos de los metales y aleaciones que son expuestos al calor sufren transformaciones en estado sólido. Estos cambios microestructurales provocan a su vez cambios en las propiedades mecánicas y pueden afectar el comportamiento mecánico en servicio de una estructura o componente mecánico<sup>13</sup>.

Algo parecido ocurre cuando se aplica calor a un metal para unirlos por soldadura. Cuando se suelda por fusión se busca unir dos piezas fundiéndolas

localmente, a fin de conseguir una unión metalúrgica. Sin embargo, el calor aplicado localmente, a la zona de unión, se transmite y viaja a través del material a otras zonas del mismo aumentando también su temperatura.

Ello conduce a que estas zonas del metal puedan sufrir transformaciones metalúrgicas como consecuencia de este calentamiento y posterior enfriamiento, lo cual afectaría su microestructura y por lo tanto sus propiedades mecánicas. Pero también el calentamiento y enfriamiento local traen como consecuencia cambios dimensionales en la pieza que pueden provocar distorsión o la formación de esfuerzos residuales en la pieza soldada<sup>13</sup>.

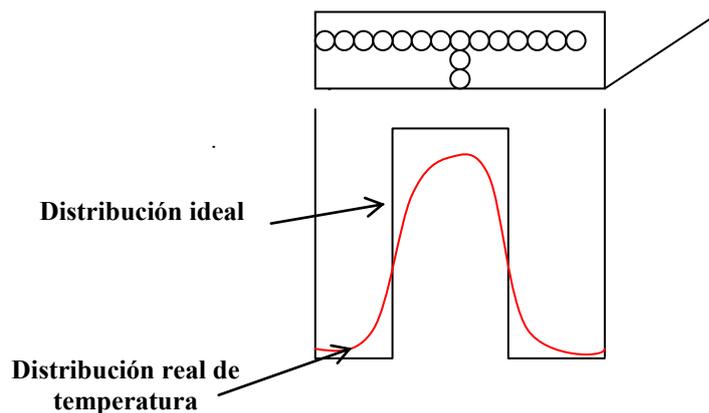
Por lo tanto, se puede decir que cuando se suelda una pieza, está sometida a calentamientos y enfriamientos localizados. Es decir, está experimentando ciclos térmicos. En la medida que se controle el ciclo térmico se controlará la microestructura y las propiedades mecánicas del ensamble soldado.

El ciclo térmico está representado básicamente por:

- La distribución de la temperatura máxima en la zona afectada térmicamente
- La velocidad de enfriamiento en el metal fundido y en la zona afectada térmicamente.
- La velocidad de solidificación del metal fundido.

#### 1.5.2.1.- Ciclo térmico y distribución de la temperatura.-

Si se realizara una soldadura en la superficie de la pieza de trabajo, y se colocará una serie de termocuplas distribuidas debajo de ella según la figura 1.17 (círculos pequeños), se podría representar la distribución de la temperatura.



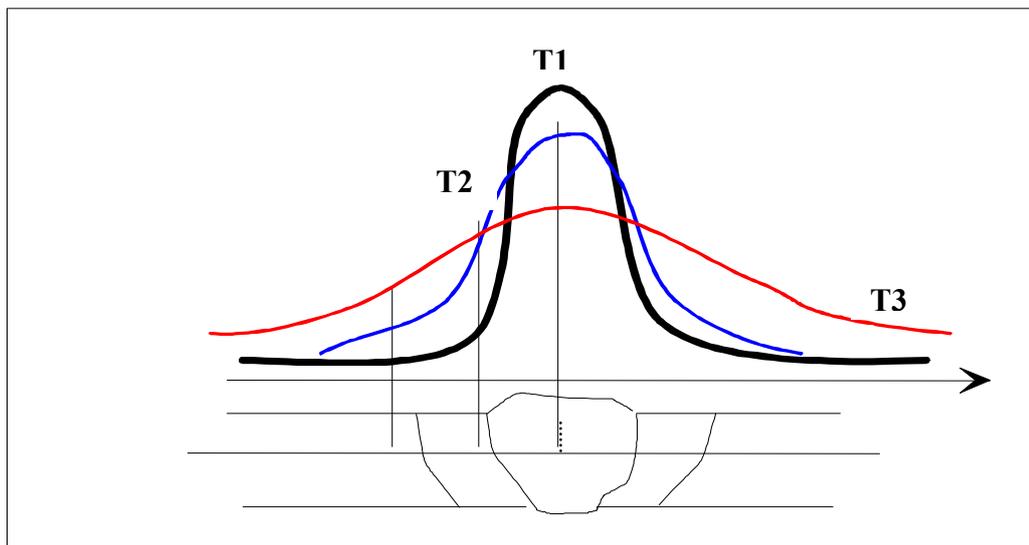
**Figura 1.17 Distribución de temperatura en la pieza soldada.**

Si el calor aportado no fluyera a través de la pieza a soldar, todo el calor se concentraría en la zona a fundir, y sólo una zona estrecha en el material alcanzaría el punto de fusión y el resto del metal permanecería a temperatura ambiente (distribución

ideal de temperatura). Sin embargo, los metales son buenos conductores del calor, por lo tanto éste se transmite a lo largo de la pieza.

Entonces al medir la temperatura con las termocuplas, en cada punto del material, se tendría una distribución de temperaturas como la representada en la figura 1.17 (distribución real de temperatura) (Fosca, 2002)<sup>13</sup>.

Al conocer la temperatura en cada punto de la pieza a soldar, se puede predecir qué zonas del metal se verán afectadas microestructuralmente. El calor aplicado a la pieza a soldar, se experimenta durante un tiempo determinado, es obvio que en un primer momento ésta se calienta y que, después, una vez que la fuente deja de actuar, comience a enfriarse. Esto significa que cada punto del material experimentará una variación de temperatura respecto del tiempo, es decir, un ciclo térmico. Si representamos los conceptos, distribución de temperaturas y ciclo térmico, en un mismo gráfico, se obtendrá una serie de curvas de temperatura que van cambiando con el tiempo como se indica en la figura 1.18.



**Figura 1.18 Distribución de temperatura de una sección cualquiera a lo largo del eje X. Las curvas representan instantes de tiempo diferentes T1, T2, T3 durante la soldadura. Fuente: Metalurgia de la soldadura<sup>10</sup>**

Es importante señalar que, la distribución de temperatura representa las temperaturas existentes en un momento determinado, en varios puntos del metal que está siendo soldado. Por otro lado el ciclo térmico representa la variación de la temperatura, de un punto cualquiera del metal, a lo largo del tiempo.

En la figura 1.18 se observa que existe una diferencia de temperaturas entre los puntos alejados de la unión soldada, separados entre sí por una determinada distancia. A esta diferencia se le llama gradiente térmico, el cual determina la velocidad de flujo de calor entre estos dos puntos. Cuanto mayor sea la diferencia de temperaturas, mayor será la velocidad de enfriamiento o calentamiento entre ellos.

El ciclo térmico brinda como información toda la historia térmica del metal en un punto o región determinada. Por el ciclo térmico es que podemos conocer la máxima temperatura alcanzada y la velocidad de enfriamiento en todo momento.

Establecer relaciones cuantitativas entre el ciclo térmico y las transformaciones microestructurales, es un tema complejo. Sin embargo, existe un mínimo considerable de datos respecto al efecto del calor de aporte de soldadura por arco eléctrico, sobre la distribución de temperaturas en las proximidades del metal soldado. Por ello, se mencionarán los factores que influyen en los cambios de temperatura en la soldadura por arco eléctrico, pero de una manera breve, debido a que nos desviaríamos del objetivo principal de la tesis.

### 1.5.2.2.- Factores que influyen en los cambios de temperatura durante la soldadura por arco.

Las investigaciones han demostrado que la distribución de temperatura en la soldadura por arco manual es influenciada por los siguiente factores<sup>13</sup>:

#### a) Aporte de calor neto (*Heat input*).

El aporte de calor es la energía que se genera durante la soldadura. Puede ser de origen químico, como consecuencia de la combustión de sustancias combustibles; eléctrico (procesos de arco eléctrico); o mecánico (soldadura por fricción). Se expresa normalmente en términos de joules por milímetro (J/mm).

Esta energía o aporte de calor está condicionada por la eficiencia del proceso de soldadura empleado. Así el calor de aporte neto viene expresado por la siguiente ecuación

$$H(\text{J/mm}) = \frac{V(\text{volt}) \times I(\text{amp})}{v(\text{velocidad}(\text{mm/s}))} \cdot f$$

Proceso	Eficiencia
GTAW	20-50%
GMAW	70-85%
SMAW	70-80%
SAW	90-99%

Donde " *f* " es el factor de eficiencia del proceso de soldadura empleado y puede ser estimado a partir de los valores mostrados en la tabla. (Fosca, pp. 14)<sup>13</sup>.

La fórmula, antes mencionada, provee un valor de referencia del calor de aporte, en función del voltaje, amperaje, la velocidad de soldadura.

#### b) Temperatura de precalentamiento.

La temperatura a la cual el metal ha de ser precalentado antes de soldar.

#### c) Geometría de la soldadura.

La geometría de la soldadura incluye el espesor de la pieza, la forma y dimensión del depósito de soldadura, además del ángulo entre las piezas a unir.

#### d) Propiedades térmicas del material.

Específicamente relacionado con la conductividad térmica del material.

- 1.- Cuanto más baja sea la conductividad térmica, más pronunciada será la distribución de temperaturas máximas. En otras palabras, la zona afectada térmicamente será menor.
- 2.- Cuanto más alta sea la conductividad térmica del metal, más rápido se enfriará después de la soldadura.
- 3.- Cuanto más alta sea la conductividad térmica, más corto será el tiempo de exposición a elevada temperatura

**e) Diámetro del electrodo.**

Para un diámetro mayor de electrodo se requerirá, mayor aporte de calor para fundirlo. Este factor es de importancia secundaria, pero influye en el tamaño de la fuente de calor.

Finalmente, se debe tener en cuenta que determinados rangos de temperatura provocan en el metal transformaciones microestructurales que afectan las propiedades mecánicas de la unión soldada. Generalmente, para el caso de los aceros, los cambios metalúrgicos se producen tras la exposición a temperaturas entre la crítica inferior (723 °C ) y la temperatura de fusión (1480°C). Cuando se realiza una soldadura, las regiones de la pieza que alcancen valores entre los límites arriba indicados, experimentarán cambios significativos en su microestructura y por lo tanto en las propiedades mecánicas.

## **1.6.- Solidificación en la soldadura.**

Para el caso de los aceros, la solidificación del metal soldado controla cuatro aspectos, el tamaño y la forma de los granos, la microsegregación, además de los defectos propios de la soldadura como porosidad y fisuras en caliente (David, 2001)<sup>14</sup>.

En este punto se revisarán las principales características de este fenómeno.

### **1.6.1.- Crecimiento epitaxial.**

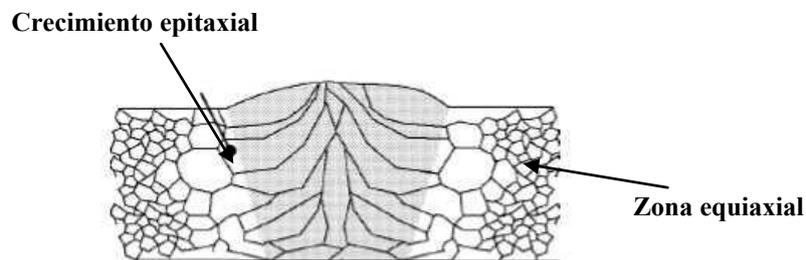
La mayor parte de los principios aplicados en la fundición de piezas se han aplicado al fenómeno de la solidificación del metal soldado, por ejemplo: nucleación y crecimiento, microsegregación, etc. Aunque existen varias similitudes, se presentan varias diferencias (aparte del mayor tamaño de las piezas y las menores tasas de enfriamiento en las fundiciones) entre ellas, la principal es el fenómeno del crecimiento epitaxial (ASM, 1994)<sup>15</sup>.

La formación de los cristales sólidos en la fundición de piezas, sigue una nucleación heterogénea, necesitando de agentes nucleantes como las paredes del molde. Estas paredes actúan como sitios adecuados para acelerar la nucleación y reducir la energía libre de barrera o el radio crítico de un núcleo sólido. En cambio, en la soldadura está generalmente aceptado que el fenómeno de la solidificación ocurre con una pequeña o ninguna barrera de nucleación. Por lo que, no se requiere de un significativo subenfriamiento del líquido para la nucleación del sólido. La solidificación ocurre espontáneamente por el crecimiento epitaxial de los granos parcialmente

fundidos. Los depósitos de soldadura, por lo tanto, comienzan la solidificación con el crecimiento epitaxial de ferrita columnar, a altas temperaturas, desde el metal base hacia la línea de centro de la soldadura. Este crecimiento se caracteriza por ser anisotrópico, debido a que los granos crecen en dirección del flujo de calor.

La ferrita- $\delta$  sufre transformaciones en estado sólido a austenita cuando la temperatura disminuye. La austenita nuclea en los límites de grano de la ferrita y desarrolla una estructura de grano austenítico del tipo columnar, los cuales se asemejan fuertemente a los granos de ferrita en el inicio de la solidificación.

La forma de los granos columnares son como prismas hexagonales, los cuales típicamente tienen 100  $\mu\text{m}$ . de ancho por 500  $\mu\text{m}$ . de longitud, esta estructura es completamente diferente de una estructura equiaxial, ver figura 1.19 (ASM,1994)<sup>15</sup>.



**Figura 1.19 Muestra el crecimiento columnar de los granos desde la línea de fusión**

La solidificación no ocurre bajo condiciones de equilibrio, es decir bajo condiciones de enfriamiento o calentamiento lentas. Esto hace que la estructura de solidificación sea no-homogénea, es decir no se tiene una sola fase en particular, sino la presencia de ferrita delta y austenita.

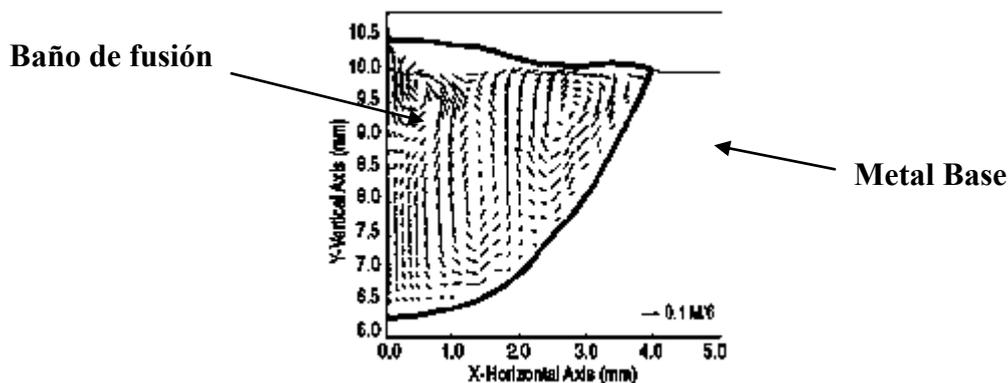
### 1.6.2.- El baño de fusión.

Otro aspecto relevante de la solidificación del metal soldado es el baño de fusión, debido a que la geometría o la forma del baño de fusión controla la estructura del grano columnar y el proceso de crecimiento dendrítico (Vitek, 2003)<sup>16</sup>.

Durante el crecimiento epitaxial las condiciones para el crecimiento serán óptimas cuando la dirección preferencial  $\langle 001 \rangle$  coincida con el flujo de calor, es decir, aquellos granos que se encuentren preferentemente orientados y alineados con la dirección del flujo de calor, serán favorecidos en su crecimiento, iniciándose un crecimiento competitivo o selectivo. En el caso de los metales con estructuras cristalinas BCC (ferrita) y FCC (austenita) la dirección de crecimiento preferencial es  $\langle 001 \rangle$ .

En los metales con estructura FCC (austenita), la dirección  $\langle 001 \rangle$  es la que conduce la solidificación de cada grano, la razón está en que los planos más densos  $\{111\}$  localizados simétricamente alrededor de los ejes  $\langle 001 \rangle$ , requieren de mayor tiempo para solidificar.

La geometría del baño de fusión está influenciada principalmente por la velocidad de pase en la soldadura. Otros factores que influyen el tamaño y la forma del baño son: las condiciones térmicas en la zona de fusión y la dinámica del líquido en el baño de fusión. Por ejemplo, en los procesos de soldadura por arco, un flujo del tipo convectivo, en el baño de fusión, determina la penetración en la soldadura (figura 1.20). En la actualidad, se están desarrollando modelos computacionales acoplando los factores antes mencionados. La finalidad no es sólo determinar la geometría del baño de fusión, sino también los gradientes térmicos y tasas de enfriamiento críticas para determinar la morfología de solidificación (Vitek, 2003)<sup>16</sup>.



**Figura 1.20** Dinámica del líquido en el baño de fusión, en un acero inoxidable, modelo calculado después de 25 segundos de iniciado el arco. Fuente: Vitek, 2003<sup>16</sup>

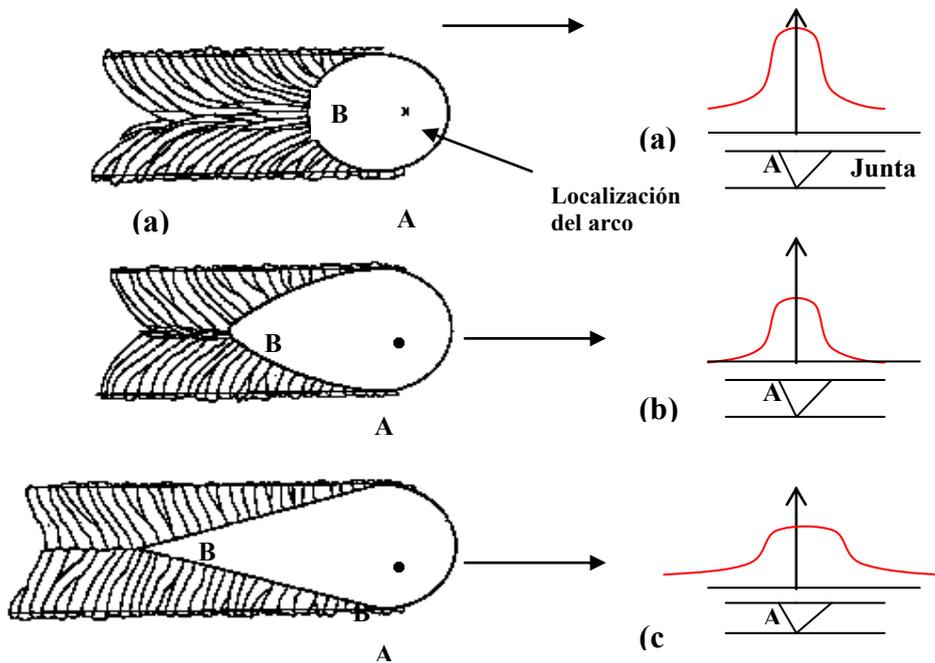
Como se mencionó anteriormente, la velocidad de pase en la soldadura, es uno de los principales factores que influyen la forma del baño de fusión, esta relación se detalla a continuación (ASM, 1994)<sup>15</sup>.

Si la soldadura se desarrollara a baja velocidad, el baño de fusión sería elíptico, según como se muestra más adelante en la figura 1.21 a). Los granos del tipo columnar crecen en la dirección del gradiente térmico, debido al movimiento de la fuente de calor (arco), creciendo epitaxialmente desde el metal base hacia el arco. El máximo gradiente de temperatura se mueve perpendicular al baño de fusión y está cambiando constantemente  $90^\circ$ , conforme el arco avanza durante la soldadura. Por lo tanto, los granos deben crecer desde la posición A y desplazarse continuamente hacia la posición del arco.

La forma del baño de fusión tiende a ser más elongada, con el incremento de la velocidad. En la figura 1.21 b), la dirección del gradiente de máxima temperatura es perpendicular a la interfaz de soldadura en las posiciones A y B. Sin embargo, dado a que el baño de fusión se desplaza una mayor distancia detrás del arco (hasta B), el gradiente de temperatura será menor respecto de A por lo tanto, los granos columnares no giran demasiado como en el caso del baño de fusión de forma elíptica.

Finalmente, el baño de fusión toma una forma alargada, para altas velocidades de soldadura, las cuales son práctica común en la soldadura comercial. El baño de fusión es alargado y está más alejado del arco y de la dirección del gradiente de máxima temperatura. Como resultado los granos crecen desde el metal base y convergen

abruptamente en la línea de centro de la soldadura con un pequeño cambio en la dirección, ver figura 1.21 c).



Velocidad de soldadura a) baja, b) intermedia, c) alta.

**Figura 1.21 Comparación de las formas del baño de fusión. Fuente: ASM<sup>15</sup>**

La geometría del tipo alargada tiene una baja resistencia al agrietamiento en caliente en la línea de centro, debido a que las impurezas, de bajo punto de fusión, son más solubles en estado líquido que en sólido, y tienden a segregarse en la línea de centro. Este tipo de geometría ocurre en soldaduras del tipo comercial, debido a que utilizan métodos con gran aporte de energía y altas velocidades en las pasadas, por ser el método más efectivo en costo.

Otro fenómeno propio de la soldadura y que no puede evitarse es el de la microsegregación, debido a las condiciones de no-equilibrio propias del proceso.

### 1.6.3.- Células dendríticas y microsegregación.

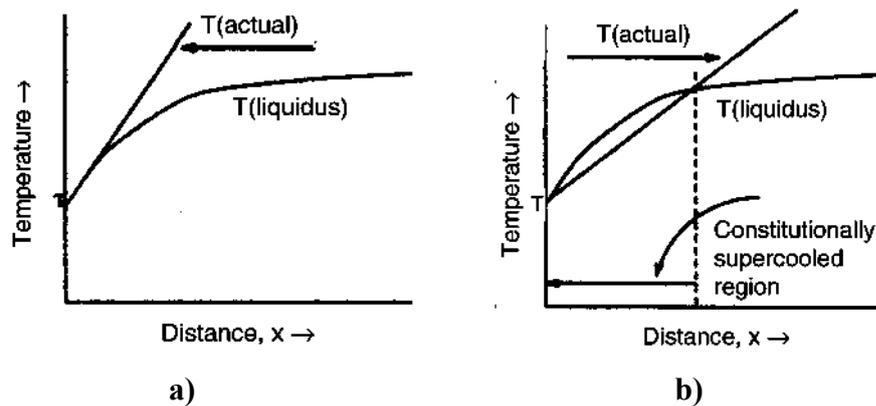
Varios investigadores, desarrollaron los principios básicos de la solidificación hace buen tiempo. Entre ellos tenemos a Chalmers (1964), Flemings (1974), Kursh y Fischer (1984) (ASM, pp. 30.1)<sup>15</sup>.

La estructura de solidificación está determinada por la morfología de los cristales sólidos, la cual es resultado de la estabilidad de la interfaz sólido-líquido. La estabilidad de la interfaz depende de la velocidad de la interfaz (sólido-líquido) y del gradiente de temperatura. Kursh y Fishser demostraron la presencia de las distintas morfologías con los dos parámetros antes mencionados.

La morfología de los cristales sólidos puede ser: planar, celular o dendrítica. Asimismo, ésta puede cambiar siguiendo la anterior secuencia, conforme el gradiente de temperatura ( $G$  °C/cm) y la velocidad ( $v$ ) de la interfaz (sólido-líquido) o tasa de crecimiento ( $R$  cm/s) de la interfaz se incrementan (David, 2003)<sup>16</sup>.

Para poder comprender las distintas morfologías, que pueden presentarse durante la solidificación de metales soldados, es necesario comprender la teoría del sobreenfriamiento constitucional.

En el caso de un metal, un gradiente térmico positivo conduce a la estabilidad del frente de solidificación (figura 1.22 a) ) y un gradiente térmico negativo conduce a la inestabilidad del frente de solidificación, es decir si la distribución real de la temperatura a continuación de la interfaz sólido-líquido, es menor que la temperatura del *liquidus*, ocurre un sobreenfriamiento constitucional, ver figura 1.22 b) (David,2003)<sup>16</sup>.

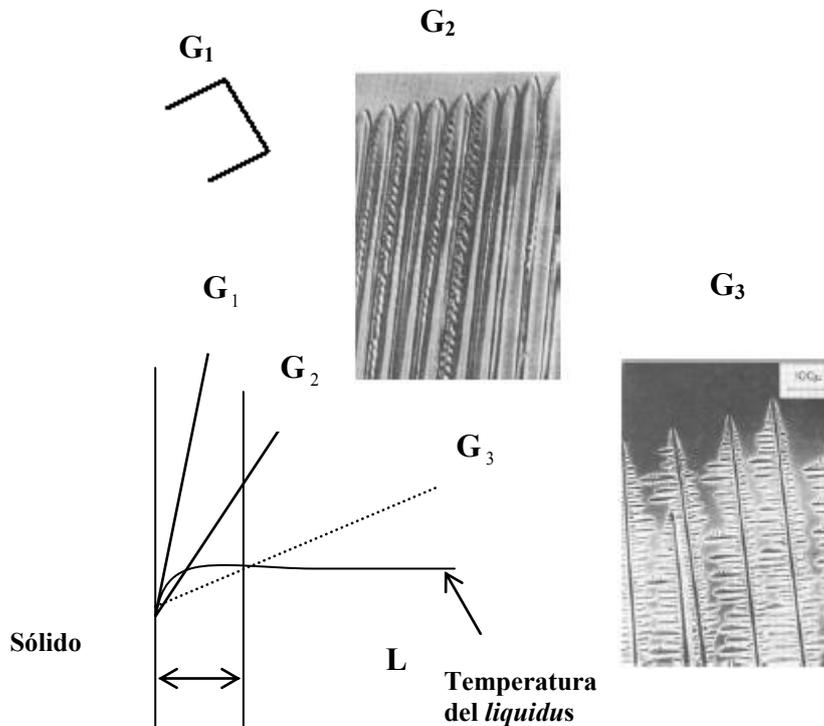


**Figura 1.22 Estabilidad del frente de solidificación sólido-líquido. Fuente: ASM<sup>15</sup>.**

Sobreenfriamiento significa que el líquido enriquecido en soluto, a continuación de la interfaz sólido-líquido, se ha enfriado debajo de la temperatura del liquidus. De otro lado, constitucional, indica que el sobreenfriamiento ha originado además un enriquecimiento en la composición en la interfaz sólido-líquido, a medida que la solidificación progresa va disminuyendo la temperatura y cambiando la

composición de la fase líquida hasta llegar al equilibrio con la fase sólida (ASM, pp. 30.4)<sup>15</sup>.

Como se mencionó anteriormente, dependiendo de las condiciones de  $G$  y  $v$ , el crecimiento de la interfaz puede presentarse como una estructura planar, celular o dendrítica. Ver figura 1.23.



**Figura 1.23 Efecto del gradiente térmico sobre la morfología en la solidificación,  $G_1$  crecimiento planar;  $G_2$  crecimiento celular;  $G_3$  crecimiento dendrítico celular. Fuente : ASM<sup>15</sup>**

Para gradientes de temperatura muy altos  $G_1$ , el sobreenfriamiento constitucional no ocurre y la estructura granular en el metal soldado es del tipo planar, por lo tanto la interfaz metal base-soldadura es difícil distinguirla.

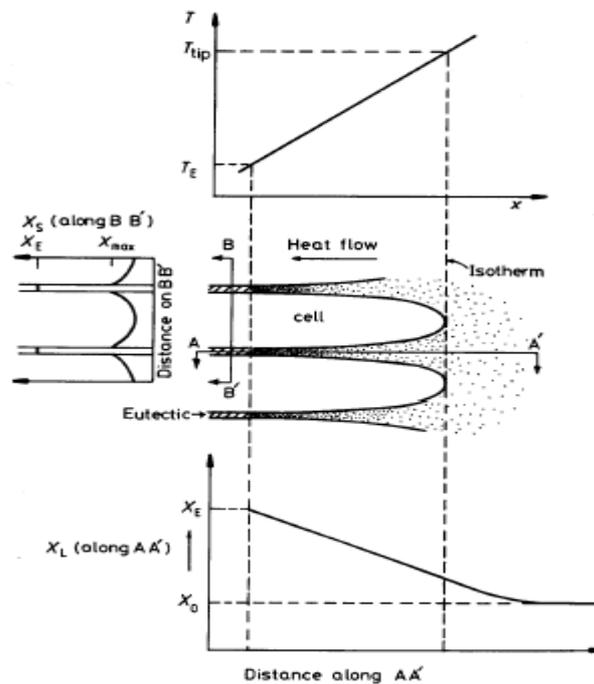
Cuando el gradiente de temperatura disminuye ligeramente a  $G_2$ , al romperse la estabilidad de la interfaz, cualquier protuberancia del metal sólido a continuación de la frontera sólido-líquido, crecerá más rápido que el resto debido a que el sólido está creciendo en líquido sobreenfriado. Esto origina una estructura del tipo celular, la cual se desarrolla en cada grano de crecimiento epitaxial. El líquido sobreenfriado a continuación de cada célula contiene mayor contenido de soluto (elementos de aleación) que el núcleo de la célula.

Si el valor del gradiente de temperatura disminuye a G3, el sobreenfriamiento constitucional llega a extenderse originando una estructura del tipo dendrítico (ASM, pp. 30.5)<sup>15</sup>.

Microscópicamente, las células se presentan como incrustaciones de forma alargada. Las dendritas son más desarrolladas que las células y tienen una forma parecida a un árbol, el tallo principal se llama brazo primario dendrítico y las ramas ortogonales se llaman brazos secundarios dendríticos. Es importante señalar que cada grano de geometría columnar puede contener una subestructura de solidificación. Además, los núcleos de las células y los brazos de las dendritas tienen una alta temperatura del *solidus* y contienen menos soluto que las regiones intercelulares e interdendríticas.

En la actual práctica de la soldadura, la microsegregación celular o interdendrítica es virtualmente imposible de evitar, a menos que el metal soldado sea un elemento puro. La microsegregación ocurre cuando el líquido subenfriado, solidifica entre las regiones interdendríticas; asimismo, se caracteriza por una diferencia en la composición química entre el núcleo y las periferias de las células individuales y de las dendritas. Ver figura 1.24 (ASM, pp. 30.5)<sup>15</sup>.

Aunque, en la superficie del metal soldado la composición es homogénea, las células y dendritas siempre presentan un modelo de microsegregación que se desarrolla bajo las condiciones de no equilibrio propias de la soldadura.



**Figura 1.24 Variación de la composición a lo largo de la región intercelular corte A-A' y a través del núcleo hacia la periferia región B-B'. Fuente: ASM<sup>15</sup>.**

Generalmente las subestructuras de solidificación pueden ser caracterizadas por la combinación de los parámetros  $G/R$ . Se ha demostrado que para un alto valor de  $G/R$  combinado con una aleación muy diluida, resultará una subestructura de solidificación del tipo planar. A su vez, un bajo  $G/R$  y una alta concentración del soluto, producirá una estructura columnar dendrítica, la cual está fuertemente segregada.

Las estructuras del tipo columnar dendríticas y equiaxiales dendríticas son poco comunes en la práctica de la soldadura. En la práctica, las subestructuras celulares y celular dendríticas son las más comunes.

Es difícil controlar los parámetros  $G$  y  $R$  separadamente en la práctica de la soldadura. Los valores relativos de  $G$  y  $R$  determinan la morfología de solidificación para una aleación de una composición  $C$  y un coeficiente de partición  $k$  fijos. El coeficiente de partición,  $k$ , es un índice del potencial de segregación de una aleación.

$$k = \frac{C_s}{C_l}$$

Donde  $C_s$  es el contenido de soluto del sólido en la interfaz sólido-líquido y  $C_l$  es el contenido de soluto del líquido en la interfaz sólido-líquido.

El valor  $G/R$  determina la morfología en la solidificación. Por su parte la velocidad de enfriamiento, en términos del parámetro  $GR$  (taza de solidificación o velocidad de enfriamiento en unidades de  $^{\circ}C/s$ ) determina el tamaño y el espaciamiento de células y dendritas. En la mayoría de los metales, la resistencia, la ductilidad y la tenacidad son superiores cuanto menor son los espacios entre dendritas, favoreciéndose además la facilidad de ser tratados térmicamente (ASM, pp.30.5)<sup>15</sup>.

## **CAPITULO II**

### **Metalurgia de la soldadura en los aceros inoxidable austeníticos**

Este capítulo abarca el estudio de los principales problemas que presentan los aceros austeníticos durante la soldadura. Previamente se realiza un estudio de la solidificación y relaciones entre fases en el sistema Fe-Cr-Ni. La finalidad es de comprender mejor cómo influye la temperatura y la composición química de las distintas aleaciones en los cambios microestructurales que puedan presentarse durante la soldadura. Además, permitirá entender los posibles modos de solidificación y microestructura de los aceros austeníticos soldados.

Los aceros austeníticos presentan tres problemas asociados al proceso de soldadura:

- 1) Sensitización.
- 2) Formación de la fase sigma.
- 3) Fisuración en caliente, conocido como hot cracking

En la parte final del capítulo, se tratará acerca de los diagramas de composición utilizados generalmente para predecir la microestructura en la unión soldada, y el contenido de ferrita deseable en el metal de aporte. También, se determinarán las consideraciones para la soldabilidad de los aceros austeníticos entre ellos: 304, 316, 316L.

### 2.1.- Solidificación-relaciones entre fases presentes en el sistema Fe-Cr-Ni.

Para comprender el mecanismo de solidificación, en la soldadura de aceros inoxidables, es necesario un estudio del diagrama de fases Fe-Cr-Ni. Las proyecciones líquido y sólido del diagrama ternario Fe-Cr-Ni, junto con sus constituyentes binarios (Fe-Cr, Cr-Ni, Fe-Ni) se muestran en la figura 2.1 (Shankar, pp. 360)<sup>17</sup>.

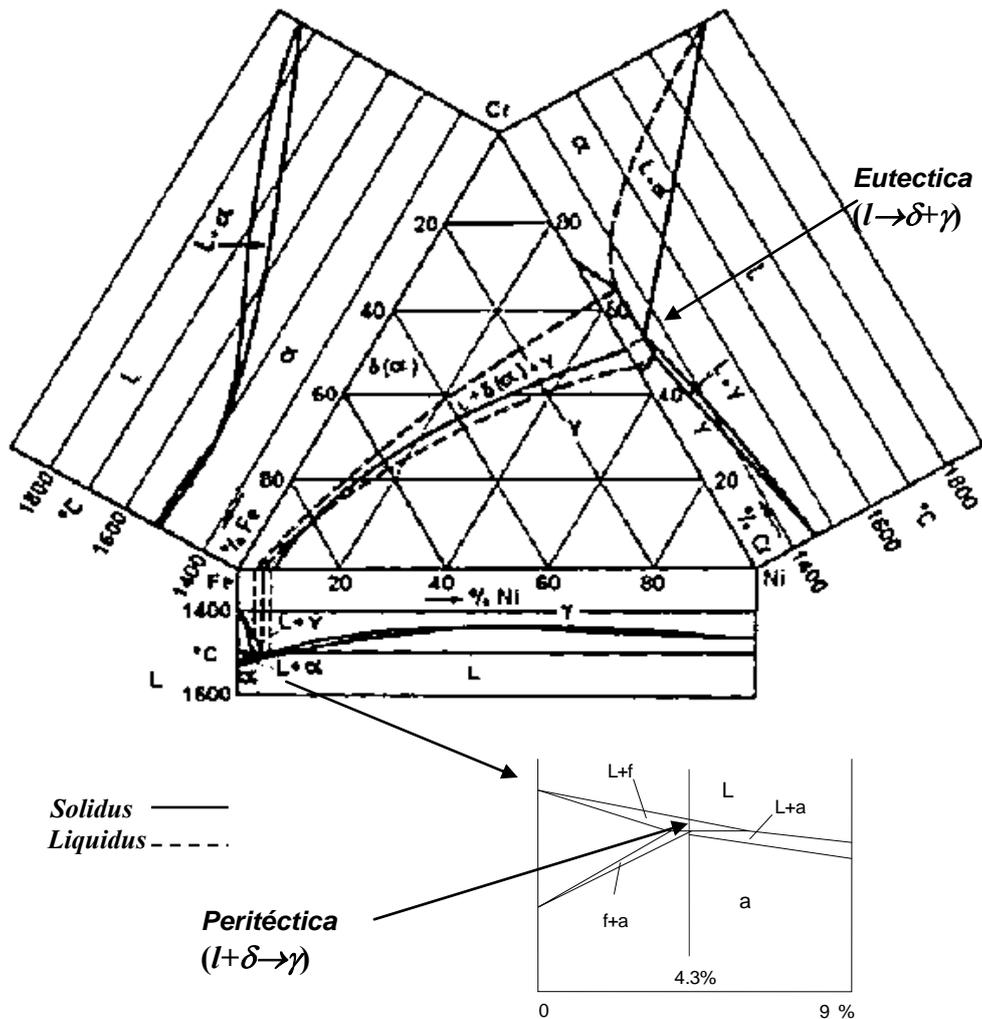


Figura 2.1. Proyecciones del *liquidus* y *solidus* en el sistema Fe-Cr-Ni, junto con sus constituyentes binarios. Fuente: Folkhard<sup>18</sup>.

El sistema Fe-Cr es isomorfo (presenta una sola fase  $\alpha$ ) a temperaturas por debajo del rango de solidificación hasta temperatura ambiente. El diagrama Cr-Ni presenta una reacción eutéctica a 1345 °C y al 49% de níquel. En el sistema Fe-Ni, la fase ferrita delta forma un corto loop peritético en el lado del Fe (fig. 2.1), después el sistema es completamente soluble hasta el 100% de níquel. Debido a esta reacción, la proyección líquido en el diagrama ternario empieza en la reacción peritética en el diagrama Fe-Ni ( $l$  (líquido) +  $\delta$  (ferrita)  $\rightarrow \gamma$  (austenita)) y se dirige hacia la reacción

eutéctica ( $l \rightarrow \delta + \gamma$ ) en el sistema Cr-Ni. En la zona del cromo y níquel enriquecido la reacción eutéctica ternaria ocurre a aproximadamente a los 1300°C para el 49% Ni y 51% Cr.

La primera fase en solidificar (austenita o ferrita), se determina por la posición de la aleación con respecto a la línea del *liquidus* (temperatura de inicio de la solidificación), ya sea en el campo de la austenita ( $\gamma$ ) o ferrita ( $\delta$ ) y de acuerdo a la composición puede experimentar una reacción peritética o eutéctica.

La transición desde la reacción peritética hacia la eutéctica en las aleaciones Fe-Cr-Ni ocurren para el 17,2% de cromo y 11,9% de níquel<sup>19</sup>. Bajo condiciones de equilibrio la reacción peritética ocurre para composiciones mayores al 75% de Fe. Sin embargo, experimentos han revelado que esta reacción puede ocurrir para composiciones muy aleadas probablemente debido a la microsegregación. Como regla general podemos decir que, composiciones poco aleadas, como el tipo AISI 304, tienden a experimentar la reacción peritética ( $l + \delta \rightarrow \gamma$ ); mientras que los grados más aleados, AISI 316 y 310, tienden a la reacción del tipo eutéctica (Shankar, pp.362)<sup>17</sup>.

Se cree que la ocurrencia de la reacción peritética es importante desde el punto de vista del agrietamiento en caliente, en la soldadura. Una reacción peritética provoca una interfaz de dos fases líquido+ferrita = austenita, por lo que se contará con dos fases en contacto con líquido. Esto disminuye la "adherencia" de líquido en los límites de granos heterogéneos, lo cual retardaría la formación de microfisuras (Shankar, pp.362)<sup>17</sup>

La mayoría de aceros inoxidables comerciales tienen en su composición entre el 50 y 70 % de hierro (Fe).

Como se trató en el punto 1.2, los aceros austeníticos son aleaciones con diversos elementos de aleación (sistema multicomponente), por lo que la región del 60-70% del hierro (figura 2.2, pág. siguiente), provee una visión bastante cercana del comportamiento metalúrgico de estos aceros. Este diagrama permite describir los distintos modos de solidificación que pueden ocurrir en los aceros austeníticos, teniendo en cuenta los principales elementos de aleación sobre el eje horizontal (cromo y níquel) y verticalmente la temperatura.

Por ejemplo, para una aleación de 30% Cr, 10% de Ni, 60% de hierro, el diagrama predice que la aleación solidifica primero como ferrita. Conforme disminuye la temperatura, pasa del campo monofásico ferrita a la región bifásica austenita-ferrita ( $\delta + \gamma$ ). Así, la microestructura resultante en la zona de fusión será un mix entre austenita y ferrita. Es importante señalar que, al disminuir la temperatura, disminuye la estabilidad térmica de la ferrita transformándose en austenita. Además, debido a las condiciones de no equilibrio (enfriamiento rápido), propias de la soldadura, se presenta un determinado porcentaje de ferrita retenida a temperatura ambiente. Este porcentaje generalmente está determinado por la composición de la aleación.

Existen cuatro modos de solidificación: Austenítico (A), austenítico primario (AF), ferrítico primario (FA) y ferrítico (F). Los rangos aproximados de la composición en los cuales ocurren estos modos se tratarán en el punto 2.1.1.

Las aleaciones que solidifican en el modo A presentan una sola fase a temperatura ambiente, mientras que aquellas que se encuentran cerca del ring peritético ( $l+\delta+\gamma$ ) solidificarán en el modo austenítico primario AF, formando ferrita eutéctica.

Las composiciones que solidifican en los modos FA, F, pasan a través de la región bifásica ( $\delta+\gamma$ ) aproximadamente a 1300°C, ingresando nuevamente al campo de la austenita, por ejemplo: 25 %Cr, 10% Ni, 60% Fe. Esto se debe a la asimetría del campo bifásico, donde están presentes las dos fases (austenita, ferrita), hacia el lado enriquecido en cromo, tal como se aprecia en la figura 2.2.

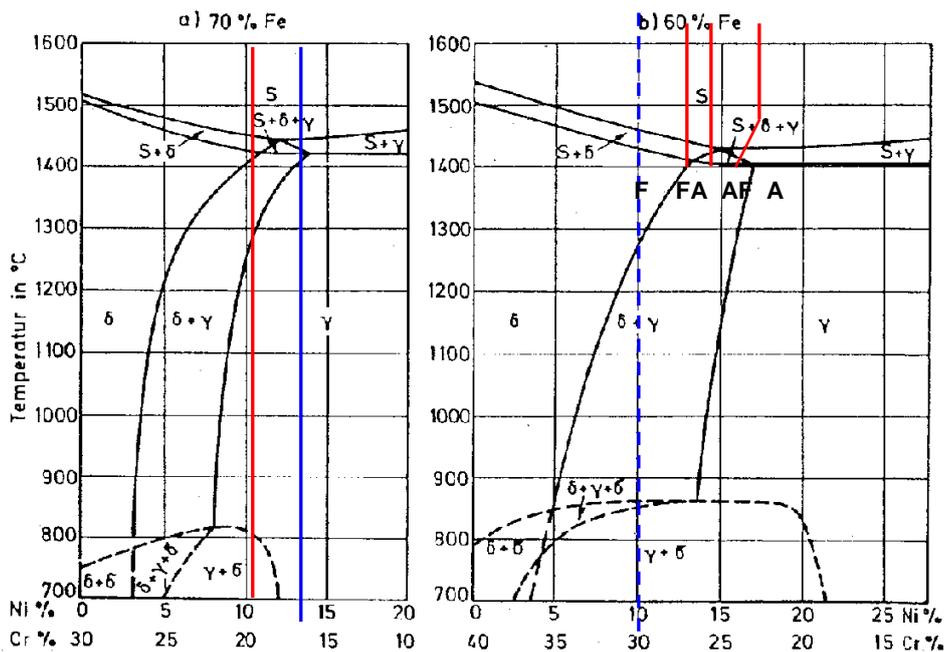


Figura 2.2 Diagrama de constitución Fe-Cr-Ni para el hierro al 70% y 60%

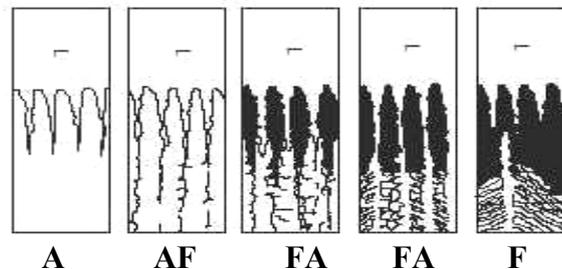
Fuente: Nassau<sup>20</sup>

Aleaciones como los tipos **AISI 304** (18 %Cr, 8 %Ni) y **316** (16-18%Cr, 10-14 %Ni), presentan los modos de solidificación FA, AF respectivamente (ver figura 2.2 al 70% Fe). Sin embargo una ligera diferencia en la composición ocasionaría un cambio del modo de solidificación. También se observa que, después de pasar por el campo bifásico ( $\gamma+\delta$ ), podrían sufrir transformaciones en estado sólido a una estructura completamente austenítica. Para altos porcentajes de cromo sobre níquel, la microestructura a temperatura ambiente podría retener considerable cantidad de ferrita, como por ejemplo en los aceros austeno-ferríticos (Shankar, pp.362)<sup>17</sup>.

### 2.1.1. - Solidificación en aceros inoxidables soldados.

La microsegregación es un fenómeno que no puede evitarse durante la soldadura. Este fenómeno provoca cambios en las fases resultantes de la solidificación, además de alterar sus composiciones.

La microsegregación de los principales elementos (Cr, Ni) en los aceros inoxidables soldados, se ha investigado por Koseky<sup>21</sup>. Teniendo en cuenta los diferentes modos de solidificación se puede comentar que, en los aceros con modo de solidificación austenítico, las regiones interdendríticas están ligeramente enriquecidas en cromo y níquel. Para el modo de solidificación austenítico-ferrítico (AF), la austenita solidifica primero y la ferrita delta se forma del líquido retenido entre las dendritas de austenita, presentando un significativo enriquecimiento de cromo y carencia de níquel. Cuando los modos FA y F toman lugar, el núcleo dendrítico está significativamente enriquecido en cromo y carente de níquel. Los núcleos de ferrita en las zonas ricas en cromo y carentes de níquel se presentan como una fase en no-equilibrio. La segregación del cromo a ferrita y del níquel a austenita juega un rol principal en estabilizar la ferrita en la subsiguiente transformación en estado sólido (posterior a la solidificación). Tal como se comentó anteriormente, la austenita crece dentro de la fase ferrita delta, provocando una disminución de la fracción en volumen de ferrita. A temperatura ambiente la estructura será austenítica con un pequeño volumen de ferrita delta.



**Figura 2.3 Representación esquemática de los modos de solidificación en los aceros austeníticos. Fuente: Shankar<sup>17</sup>**

En los modos de solidificación AF y F, el 70-100% de ferrita delta podría formarse al final de la solidificación, donde la ferrita se transforma casi completamente a austenita en estado sólido durante el enfriamiento. En los aceros austeníticos la cantidad de ferrita retenida puede variar desde pequeños porcentaje a valores tan altos como 15-20%. Esto se debe por dos factores. Primero al modelo de segregación del cromo y níquel posterior a la solidificación. Segundo, a las rápidas tasas de enfriamiento durante la soldadura. En la figura 2.3 se observa una representación esquemática de los cinco modos de solidificación.

#### **2.1.1.1. - Equivalencia: cromo y níquel equivalente.**

Existen varios trabajos de investigación enfocados a predecir los modos de solidificación y la cantidad de ferrita delta de los aceros inoxidables. Es decir se enfocan en el efecto de la composición química en la ocurrencia de los distintos modos de solidificación a partir de los conceptos del cromo y níquel equivalente. Más adelante en el punto 2.5 se hace un repaso de los principales diagramas de composición.

Los conceptos del cromo y níquel equivalente, representan una suma ponderada de los elementos estabilizadores de ferrita (Cr, Mo, Si, Nb) y de los

elementos estabilizadores de austenita (Mn, N, C, Cu) respectivamente, determinados en función de los elementos de aleación y la observación directa de la microestructura post-soldada. Existen varias fórmulas para predecir los modos de solidificación, las cuales difieren de acuerdo a la metodología empleada por los investigadores.

Hammar y Svensson<sup>22</sup>, desarrollaron experimentos templando un gran número de aleaciones desde la temperatura de fusión para congelar la estructura que prevalece justo después de la solidificación.

Las fórmulas equivalentes (cromo y níquel equivalente) para predecir el modo de solidificación según Hammar y Svensson son:

$$Cr_{eq} = Cr + 1,37Mo + 1,5Si + 2Nb + 3 Ti.$$

$$Ni_{eq} = Ni + 0,31Mn + 22C + 14,2 N + Cu.$$

De acuerdo a estas fórmulas, la transición del modo AF al modo FA ocurre para un ratio de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  de aproximadamente 1,5-1,55. Asimismo, en un extenso trabajo desarrollado por Suutala & Mossio<sup>23</sup>, donde se estudió el modo de solidificación para un gran número de aleaciones, se comprobó que las fórmulas anteriormente descritas predicen el modo de solidificación satisfactoriamente.

Para coeficientes  $Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,55$ , el modo de solidificación es austenítico o austenítico-ferrítico. Asimismo, para valores desde  $1,55 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 2$  el modo es ferrítico-austenítico o ferrítico primario y para valores  $Cr_{eq}/Ni_{eq} > 2$  el modo de solidificación es ferrítico.

En otro trabajo realizado por Kujanpää<sup>24</sup>, basándose en los equivalentes de Schaeffler se obtuvo lo siguiente:

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 1,5Si + 1,5Nb .$$

$$Ni_{eq} = 30C + Ni + 0,5Mn.$$

Este investigador determinó que cuando el ratio  $Cr_{eq}/Ni_{eq} \leq 1,48$ , pueden presentarse los modos austenítico o austenítico-ferrítico y si el ratio se encuentra entre 1,48 y 1,95 ocurre un modo ferrítico primario o ferrítico-austenítico (Murugan, pp. 400)<sup>25</sup>.

Otro de los trabajos importantes es el desarrollado por Kotecki y Sievert<sup>26</sup>, las fórmulas equivalentes (WRC-92) para el cromo y níquel son:

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 0,7Nb .$$

$$Ni_{eq} = 35C + 20Ni + 0,25Cu$$

Según las fórmulas antes mencionadas, en procesos convencionales de soldadura, como GTAW y SMAW, el cambio en el modo de solidificación de austenita primaria (AF) a ferrita primaria (FA), ocurre para un ratio  $Cr_{eq}/Ni_{eq} \sim 1,4-1,5$  (valores ligeramente menores a 1,5). Para valores de  $1,5 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,9$  se presenta el modo FA

y aleaciones con valores de  $Cr_{eq}/Ni_{eq} > 2$  presentan un modo de solidificación ferrítico (Welding handbook)<sup>27</sup>.

Para predecir los modos de solidificación pueden utilizarse las fórmulas de Hammar y Svensson o los equivalentes WRC-92. Dichas fórmulas muestran buena confiabilidad al comparar los modos estimados con los observados “in situ”. La técnica de la soldadura podría tener algún efecto sobre el modo de solidificación, si afecta la composición del metal soldado, ya sea por efecto de la dilución o por los gases de protección empleados en la soldadura; sin embargo, es importante señalar que el modo de solidificación está principalmente determinado por la composición de la aleación (N Suutala)<sup>28</sup>.

La microestructura final del metal soldado es el resultado del mecanismo de solidificación combinado con la transformación en estado sólido de ferrita–austenita durante el enfriamiento. Tal como se comentó anteriormente, la solidificación puede presentarse en el modo ferrítico primario o austenítico primario, dependiendo de la composición de la aleación; sin embargo, otro de los factores que pueden ejercer influencia en el modo de solidificación, es la tasa de enfriamiento. Altas tasas de enfriamiento ocasionan un cambio en el modo de solidificación de ferrítico primario a austenítico primario (David, 2001)<sup>29</sup>.

Durante el enfriamiento disminuye la estabilidad térmica de la ferrita con la disminución de la temperatura, transformándose en austenita por difusión controlada (disminución del volumen de ferrita). Sin embargo, esta transformación puede ser afectada por cambios en la tasa de enfriamiento. Este fenómeno generalmente se ha presentado en procesos de soldadura de gran aporte de calor, como soldadura láser o haz electrónico.

Las tasas de enfriamiento propias de la soldadura por arco se encuentran en el orden de  $10\text{-}10^3$  °C/s, en cambio en la soldadura láser o haz electrónico están en el rango de  $10^4\text{-}6.10^7$  °C/s (Iamboliev, 2003)<sup>30</sup>.

Vitek ha desarrollado un modelo para predecir el contenido final de ferrita para aceros austeníticos y aceros dúplex, en función de la composición de la aleación y la tasa de enfriamiento. En este modelo se detalla que el cambio en el modo de solidificación de austenítico primario a ferrítico primario, ocurre para una tasa de enfriamiento crítica, la cual favorece a la austenita como la primera fase en solidificar. Es importante mencionar que la tasa de enfriamiento crítica es dependiente de la composición<sup>31, 32, 33</sup>, y es mucho más alta cuanto mayor es la tasa  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  (Vitek, 2002)<sup>34</sup>.

El modo de solidificación y el contenido final de ferrita en la microestructura soldada, son de vital importancia, ya que afectan las propiedades del ensamble soldado y la estabilidad de la ferrita en condiciones de servicio a alta temperatura. Asimismo, el modo de solidificación afecta la susceptibilidad al agrietamiento en caliente. Este tema se detallará en el punto 2.4.

### 2.1.2.- Relación entre el modo de solidificación y microestructura: La transformación ferrita-austenita.

La interpretación y análisis de la microestructura soldada, en los aceros austeníticos, se dificulta por la transformación en estado sólido (debajo de la temperatura del *solidus*) de ferrita-austenita. Las distintas morfologías de ferrita, observadas en la microestructura soldada, pueden interpretarse sólo en términos del modo de solidificación y la subsiguiente transformación en estado sólido (Shankar, pp. 365)<sup>17</sup>.

Es conveniente considerar los cambios en la composición en términos de Creq/Nieq y para este caso nos basaremos en los equivalentes WRC-92. Generalmente, para valores bajos de Creq/Nieq <1,25, se presenta el modo de solidificación austenítico. La fase austenítica solidifica primero y no ocurre ningún cambio microestructural a temperatura ambiente y la ferrita no está presente en la microestructura.

Para valores mayores de Creq/Nieq, aproximadamente menores que 1,4, ocurre el modo de solidificación austenítico primario AF. La austenita solidifica primero y la ferrita está presente en la microestructura como ferrita del tipo intercelular, la morfología de solidificación se caracteriza por ser del tipo celular-dendrítica.

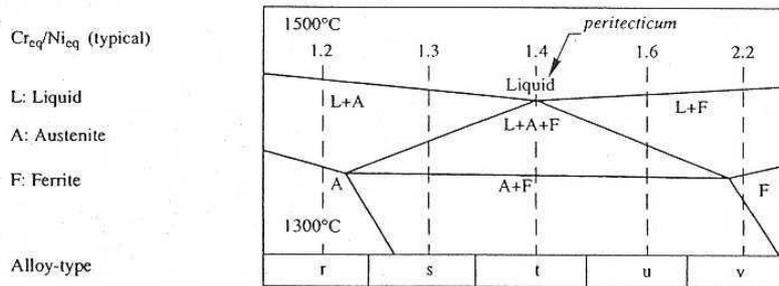
Para altos valores Creq/Nieq (>1,55), en los modos ferrítico-austenítico (FA) o ferrítico (F), durante el enfriamiento, la mayor parte de ferrita se transforma a austenita. La ferrita restante (aquella que se encuentra rezagada en los núcleos dendríticos, enriquecidos en cromo) se presenta como una ferrita del tipo vermicular. Se ha demostrado que la ferrita vermicular se presenta como resultado de una transformación difusional a muy altas temperaturas (1173- 1373° C), bajo condiciones normales de soldadura por arco. Asimismo se ha demostrado que la microestructura a alta temperatura (> 1000 °C) contiene entre 70 y 100 % de ferrita delta.

Para valores muy altos Creq/Nieq (> 2) en los modos FA, F la ferrita es cada vez más estable (mayor cromo equivalente) y la transformación  $\delta \rightarrow \delta + \gamma$  está presente a baja temperatura. Durante esta transformación, dado que la cinética de transformación llega a ser muy lenta, existe una orientación favorable entre los granos del metal base y los de la zona de fusión. Además, la ferrita observada es del tipo lathy y elongada acicular.

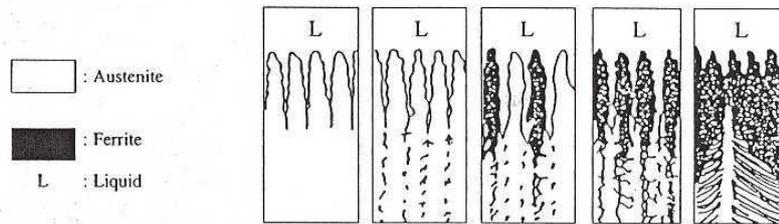
Es importante señalar que morfologías del tipo lathy y vermicular suelen presentarse tanto en el modo ferrítico-austenítico, o ferrítico. La ocurrencia de estas morfologías se atribuyen a variaciones en la tasa de crecimiento. El modo ferrítico-austenítico FA, generalmente tiene una tasa de crecimiento mayor al modo ferrítico F (Iamboiev, 2003)<sup>30</sup>.

A continuación la figura 2.4 muestra la secuencia de solidificación para cinco aleaciones, especificando el modo de solidificación y la morfología de ferrita esperada.

2a: SCHEMATIC Fe-Cr-Ni PHASE DIAGRAM



2b: CRISTALLISATION and TRANSFORMATION



2c: STRUCTURE FORMATION SEQUENCE

Solidification	L L+A	L L+A	L L+A+F	L L+F	L L+F
	- A	L+A+F A+F	- A+F	L+A+F A+F	- F
Solid state evolution		F: reduction	F: reduction	F: reduction	A: formation
Structure at R.T.	A	A+F	A+F	A+F	F+A

Modo de solidificación  
Morfología de ferrita.

A	AF	AF	FA	F
	intercelular	vermicular	vermicular	Lathy elongada- acicular

Ferrita lathy

Ferrita  
vermicular

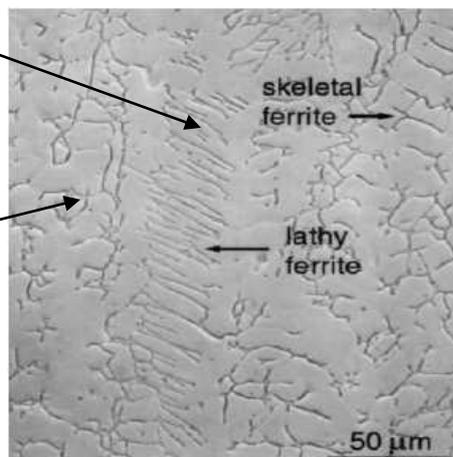


Figura 2.4 Secuencia de solidificación y morfología de ferrita delta. Fuente: Vitek<sup>34</sup>.

## 2.2.- Sensitización.

Uno de los principales criterios para seleccionar un acero inoxidable es su resistencia a la corrosión. Sin embargo, la soldadura puede reducir esta resistencia, en especial en las zonas expuestas al calor, tanto al metal base y especialmente a la zona afectada térmicamente (ZAT).

Al soldar un material, la pieza de trabajo se encuentra expuesta a ciclos térmicos, lo cual provoca cambios del tipo microestructural.

La sensitización se refiere a la pérdida de la resistencia a la corrosión, la cual puede ocurrir si los aceros son enfriados lentamente desde la temperatura de disolución (1100°C) o recalentados en el rango de temperaturas 550 – 850 °C (NIDI. pp. 6)<sup>12</sup>.

La sensitización está asociada con la precipitación de carburos en los límites de grano. El carbono se combina con el cromo para formar carburos de cromo en el borde de los granos, como el  $M_{23}C_6$ . El área adyacente a los carburos tiene menor cantidad de cromo (menor al 11%), evitando que se forme la película protectora de óxido de cromo, perdiendo la resistencia a la corrosión. Cuando la red de carburos de cromo es continua, la envoltura empobrecida en cromo alrededor de los granos puede ser atacada selectivamente. En el peor de los casos, la capa empobrecida en cromo se corroe completamente y los granos se separan del metal base, ocasionando corrosión intergranular. La sensitización también reduce la resistencia a la corrosión de tipo localizada, debido a que existen zonas con mayor concentración en cromo que otras, las cuales son más susceptibles a la corrosión del tipo localizada (Nidi, pp. 8)<sup>12</sup>.

Se dice que las aleaciones están sensibilizadas cuando por soldadura, o tratamientos térmicos, existen áreas empobrecidas en cromo en la zona afectada térmicamente que pueden ser atacadas en ambientes corrosivos. Sin embargo, el comportamiento de un acero inoxidable sensitizado, cuando está expuesto a un ambiente corrosivo, es difícil de predecir. En determinados ambientes los aceros sensitizados pueden satisfacer las condiciones de servicio, sobre todo cuando no están en contacto con soluciones ácidas ( $H_2SO_4$ ,  $HNO_3$ ).

El aspecto exterior del acero que sufre la corrosión intergranular, es en los primeros momentos normal. Con el tiempo los granos poco a poco van perdiendo cohesión, llegando luego, cuando el ataque es muy pronunciado, a agrietarse completamente y a perder incluso su carácter metálico característico. Al ser plegado un material, en el que ha empezado a desarrollarse la corrosión intergranular, aparecen numerosas grietas y fisuras en las zonas más débiles.

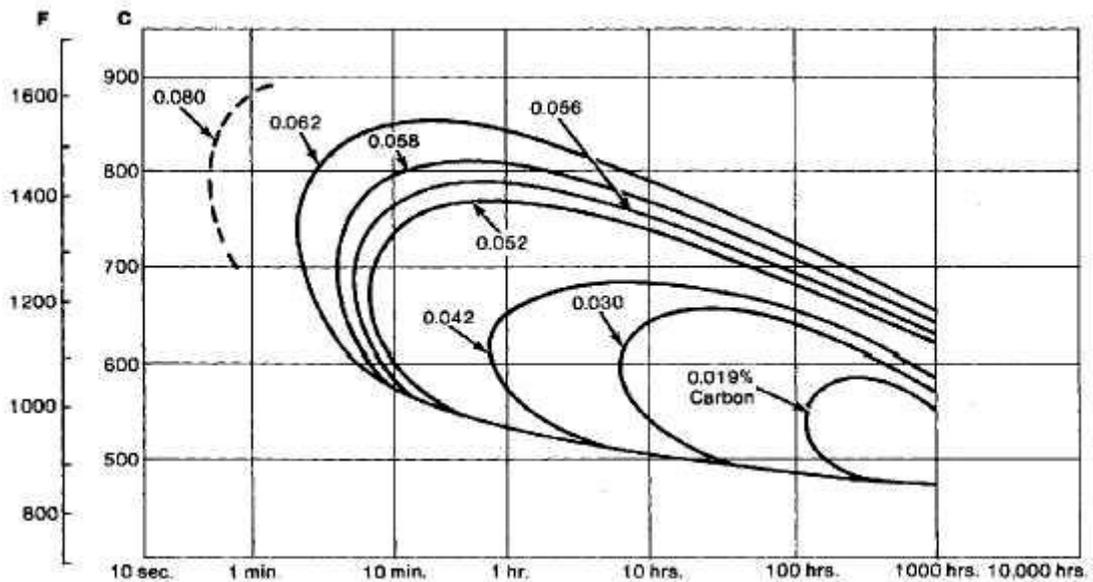
La resistencia eléctrica de un acero atacado por la corrosión intergranular aumenta notablemente, y la medida de esta resistencia eléctrica es uno de los medios más precisos para conocer la importancia del ataque.

El contenido en carbono y el tamaño de grano ejercen una influencia muy destacada en las alteraciones que experimentan estos aceros. Los aceros inoxidables austeníticos, con un porcentaje de carbono inferior a 0.02% para sensitizarse requieren un calentamiento prolongado, en el rango de temperaturas críticas, mayor a 100 horas.

**2.2.1.- Factores que influyen en la forma de producirse la sensitización.**

Una característica importante de un acero austenítico inoxidable, es la susceptibilidad a un importante cambio microestructural, si se expone en el rango de temperaturas entre 550 – 850°C.

La cinética de precipitación de los carburos depende de una serie de factores, los cuales pueden ser ilustrados en la figura 2.5. La temperatura y el tiempo de exposición es un factor, el otro es el contenido de carbono presente en el material. La figura 2.5 ilustra las curvas de inicio de sensibilización tiempo-temperatura para un acero 304, con distintos contenidos de carbono. Las curvas para otros aceros austeníticos son similares. Se dice que una aleación está sensibilizada cuando a una temperatura y tiempo determinado, para un contenido de carbono, se encuentra a la derecha de la curva de % de carbono. Por ejemplo, se aprecia que la aleación con 0,062 %C podría sensibilizarse en un tiempo pequeño de 2 a 3 minutos a 700 °C. Además, para contenidos de carbono de 0,062%, 0,058%, 0,056%, 0,052%, estas aleaciones podrían quedar sensibilizadas antes de los diez minutos, para una temperatura entre los 600-800°C. Por otro lado, el tipo 304 con 0,03% de carbono podría mantenerse entre 595-650°C por 8 horas antes de sensibilizarse, asimismo con un contenido de 0,02%C, la aleación quedaría sensibilizada después de 100 horas, entre los 500-600°C. Esta es una de las razones por las que se prefieren los grados bajos en carbono como el 304L o 316L, debido a que la zona afectada térmicamente no permanece el tiempo suficiente para sensibilizarse, asimismo estos aceros tienen una mayor resistencia a la corrosión intergranular (Nidi, pp. 7)<sup>12</sup>.

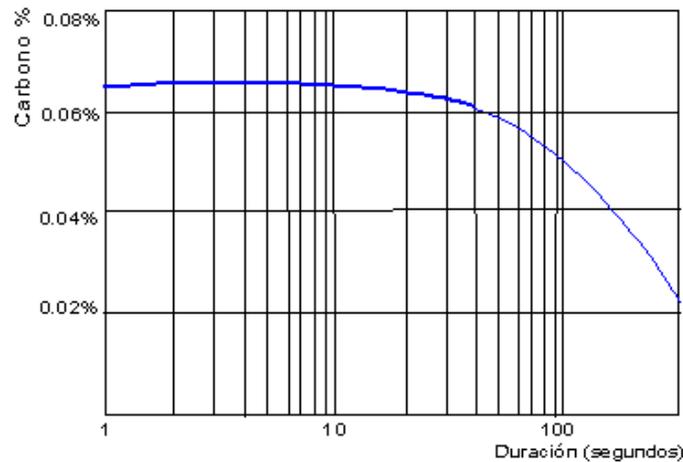


**Figura 2.5 Curvas de tiempo-temperatura precipitación para diferentes contenidos de carbono. Fuente: NIDI**

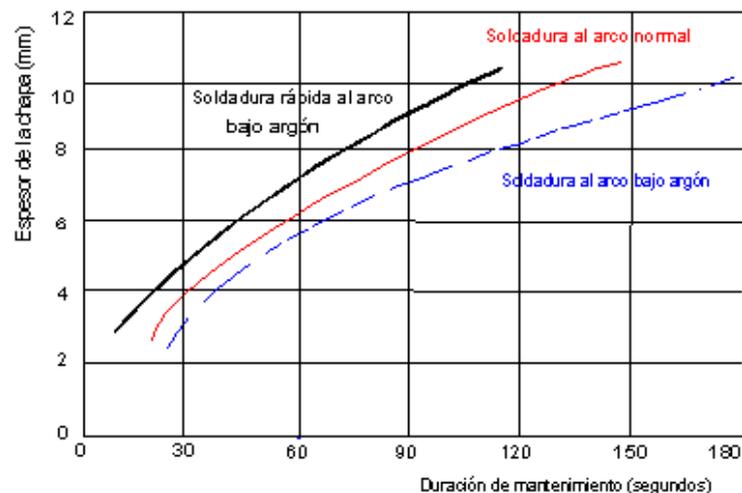
Cuanto mayor es el contenido de carbono, mayor es el riesgo a sensibilizarse en un corto periodo de tiempo. En cambio, para contenidos muy bajos de carbono la sensibilización ocurre después de muchas horas, tal es el caso para un contenido de 0,019%C. Como hemos visto, el tiempo de permanencia en la zona de temperaturas

críticas, juega un papel importante en la determinación del contenido límite de carbono. Por lo tanto, es importante conocer el tiempo de mantenimiento mínimo en la zona de sensibilización a partir del cual el acero se sensibiliza, sobre todo en ensambles soldados destinados a emplearse en medios corrosivos húmedos.

En un trabajo realizado por Binder<sup>35</sup>, se determinó una curva para el contenido de carbono en función del tiempo de permanencia en el rango de 600-1000 °C, con la finalidad de evitar que una probeta de acero no sea afectada por corrosión intergranular. (Ver figura 2.6). Si el tiempo es de 100 segundos el contenido de carbono no debe de sobrepasar el 0,05%, si es de 300 segundos debe situarse alrededor de 0,02%. (Columbier)<sup>4</sup>.



**Figura 2.6 Límite en el contenido de carbono para un acero 18%Cr-9,5%Ni, N=0,04%, en función del tiempo de permanencia en la zona de sensibilización. Fuente: Columbier<sup>4</sup>**



**Figura 2.7 Tiempo de permanencia entre 600-1000°C en función del espesor de la chapa para distintos tipos de soldadura. Fuente: Columbier<sup>4</sup>**

Para el tiempo de permanencia de la zona afectada térmicamente, la figura 2.7 indica la duración en función del espesor de la chapa y del tipo de soldadura. Los datos combinados de la figuras 2.6 y 2.7, permiten escoger el contenido de carbono en

función del espesor de la chapa. Estos valores obtenidos deben tomarse como valores máximos (Columbier)<sup>4</sup>.

Cuando los aceros están en contacto con medios muy corrosivos (soluciones nítricas o sulfúricas), el contenido de carbono debe ser 0,02%, sea cual sea el espesor utilizado. Se recomienda lo mismo para tratamientos de estabilización, operaciones en caliente o para planchas de sección gruesa (> 6mm) (HPPS, pp. 24)<sup>5</sup>.

Si el tiempo y la temperatura permanecen constantes, el mínimo tiempo requerido para la sensitización de un acero austenítico al 0,03%C podría ser corto, debido a la presencia de esfuerzos desarrollados durante la soldadura. Pero este tiempo sería mayor a la duración de un ciclo térmico durante la soldadura (usualmente 2-3 minutos), lo cual crea un rango de seguridad para que el proceso de soldadura se cumpla sin que el material sea sensitizado (NIDI, pp. 8)<sup>8</sup>.

En el Anexo II, se muestra una tabla de la relativa susceptibilidad a la sensitización de varios aceros austeníticos.

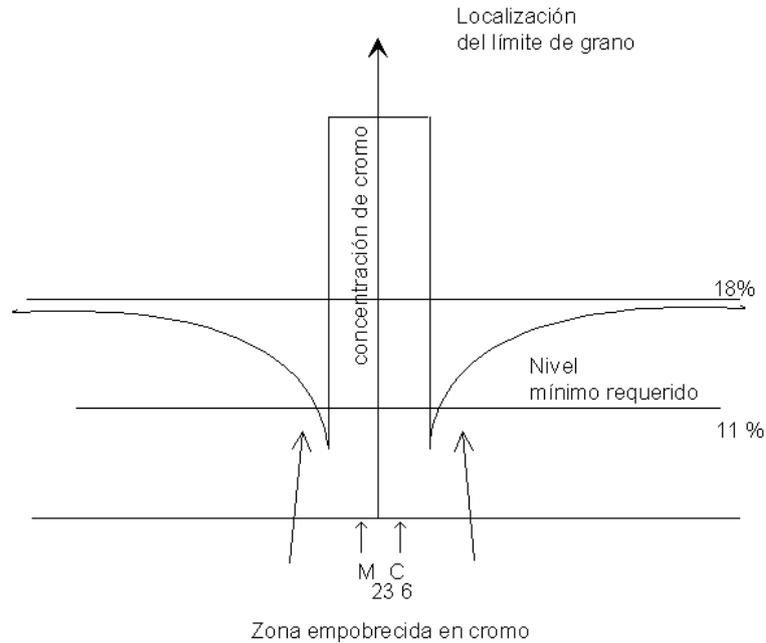
### **2.2.2.- Transformaciones de los constituyentes microscópicos en la sensitización.**

El acero 18-8, a temperatura ambiente, está constituido por una solución sólida homogénea de hierro gamma (austenita), en la que el carbono, cromo y otros elementos se encuentran en disolución. Al calentar un acero de más de 0,03% de carbono a 500 °C, en las uniones de los cristales de austenita comienzan a formarse carburos de cromo. Estos carburos, que son de composición variable y cuyo contenido en cromo suele oscilar entre 30 y 90% y de carbono entre 1 y 2%, se forman a costa del carbono y del cromo de los cristales de austenita cercanos. Estos cristales se empobrecen en estos elementos, disminuyendo, por lo tanto, en esas zonas el porcentaje de cromo y de carbono.

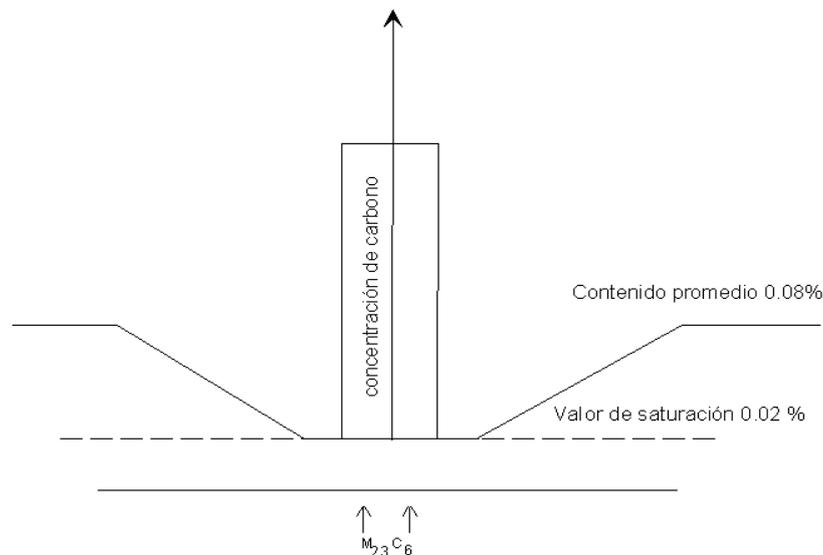
El acero situado en la proximidad de los carburos, por no tener la composición inicial, ya no es inoxidable (menor al 11 %Cr) y es atacado rápidamente por los agentes químicos. Sin embargo, si después de presentarse ese fenómeno se calienta el acero a temperaturas superiores a 850 °C aproximadamente, esos carburos que se han formado a temperaturas más bajas (500-850 °C), se disuelven casi completamente en los cristales de austenita adyacentes. Con esto se logra la desaparición del precipitado negro, que se forma en las juntas de los granos por efecto del calentamiento anterior. Los ensayos permiten comprobar que el metal queda regenerado y vuelve a recobrar prácticamente sus anteriores propiedades de inoxidable (Calvo, 1994)<sup>36</sup>.

En la figura 2.8 se representa gráficamente el fenómeno de formación de carburos en las uniones de los granos al ser calentados entre 500-850 °C. En ella se aprecia cómo los granos de austenita pierden carbono y cromo en la proximidad de los puntos donde se forman carburos. Además, se observa que la zona de pérdida de carbono es mayor en comparación a la zona de pérdida de cromo. El porcentaje en cromo, baja desde 18% a menos de 12%; y el porcentaje de carbono, de 0,08 a 0,02%. Ver figura 2.9.

Si el acero es luego calentado a temperaturas superiores a 750°C aproximadamente en un tiempo relativamente corto, el cromo se difunde enriqueciendo de nuevo las zonas vecinas a las partículas de carburo. Esto permite que la composición del material en todas las zonas sea muy próxima a la composición inicial y con ello reestableciendo la resistencia a la corrosión del acero.



**Figura 2.8 Disminución del contenido de cromo en las adyacencias del límite de grano.**



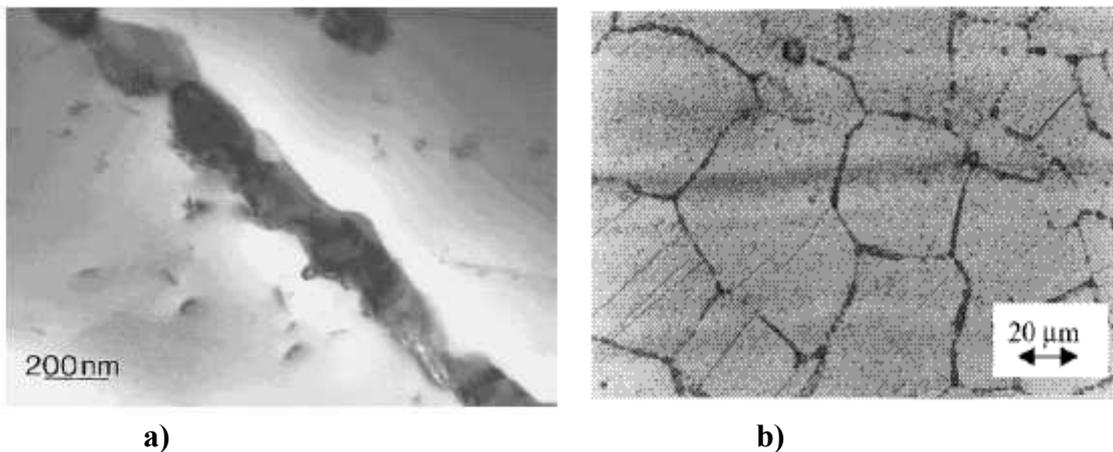
**Figura 2.9. Disminución del contenido de carbono hasta el límite de saturación.**

El carburo del tipo  $M_{23}C_6$ , es el principal carburo en los aceros austeníticos no estabilizados. Generalmente este carburo se encuentra en las primeras etapas de precipitación de fases secundarias. Otra notación, más general, es  $Cr_{23}C_6$ , el cual está

principalmente compuesto de cromo; sin embargo elementos como níquel, molibdeno, hierro, substituyen parcialmente al cromo (Sourmail, pp. 12)<sup>8</sup>.

El carburo  $M_{23}C_6$  usualmente se presenta en los siguientes sitios de nucleación y en el siguiente orden. En los límites de grano, en los sublímites de grano coherentes e incoherentes (límites de grano gemelos) y en sitios intragranulares. Generalmente en los dos últimos se presenta para tiempos de permanencia muy largos a altas temperaturas (Sourmail, pp. 5)<sup>8</sup>.

La precipitación del  $M_{23}C_6$ , en los límites intergranulares, ha sido el centro de muchas investigaciones, motivadas por la importancia en términos de resistencia a la corrosión. En los límites de grano este carburo está asociado con corrosión del tipo intergranular. Generalmente precipita después de muy cortos tiempos de permanencia (30 min. a 750°C), incluso en aceros estabilizados (AISI 321 y 347). Es capaz de ocasionar, por su engrosamiento, el desplazamiento de la intercara, tal como se aprecia en la figura 2.10 a, en la que se muestra de un solo lado de la intercara, el nuevo límite de grano, mientras que el otro muestra un aspecto aserrado. También, suele presentarse como finos carburos intergranulares. (Ver figura 2.10 b) (Sourmail, pp.6)<sup>8</sup>.



**a) Der. Muestra el desplazamiento de la intercara debido al engrosamiento del precipitado. Fuente: Sourmail<sup>8</sup>**  
**b) Izq. Se aprecian finos carburos intergranulares. Fuente: Sourmail<sup>8</sup>**

El carburo  $M_{23}C_6$  preferentemente precipita en las interfaces austenita-ferrita. Esto se debe a la diferencia de composición de las fases antes mencionadas, ya que la austenita está determinada principalmente por los elementos austenizantes (C, Ni, Mn) y la ferrita por los elementos ferritizantes (Cr, Mo, Si). Cuando precipita el  $M_{23}C_6$ , se requiere principalmente carbono y cromo. La interfaz austenita-ferrita atrae el carbono de la austenita y el cromo de la ferrita, resultando la interfaz austenita-ferrita como la localización más conveniente para su precipitación.

En cuanto a su composición, ésta es susceptible a variaciones. Inicialmente es un carburo compuesto por Fe-Cr. Por ejemplo en un acero 2,25Cr-1Mo, el  $M_{23}C_6$  tiene una composición de 0,3Fe-0,38Cr-0,1Mo-0,22C (fracción molar), mientras que en un típico acero austenítico 304, es aproximadamente 0,04Fe-0,65Cr-0,11Mo-0,22C. Es

evidente que para un acero determinado, esta composición sufre variaciones en las primeras etapas de precipitación.

La solubilidad de carbono en austenita con respecto al  $M_{23}C_6$ , se ha descrito por relaciones empíricas como:  $\log [c]_{ppm} = 7,71 - \frac{6272}{T}$ , la cual es válida para un acero 18Cr -12Ni. Se debe tener especial cuidado cuando la solubilidad del carbono es apreciablemente modificada por la presencia de cromo y níquel. Incrementando el contenido de cromo se reduce la solubilidad del carbono en austenita. Este también aumenta la cinética de precipitación del  $M_{23}C_6$ , al igual que un aumento en el contenido de carbono de 0,02%-0,08% wt. %C.

La cinética de transformación está afectada por la presencia de molibdeno, el cual estabiliza el carburo y acelera su formación. Por otro lado, el nitrógeno es bien conocido como retardador de la velocidad de formación y engrosamiento del  $M_{23}C_6$ . Una explicación se debe a que el nitrógeno reduce la difusividad del cromo y carbono en la austenita; sin embargo, Degalaix y Foct<sup>37</sup> encontraron que si el contenido de carbono era mayor que 0,08 wt. %, un incremento en el contenido de nitrógeno puede tener un efecto contrario. Recientes investigaciones han demostrado que el nitrógeno mejora la difusión de elementos sustitucionales (Mo, Mn, Ti, Nb, V) por el incremento de la formación de vacancias. Pero, a su vez, retrasa la nucleación de  $M_{23}C_6$ , debido a que se desestabiliza cuando el carbono se substituye parcialmente por nitrógeno (Sourmail, pp. 7)<sup>8</sup>

En cuanto a la estabilidad del  $M_{23}C_6$ , en un acero tipo 304, es el único carburo encontrado en cualquier tiempo de permanencia. Aunque algunas veces se encuentra también el carburo  $M_6C$ . Esta es una fase menor y no existe ninguna mención sobre la inestabilidad del  $M_{23}C_6$  con respecto al  $M_6C$ . Cuando el molibdeno se agrega (tipo 316), el  $M_{23}C_6$  puede transformarse parcialmente a  $M_6C$ , pero en condiciones de servicio continuo a alta temperatura, según Stoter<sup>23</sup>; sin embargo, siempre se reporta que el  $M_{23}C_6$  permanece como el principal carburo, incluso después de largos tiempos de permanencia (Sourmail, pp.7)<sup>8</sup>.

En aceros estabilizados, la situación es compleja. Según la literatura revisada, no se precisa claramente si el  $M_{23}C_6$  se forma algunas veces primero o sigue a la precipitación de carburos del tipo NbC, TiC. Tampoco se precisa cuál fase es más estable en largos periodos. Investigaciones realizadas por Dunlop y Thorvaldsson<sup>38</sup> estudiaron el efecto de varios elementos estabilizantes y sus combinaciones, encontrando que el  $M_{23}C_6$  era más estable que TiC; pero menor que el NbC. Esto es consistente con los resultados de Grot y Spruielli<sup>25</sup>, que encontraron formación de  $M_{23}C_6$  en un tipo 321, después de largos periodos de permanencia a alta temperatura. También es consistente con los de Kikuchi<sup>5</sup> para un acero 20Cr-25Ni. Estos autores concluyeron que TiC retarda la precipitación de  $M_{23}C_6$  pero no lo suprime; sin embargo, existen estudios en los que sucede lo contrario. Esta relativa estabilidad se hace sentir sólo si el contenido de titanio es suficiente para combinarse con todo el carbón presente; así como en el caso opuesto, el  $M_{23}C_6$  se forma con el exceso de carbón. Incluso en aceros en que el contenido de titanio es mayor o igual al requerido para la estabilización, puede presentarse el  $M_{23}C_6$ . En el caso del carburo NbC, éste es más

estable que el  $M_{23}C_6$ . Sin embargo, éste se puede formar como una fase transitoria (Sourmail, pp. 8)<sup>8</sup>.

La cinética de transformación de fases secundarias, en un acero austenítico convencional como el 316, se caracteriza por la lenta transformación de las fases chi ( $\chi$ ) y sigma ( $\sigma$ ) al igual que la precipitación de carburos. En los grados bajos en carbono, como el 316L, 304L el tiempo para iniciar la precipitación de carburos es mucho mayor a una hora, tiempo adecuado para llevar a cabo una operación de soldadura sin causar sensitización.

En los aceros austeníticos el alto contenido de cromo y molibdeno acelera la reacción de las fases chi y sigma (fases secundarias). Este efecto es parcialmente mitigado por el efecto de retardo del nitrógeno y del níquel. Para altos contenido de níquel y cromo también se reduce la solubilidad del carbono. El diagrama de precipitación para el tipo AISI 316 se muestra en la figura 2.11, el cual ilustra los tiempos de iniciación de las fases secundarias. (HPPS, pp. 20)<sup>5</sup>

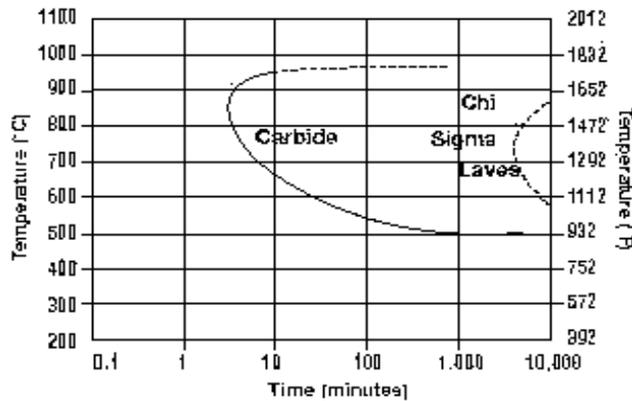


Figura 2.11. Cinética de precipitación de fases intermedias en un acero 316 recocido a 1260°C. Fuente: HPPS<sup>5</sup>.

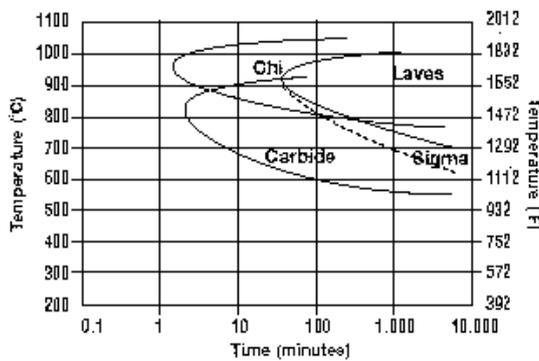


Figura 2.12. Muestra la cinética de precipitación en un acero 0,05C-17Cr-13Ni-5Mo con 0,039% de nitrógeno Fuente: HPPS<sup>5</sup>

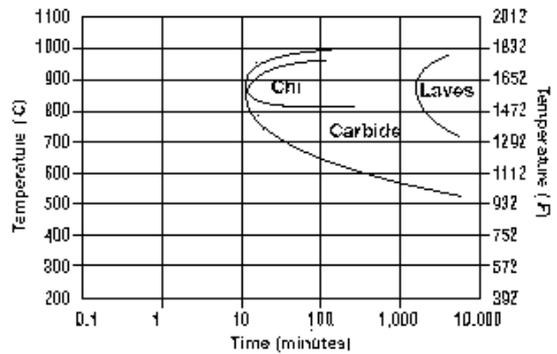
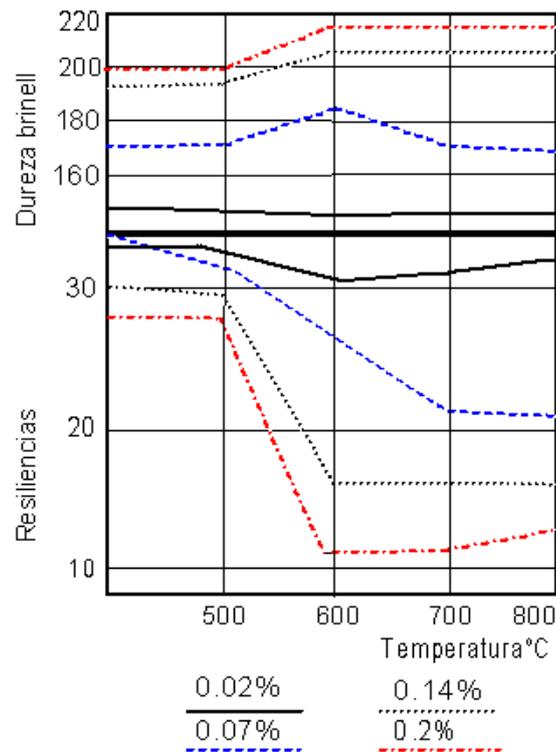


Figura 2.13. Cinética de precipitación en un acero 0,05C-17Cr-13Ni-5Mo con 0,039% con 0,145% de nitrógeno Fuente: HPPS<sup>5</sup>

En las figuras 2.12 y 2.13, se ilustran para un acero 17Cr-13Ni (composición base similar para un tipo 316) el efecto acelerador de 5% de molibdeno y el efecto de retardo de 0,145% de nitrógeno, en la precipitación. En la composición base con 5% de molibdeno la precipitación de carburos y la fase chi están en el orden de unos minutos. Sin embargo, el uso de nitrógeno retarda la precipitación. En estos grados la reacción de la fase chi a menudo ocurre en el mismo tiempo de precipitación de la fase sigma. Estas fases intermetálicas son dañinas para la resistencia a la corrosión (HPPS, pp. 21)<sup>5</sup>.

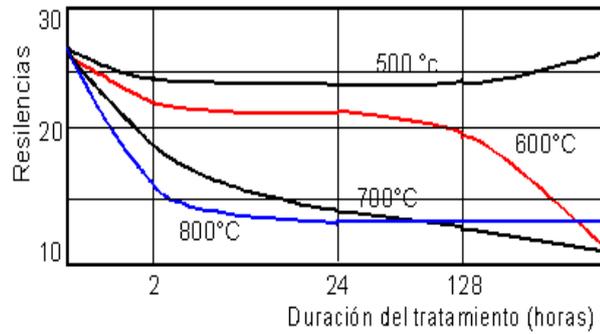
Es importante conocer qué fases secundarias pueden precipitar y bajo qué circunstancias. Como se trató anteriormente, los carburos de cromo afectan adversamente la propiedad de inoxidable del acero, propia de los aceros inoxidables. Además, las fases intermetálicas como sigma y chi afectan la resistencia del acero, ya que son fases duras y por lo tanto frágiles.

Los cambios en las características mecánicas, provocadas por la precipitación de carburos, consisten en la disminución de la resiliencia. Esta es más sensible cuanto mayor es el contenido de carbono, además de un ligero endurecimiento. En la figura 2.14 se observa que el acero con 0,02% de carbono, experimenta variaciones de dureza y resiliencia muy pequeñas. El endurecimiento es marcado en los aceros que contienen 0,07%C, 0,14%C y 0,2%C. Para estos aceros la resiliencia disminuye notablemente entre los 500 y 900°C (Columbier, pp. 156)<sup>4</sup>.



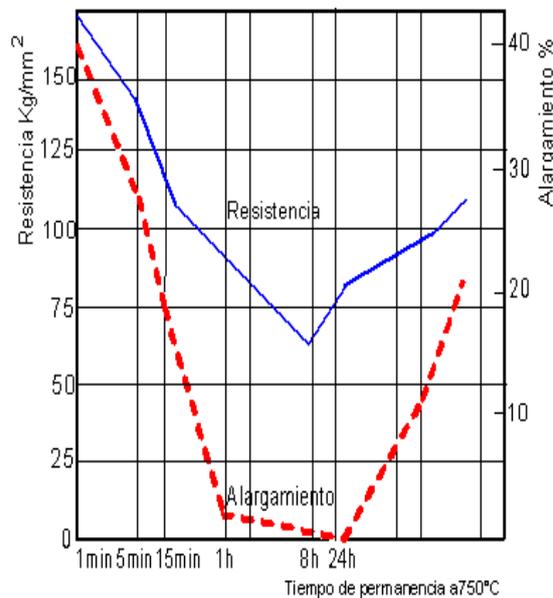
**Figura 2.14** Influencia de tratamientos prolongados a temperaturas comprendidas entre 500 y 800°C, sobre la dureza y la resiliencia de los aceros austeníticos con distintos contenidos de carbono. Fuente: Columbier<sup>4</sup>.

También el descenso de la resiliencia es más rápido cuanto mayor es la temperatura. Al realizar el ensayo de choque se observa un aumento en la temperatura de transición entre roturas tenaces y roturas frágiles. Investigaciones han demostrado que la fragilidad aumenta al mismo tiempo que lo hace el contenido de carbono y el tiempo en la zona de temperaturas críticas (550- 850°C). Ver figura 2.15.



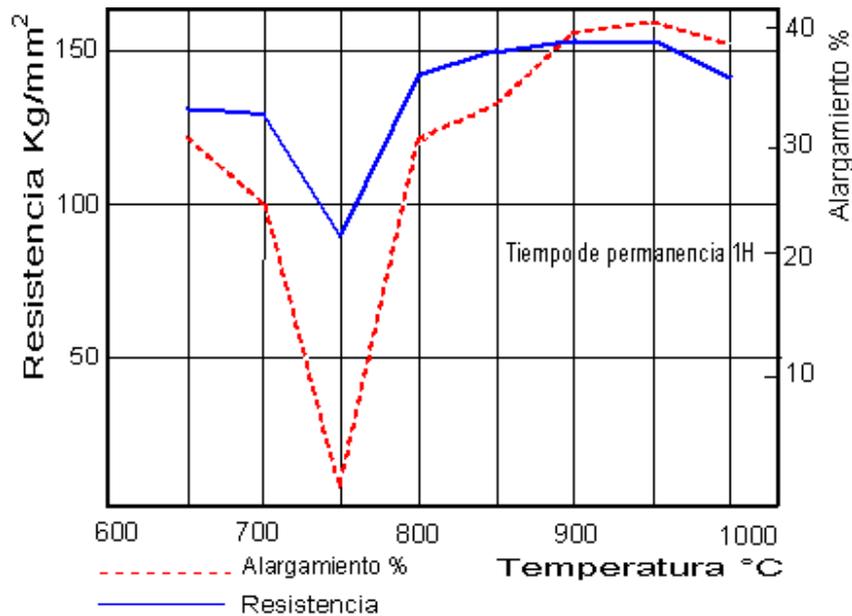
**Figura 2.15 Influencia del tiempo de mantenimiento entre 500-800°C sobre la resiliencia de un acero 18-8 de carbono 0,2%. Fuente: Columbier<sup>4</sup>**

La sensibilización a bajas temperaturas, también puede manifestarse bajo la forma de una disminución del alargamiento y de la carga de rotura durante los ensayos de tracción. Las figuras 2.16 y 2.17, representan esta variación en función del tiempo y la temperatura. La fragilización máxima se observa después de 24 horas a 750°C en la figura 2.16 (Columbier, pp. 157)<sup>4</sup>.



**Figura 2.16 Variación del alargamiento y de la carga de rotura a -196°C en función del tiempo de mantenimiento para un acero 0,09C-0.43Si-0.94Mn-18,32Cr-9,50Ni. Fuente: Columbier<sup>4</sup>**

En la figura 2.16 se observa una disminución del alargamiento y la carga de rotura muy pronunciada entre 700 y 800°C. Para tiempos de permanencia muy cortos se han encontrado resultados contradictorios, sobre todo con los tiempos y temperatura de revenido que dan la máxima fragilidad. Esta variación puede deberse a pequeñas variaciones de la composición ya que en algunos casos la formación de fase sigma puede superponerse a la formación de carburos (Columbier pp. 157)<sup>4</sup>.



**Figura 2.17 Variación del alargamiento y de la carga de rotura a -196°C en función de la temperatura de revenido. Fuente: Columbier<sup>4</sup>.**

La alteración de las propiedades mecánicas es mucho más lenta que la aparición de carburos en el acero, lo cual puede presentarse en pocos minutos; sin embargo, se cree que la fragilidad provocada por estos mantenimientos prolongados se debe a la precipitación de carburos. La ausencia de esta fragilidad, en aceros muy bajos en carbono, confirmaría esta hipótesis.

La sensitización es uno de los aspectos más difíciles de planear durante la soldadura de aceros austeníticos; sin embargo, existen varias formas para evitar este fenómeno, que generalmente se controla con la composición o con un tratamiento de disolución de carburos. A continuación se explicarán los medios empleados para evitar la sensitización.

### 2.2.3.- Medios empleados para prevenir la sensitización.

El carbono es el ingrediente esencial en la formación del carburo de cromo y la posterior sensitización, sin embargo, existen varias vías para prevenir este fenómeno. (Laufang, pp. 25-26)<sup>39</sup>.

1) Una manera sería la disminución del contenido de carbono. Esta relación se observa fácilmente en las curvas de inicio de sensibilización para varios contenidos de carbono. Para prácticas normales de soldadura un máximo de 0,03% C (grado L) se considera suficientemente bajo para prevenir la sensitización.

Para electrodos revestidos se permite un máximo de 0,04% C. Nótese que (figura. 2.5, página 43) si el contenido de carbono es 0,02 % o menor, la precipitación de carburos no ocurrirá excepto después de 100 horas. Si la técnica de soldadura utilizada asegura un enfriamiento rápido, no habrá tiempo suficiente para la formación de carburos y la sensitización del acero no ocurrirá.

Las soldaduras sensitizadas lucen una vez finalizado el proceso de soldadura, exactamente igual que las no sensitizadas. Por lo tanto, soldadores que no estén familiarizados con las particularidades de estos aceros podrían generar soldaduras defectuosas en casos particulares. Los grados L (*Low Carbon*) de bajo carbono minimizan este riesgo, como los aceros 304L y 316L.

2) Un segundo método, para evitar la precipitación de carburos de cromo, consiste en realizar un calentamiento de redisolución de los carburos a una temperatura de 1050°C. Luego, desde esa temperatura, se realiza un temple de retención de la fase austenítica evitando que precipiten los carburos. Este método es válido para partes que no deben estar en el rango de temperaturas donde se produce sensitización (550-850 °C). En general, no se aplica a partes soldadas ya que las mismas suelen ser voluminosas (tanques) y de relativamente poco espesor, lo que las hace difícil de templar. Además los calentamientos a estas altas temperaturas podrían deformar el ensamble soldado.

3) Otro método para eliminar el problema del carbono en el metal base, es especificar aceros inoxidables que contengan titanio (Ti) o niobio (Nb) (columbio).

El titanio tiene mayor afinidad con el carbono que el cromo, que es el elemento que no conviene que forme carburos, presentando además la ventaja de que el carburo de titanio se disuelve muy difícilmente en el hierro. Cuando un acero austenítico con adición de titanio se calienta dentro del rango de temperaturas críticas de formación (700-900°C, tabla 1.1), enseguida comienzan a precipitarse carburos de titanio en lugar de los de cromo. Evitándose con ello la disminución del porcentaje de cromo en los cristales de austenita próximos al carburo. El niobio tiene la misma finalidad que el titanio, éste se agrega en la forma de ferroniobio o ferrocolumbio.

Ambos elementos de aleación tienen una gran afinidad con el carbono, formando finos carburos intergranulares (TiC, NbC) y dejando al cromo en solución;

sin embargo reducen la ductilidad al creep. A los aceros inoxidables de este tipo se los denomina "Estabilizados". Entre ellos están los aceros AISI 321 y 347.

En el tipo AISI 321, la cantidad de titanio más conveniente es alrededor de cinco veces el porcentaje de carbono que exceda de 0,02% ( $\%Ti = 5x\%C$ ). Para el tipo AISI 347, el porcentaje de niobio es ocho a diez veces el contenido de carbono ( $\%Nb = 10x\%C$ , 1% max). La tasa en la que son agregados respecto al carbono, es importante para maximizar el efecto de disminución de la solubilidad del carbono en austenita evitando que quede carbono libre, y por lo tanto, la precipitación de fases secundarias.

Debido a que el Ti se volatiliza en el arco eléctrico, en la soldadura de ambos aceros se suele utilizar un electrodo del tipo 347 (aleado con Nb) o el 308L (no estabilizado) como material de aporte.

El tratamiento de estabilización es el siguiente: A 1050°C puede considerarse que la austenita disuelve todos los carburos presentes en la estructura, ya sea los carburos de cromo, de hierro, de titanio o de niobio. Por lo tanto, si se solubiliza todos los carburos a 1050°C y enfriamos lentamente en el rango de precipitación de carburo de Ti o Nb (900°C), permitiendo la precipitación de carburo de Ti o de Nb (según sea el acero utilizado), cuando lleguemos al rango de precipitación del carburo de cromo (800°C) ya no quedará carbono libre, debido a que todo el carbono precipitó en forma de carburo de Ti o de Nb.

Es importante señalar, en el caso de los aceros estabilizados, que estos se enfrían lentamente, en el rango de precipitación de carburo de Ti o Nb, para permitir su formación. En caso contrario, si enfriásemos rápidamente en este rango, no habría tiempo para la precipitación de carburos de Ti o Nb y luego a menor temperatura se produciría la indeseable precipitación del carburo de cromo, afectando la inoxidableidad del acero. Esto es lo que ocurre en la soldadura de estos aceros

Cuando se suelda un acero estabilizado, especialmente con SMAW (electrodo revestido), se debe tener especial cuidado en la zona adyacente al cordón. La razón es que cuando el electrodo avanza, esta zona se enfría demasiado rápido en el rango de formación de carburo de titanio o niobio, evitando su precipitación. La zona adyacente al cordón, una vez en servicio ("in situ"), se corroe en forma de una fina ranura, que por su parecido al corte que dejaría un cuchillo se llama *Knife Line Attack* (KLA). Este fenómeno se presenta en secciones delgadas (menores a 6mm).

El KLA puede evitarse simplemente calentando la zona afectada a una temperatura superior a 815°C e inferior a 1050°C. En ese rango los carburos de cromo comienzan a redisolverse y la redisolución es completa. Luego se enfría lentamente. En caso se necesite un tratamiento térmico post soldadura (TTPS), éste es localizado y se realiza a unos 900°C, máxima temperatura que se puede alcanzar con los calefactores eléctricos normalmente utilizados en TTPS (Laufang, pp. 28)<sup>39</sup>.

Como recomendación, se debe controlar el calor de aporte durante la soldadura de los aceros austeníticos, para evitar la sensitización. Dichos aceros presentan una baja conductividad térmica, lo cual permite concentrar el calor. Estos aceros son soldables en

un extenso rango de calores de aporte. El control de este parámetro de soldadura se debe dar sobre todo en aplicaciones de sección gruesa. Se recomienda como máxima temperatura entre pases 150°C y la mínima 95°C (Avery, pp.28)<sup>40</sup>.

Es importante mencionar, que para evaluar la sensibilidad de los aceros austeníticos a la corrosión intergranular, asociado con el empobrecimiento de cromo alrededor del carburo, se cuenta la norma ASTM A 262 práctica A. También la norma ASTM A 262 práctica C para determinar la susceptibilidad de aceros austeníticos al ataque intergranular en ácido nítrico o ambientes altamente oxidantes. Esta práctica, no se emplea para aceros extra bajos en carbono a menos que el ambiente sea ácido nítrico.

### **2.3.- Formación de fase sigma.**

Otro de los problemas de los aceros austeníticos está asociado con la fragilidad, sobre todo si la parte a ser fabricada es destinada a un servicio entre 550-950°C. Igual hay problema si tiene especificado un tratamiento térmico post soldadura, puede formarse fase sigma reduciendo la ductilidad y propiedades a alta temperatura.

El grado de fragilidad de los aceros austeníticos debido a la formación de fase sigma en el rango de temperaturas entre 500-950°C, se controla principalmente por tres factores: La composición química, el tiempo de residencia en el rango de temperaturas críticas y la presencia de esfuerzos, propios de la soldadura. Generalmente, las piezas soldadas de mayor espesor son más propensas a la fragilidad por fase sigma, que las piezas de menor espesor, debido a que se necesita un mayor aporte de calor durante la soldadura (Laufang, pp. 32)<sup>39</sup>.

La precipitación usualmente ocurre en los límites ferrita-ferrita y ferrita-austenita. La formación de la fase sigma produce el empobrecimiento en cromo y molibdeno (para los aceros con adición de molibdeno como el AISI 316) en la matriz que la rodea, por lo tanto su composición es rica en estos elementos. Debido a esto, se cree que es la causa en la reducción de la resistencia a la corrosión. Este efecto es más pronunciado cuando la fase sigma se forma a baja temperatura y en cortos tiempos de permanencia.

Si se realiza un tratamiento para inducir la presencia de fase sigma, ésta se presenta en mucho más cantidad en el metal base, que en la zona de fusión. Esto se debe a que la zona de fusión presenta grano grueso en comparación con el metal base, el cual presenta grano más fino, contando con una mayor área interfacial para su precipitación. Esto va de acuerdo con la localización para su precipitación en la interfaz austenita-ferrita. (HPPS, pp. 27)<sup>5</sup>

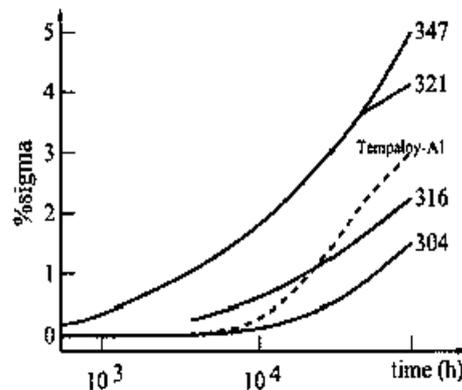
En aceros austenoferríticos, se realiza un tratamiento de homogenización, con la finalidad de reducir la cantidad de la fase sigma y presentar un mejor balance en la microestructura, entre las fases austenita y ferrita. Además, se busca reducir la microsegregación de los elementos como el cromo y molibdeno, los cuales son fundamentales en la resistencia a la corrosión.

Como referencia, se mencionará la aparición de la fase sigma en aceros austeníticos para largos periodos de permanencia a alta temperatura.

Una profunda revisión de la precipitación de la fase sigma en los aceros austeníticos Cr-Ni realizada por Barcik<sup>41</sup>, concluyó que la fase precipita primero en las triples conjunciones y luego en la superficie de los granos. Después de periodos de permanencia a alta temperatura (10 000-15 000 h a 873 °K) forma inclusiones intragranulares. El mecanismo de nucleación es una controversia, relacionado principalmente al rol de la ferrita- $\delta$  y el  $M_{23}C_6$  en el proceso de nucleación de la fase sigma. Se han reportado estudios con respecto a su formación asociada con la disolución de  $M_{23}C_6$ ; pero existen también estudios en que se presenta independientemente<sup>42</sup>. Se encuentra también en la mayoría de los aceros austeníticos 304, 316Mo, 321 (estabilizado con Ti), y 347 (estabilizado con Nb), formándose después de diferentes tiempos<sup>43</sup>. Los aceros 20 Cr 25 Ni pueden presentar como máximo hasta el 20 % (en peso) en fase sigma (Sourmail, pp. 9)<sup>8</sup>.

En los aceros estabilizados, su formación es mucho más rápida que en otros grados. Minami<sup>43</sup> reportó la precipitación de fase sigma después de 1000 horas a 700°C en los tipos 321 y 347. La cinética de precipitación es ligeramente mayor en el tipo 347 que un 321.

En los tipos 304, 316 y en una aleación Tempaloy-A1 se presenta en cantidades considerables sólo después de 10 000 horas tal como se aprecia en la figura. 2.18.



**Figura 2.18** Precipitación de fase sigma en distintos aceros austeníticos a 700 °C: Tempaloy-A1 es un acero 18-10 con una tasa Nb/C de 1,86, mientras que el tipo 347 tiene una tasa 17,40. Fuente: Sourmail<sup>4</sup>

Es importante resaltar la diferencia en el contenido de niobio. En el acero 347 la relación Nb/C es 17,40, pero en la aleación tempaloy es de 1,86. Esto se correlaciona con el hecho que la fase sigma se forma cuando el contenido de carbono cae debajo de un valor crítico, cuando el contenido de cromo equivalente es mayor que el 18 %. En un tipo 347 casi todo el carbono precipita rápidamente como NbC, mientras que el bajo contenido de niobio en tempaloy-A1, deja algo de carbono en solución (Sourmail, pp. 9)<sup>8</sup>.

La diferente cinética de precipitación del 321, con respecto al 347, podría estar relacionada a la inestabilidad del carburo de titanio TiC con respecto al  $M_{23}C_6$ . La precipitación de  $M_{23}C_6$  disminuye el contenido de carbón y de cromo. Otros estudios no presentan precipitación de fase sigma hasta 2000 horas en un tipo 321<sup>44</sup>.

Como referencia se menciona el trabajo desarrollado por Woodyatt<sup>45</sup>, quien diseñó un método para determinar la tendencia de la aleación a formar fase sigma, basado en el número de vacancia de electrones (Sourmail, pp.10)<sup>8</sup>.

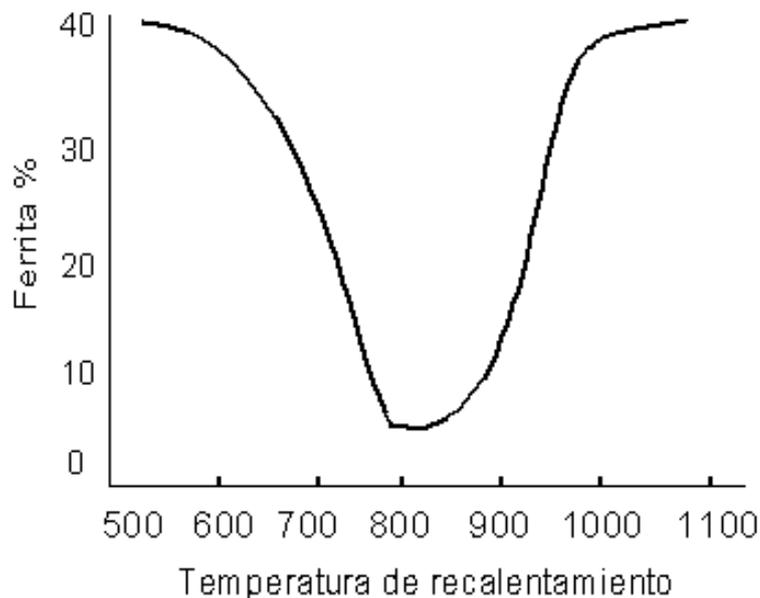
$$N_v = 0,66[Ni] + 1,71[Co] + 2,66[Fe] + 4,66[Cr+Mo+W] + 5,66[V] + 6,66[Zr] + 10,66[Nb]$$

[% en peso]

Si  $N_v$  es mayor que 2,52, la aleación debe formar fase sigma.

Elementos como cromo, molibdeno, silicio y titanio se conocen que promueven la formación de fase sigma. El silicio promueve y acelera la formación de fase sigma. Mientras que el níquel eleva la máxima temperatura en que la fase sigma está todavía presente (hasta los 1000°C)<sup>46</sup>.

En general, la formación de fase sigma en austenita es casi 100 veces menor que en ferrita. Consecuentemente, la presencia de ferrita delta acelera la precipitación de la fase sigma<sup>41</sup>.



**Figura 2.19 Porcentaje (%) de ferrita transformada a fase sigma, de acuerdo a la temperatura. Fuente: Laufang<sup>39</sup>.**

En la figura 2.19 se observa que el porcentaje de ferrita transformado a fase sigma es mucho mayor entre los 500- 600°C, para luego disminuir conforme aumenta la temperatura; siendo mucho menor éste entre los 800- 900°C. Para disolver esta fase se

realiza un tratamiento de disolución a una temperatura mayor a los 1000°C (Laufang, pp. 39)<sup>39</sup>.

En la soldadura de los aceros austeníticos, se requiere de un pequeño porcentaje de ferrita delta, en el metal de aporte, para evitar la fisuración en caliente. Sin embargo, esta ferrita en calentamientos prolongados tiende a transformarse a fase sigma. Debido a la microsegregación propia de la soldadura, la ferrita delta en la matriz austenítica contendrá usualmente suficiente cromo para convertirse en fase sigma con una mínima difusión. Una vez formada, la fase sigma sólo podrá ser removida con un calentamiento de redisolución a 1100°C. La fase sigma es no magnética. Asimismo, la cantidad formada durante un calentamiento dado, puede ser fácilmente determinada, si se conocen las cantidades de ferrita (fase magnética) antes y después del calentamiento. En el punto 2.5.2.1 se detalla sobre la determinación de la ferrita delta (Laufang pp.33.)<sup>39</sup>.

Debido a esta transformación de ferrita- $\delta$  a fase Sigma, en las partes que sean sometidas a calentamientos prolongados o cortos, como un tratamiento térmico post soldadura, el contenido de ferrita delta generalmente se limita a 12%; pero puede variar de acuerdo a las condiciones de servicio del ensamble soldado. (Laufang, pp. 33)<sup>29</sup>.

En aplicaciones que tengan temperaturas bajo condiciones de servicio aproximadamente a 300°C o mayores, se debe controlar la estabilidad de la fase ferrita delta. En condiciones de servicio a temperatura ambiente o a temperaturas menores a 250°C, la ferrita no se transforma a fase sigma (Kain, 2003)<sup>47</sup>.

En determinados casos, los diseñadores tienden a considerar un pequeño porcentaje de ferrita en los aceros austeníticos (5-6%), caso típico en soldaduras autógenas (sin material de aporte), para lo cual se debe tener especial cuidado. Es importante señalar que la ferrita en el baño de fusión no se transforma en fases frágiles (sigma) durante el proceso de soldadura debido a las altas tasas de enfriamiento en el baño de fusión, las cuales son mayores que en la zona afectada térmicamente. Si los aceros austeníticos, en estado de suministro, contienen un pequeño porcentaje de ferrita delta, el metal base puede transformarse a fases frágiles (carburos, fase sigma) durante la soldadura. Controlando el calor de aporte, podría no conducir a la formación de estas fases. Sin embargo, en secciones pesadas que implican altos calores de aporte durante la soldadura, pueden ocasionar la transformación de la ferrita delta en la zona afectada térmicamente a fase sigma (Kain, 2003)<sup>47</sup>.

En cuanto a su efecto en las propiedades mecánicas, la fase sigma se caracteriza por ser una fase frágil y por lo tanto dura (226-247 HV.)<sup>47</sup>, disminuyendo la tenacidad y la resistencia, además de reducir la resistencia a la corrosión. Debido a la microsegregación de elementos como cromo, molibdeno, nitrógeno, los cuales segregan en la interfaz austenita-ferrita delta, provocan que las zonas adyacentes se encuentren empobrecidas en los elementos antes mencionados, y por lo tanto, susceptibles de ser atacadas por corrosión del tipo localizada.

#### 2.4.- El agrietamiento en caliente o *Hot cracking*.

Los aceros austeníticos, particularmente los que no contienen ferrita, son susceptibles al agrietamiento durante la soldadura. El agrietamiento en caliente, o *hot cracking*, se ha investigado, en fundiciones y metales soldados, por varias décadas. El *hot cracking* hace referencia al agrietamiento que ocurre durante la soldadura, fundición, o trabajo en caliente en temperaturas cercanas al punto de fusión del material. El agrietamiento puede ocurrir en la temperatura de *liquidus* conocido como agrietamiento *supersolidus* o en el estado sólido llamado agrietamiento *subsólido*<sup>17</sup>.

El agrietamiento *supersolidus* podría manifestarse como un agrietamiento durante la solidificación (*solidification cracking*), el cual ocurre en presencia de fase líquida en la zona de fusión. Si el agrietamiento se presenta en la zona afectada térmicamente, en los límites de grano, se le conoce como *liquation cracking*. El agrietamiento en caliente es considerado el problema más perjudicial y común de los aceros austeníticos.

Los nuevos materiales actualmente se desarrollan para varias aplicaciones como sistemas de energía o en industrias nucleares, químicas, petroleras. Además de satisfacer las más exigentes condiciones de servicio, el criterio para diseñar estos materiales puede variar desde su estabilidad térmica y resistencia al creep o su máxima resistencia a la corrosión en varios medios. Por lo tanto, estos materiales podrían no ser diseñados principalmente para ser soldables, existiendo una continua necesidad para solucionar los problemas de la soldadura en su fabricación.

Los aceros austeníticos usualmente solidifican, durante la soldadura, como una mixtura de austenita y ferrita. La ferrita se transforma casi completamente a austenita durante el enfriamiento. La relación entre la resistencia al agrietamiento o fisuración y la cantidad de ferrita, retenida durante la solidificación, es bastante conocida. Desde luego, este problema puede ser considerado virtualmente eliminado en casos donde un determinado porcentaje de ferrita (5-35%) puede ser retenido en el metal soldado. Sin embargo, el agrietamiento se produce en los aceros que tienen una estructura completamente austenítica.

La adición de elementos como fósforo y boro mejoran la resistencia al creep (resistencia a ciclos de alta temperatura y presión); sin embargo, impurezas como fósforo y azufre y otros elementos menores en la aleación tales como boro, silicio, titanio y niobio, contribuyen al agrietamiento particularmente en los aceros con una estructura completamente austenítica.

El desarrollo de métodos de evaluación confiables, para obtener información relacionada a la fisuración en caliente, se remonta a la década de los cincuenta. El test más conocido es el test Varestraint, el cual se ha utilizado en un gran número de estudios para evaluar la susceptibilidad de los materiales a la fisuración en caliente. Este test provee una serie de parámetros para comparar la soldabilidad, procesos y desarrollo de aleaciones.

La composición del material, ya sea por requerimientos de fabricación y por las propiedades que debe tener para el servicio, podría estar en contra a los óptimos niveles

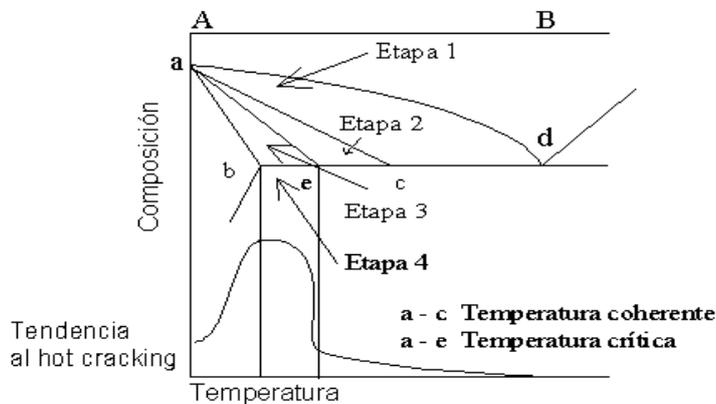
para su soldabilidad. Por lo tanto, optimizar esta composición basada también en las consideraciones para su soldabilidad, requerirá de métodos estandarizados y una evaluación de los factores involucrados.

### 2.4.1.- La teoría del agrietamiento en caliente de Borland.

El agrietamiento en la solidificación ocurre predominantemente por la segregación de solutos, que forman fases de bajo punto de fusión, las cuales bajo la acción de los esfuerzos de contracción, propios de la solidificación durante la soldadura, causan el agrietamiento. Varias teorías se desarrollaron para explicar este fenómeno. Las primeras teorías se basaron en el hecho de que el agrietamiento, estaba asociado con la segregación; además, que la extensión del rango líquido-sólido de la aleación aumentaba la susceptibilidad al agrietamiento. Sin embargo, esta teoría no fue completamente aceptada dado que se encontraron varias objeciones y el rango líquido-sólido aparentaba ser sólo uno de los factores.

La “Teoría General” del agrietamiento fue propuesta por Borland<sup>48</sup> en 1960. Según Borland, la solidificación involucra cuatro etapas, las cuales son clasificadas de acuerdo a la distribución de las fases sólido-líquido, tal como se muestra en la figura 2.20, para el caso de una aleación binaria.

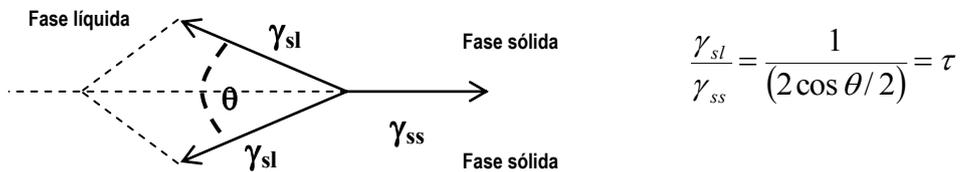
En la primera etapa la fase sólida está dispersa, la fase líquida es continua y ambas fases pueden acomodarse en un movimiento relativo. En la segunda etapa, a medida que la solidificación progresa, ambas fases, la sólida y líquida son continuas, y ya se cuenta con dendritas sólidas, las cuales están entrelazadas y sólo la fase líquida cuenta con movimiento. En esta etapa, en caso de presentarse alguna fisura, la fase líquida restante puede remediarla. En la tercera etapa, los cristales sólidos se encuentran en un avanzado estado de desarrollo y aún existe fase líquida entre los cristales, sin embargo, el líquido está presente en pequeñas cantidades. Además, debido a los esfuerzos propios de la solidificación (contracción en volumen), y a los de la soldadura, si los esfuerzos exceden a la tolerancia del material, puede ocurrir la fisuración y la fase líquida remanente no puede reparar la fisura formada. Esta etapa, es la más susceptible para que ocurra el agrietamiento, y se le conoce como el rango crítico de solidificación (RCS). En la última etapa, la solidificación se completa y ninguna fisuración es posible. Ver figura 2.20.



**Figura 2.20 Efecto de las características de la composición sobre la susceptibilidad al agrietamiento en caliente en sistemas binarios, según la teoría de Borland. Fuente: Shankar<sup>17</sup>.**

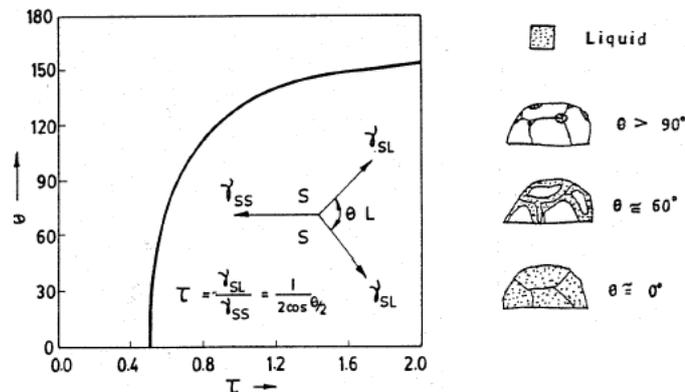
Borland, estableció que para una alta susceptibilidad al agrietamiento, además de un extenso rango de solidificación, el líquido debe estar distribuido de una manera que permita la concentración de altos esfuerzos entre los granos. Los casos en que la fase líquida puede distribuirse, están relacionados con la tensión superficial de las fases sólida-líquida, ya sea como películas delgadas o glóbulos aislados. Además, como se explicará a continuación el comportamiento de la fase líquida depende de las energías superficiales de las fases líquida y sólida.

Durante la solidificación se cuenta con dos fases, la fase sólida y líquida, por lo tanto existe la posibilidad que dos granos de una fase (sólida) se encuentren con uno de otra fase (líquida), en una intersección común. En la figura 2.21 se aprecia una unión de este tipo; asimismo, si las tensiones superficiales se encuentran en equilibrio, el ángulo de adherencia de la interfaz sólida respecto a la líquida se relaciona a las energías interfaciales como sigue (Shankar, pp. 365)<sup>17</sup>:

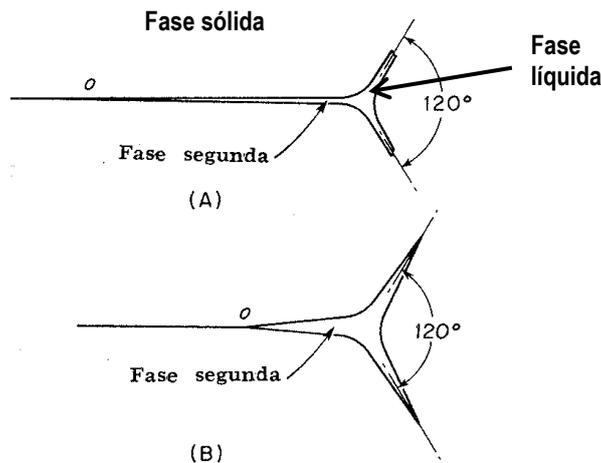


**Figura 2.21 Tensiones superficiales en los límites de grano en una unión de dos cristales de una fase con un cristal de fase diferente.**

Donde  $\gamma_{sl}$  y  $\gamma_{ss}$  son las energías de la interfaz sólido-líquido y la frontera sólido-sólido, respectivamente y  $\theta$  es el ángulo diedro de adherencia, el cual varía entre 0 y 180°. La figura 2.22 muestra la variación de  $\theta$  con el incremento del coeficiente de energía interfacial. La relación  $\gamma_{sl} / \gamma_{ss}$  se grafica como función del ángulo diedro. También se observa que al alcanzar la tensión superficial ( $\tau$ ) entre dos fases, el valor de 0,5, el ángulo diedro o de contacto de ambas fases, cae a un valor de cero. Es evidente que cuando el ángulo se acerca a cero la fase líquida se mueve para formar una película delgada entre los cristales. En la figura 2.23 se aprecia que cuando el ángulo diedro es pequeño, la fase líquida (aún si se encuentra en pequeñas cantidades), tiende a separar los cristales sólidos.



**Figura 2.22 La variación del ángulo diedro entre las fases sólida y líquida versus el cociente de tensión superficial. Fuente: Shankar<sup>17</sup>**



**Figura 2.23** Cuando el ángulo es pequeño la fase líquida tiende a separar los cristales de la fase sólida. A) Ángulo diedro de 1°. B) Ángulo diedro de 10°. Fuente : Avner

Además, si la tensión superficial del límite bifásico  $\gamma_{sl}$ , cae a un valor menor de la mitad de la tensión superficial de la fase simple  $\gamma_{ss}$ , no es posible el equilibrio estático de las tres fuerzas. Así el punto, **o** se mueve hacia la izquierda, lo que equivale a decir que cuando el ángulo diedro se vuelva cero, la fase líquida penetra en los límites sólidos y aísla a los cristales de la fase sólida.

Con respecto al agrietamiento en caliente, particularmente las impurezas (azufre, fósforo) propias de todos los metales, disminuyen la resistencia al agrietamiento. Esto se debe a que dichas impurezas permanecen en estado líquido hasta una temperatura muy por debajo del punto de solidificación de la fase principal. La cantidad de daño que ejercen estas impurezas es una función de la tensión superficial de las fases sólida-líquida. Si la energía interfacial es elevada, el líquido tiende a formar glóbulos discretos con poco efecto sobre las propiedades plásticas a alta temperatura. Por otra parte, energías interfaciales bajas conducen a la formación de películas continuas de líquido alrededor de los granos, las cuales son dañinas a las propiedades plásticas de los metales.

El fenómeno de “adherencia” en los límites de grano, por una película continua de líquido ocurre para  $\tau$  menores que 0,5 ( $\theta < 60$ ), asimismo, para valores mayores a 0,5, la resistencia al agrietamiento se incrementa. Cuanto más alta es la energía superficial sólido-líquido, mayor es la tendencia a minimizar la interfaz sólido-líquido, debido a la formación de glóbulos aislados en vez de películas continuas. Borland demostró que el cociente de energía diedro para películas de Fe-FeS (hierro- sulfuro de hierro), era cercano a 0,5. Es decir que cuando la energía superficial del sulfuro de hierro en los límites de hierro es muy cercana a la mitad de la del límite entre los cristales de hierro, el sulfuro líquido forma una película continua que separa los cristales de hierro. Como el líquido no posee una fuerza real, el acero en estas condiciones es frágil no logrando soportar los esfuerzos propios de la solidificación, además de los presentes por la soldadura. Esto explica el efecto dañino del azufre en los aceros. La teoría revela la

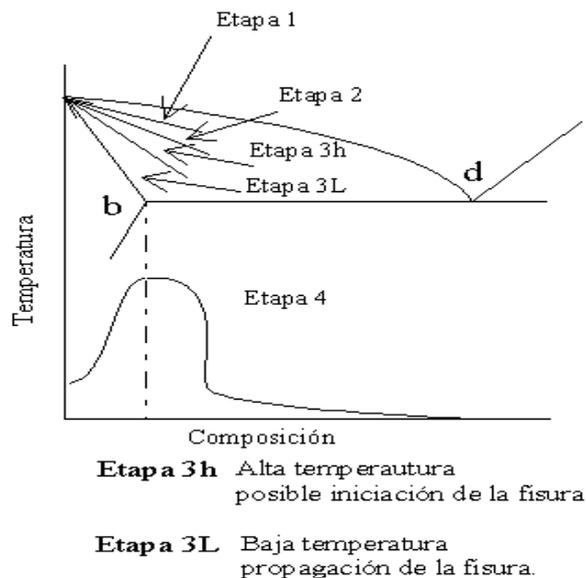
importancia de la tensión superficial bifásica con relación al agrietamiento en caliente durante la solidificación; sin embargo, esta teoría adolece de algunas objeciones<sup>17</sup>:

- La naturaleza de no-equilibrio de la segregación maximizaría el rango de solidificación. Es decir, a pesar que la solidificación ya ha culminado todavía existe fase líquida, producto de la segregación de los elementos de aleación (Cr, Ni, etc.) e impurezas (P,S). Esto ocurre incluso para aleaciones con pequeños porcentajes de elementos de aleación.
- La formación de películas continuas de bajo punto de fusión entre los granos ocurre para ángulos menores que 60°; sin embargo no es posible representar matemáticamente el ángulo crítico de agrietamiento.

De acuerdo a la teoría generalizada del agrietamiento, se cree que las fisuras en caliente se inician en las últimas etapas de la solidificación cuando la mayoría del líquido ya ha solidificado. Algunas observaciones experimentales han demostrado que las fisuras en caliente, pueden iniciarse a temperaturas muy cercanas a la temperatura del *liquidus* y cuando la fracción sólida es muy pequeña ( $f_s = 0,15$ ) (Shankar, pp. 374)<sup>17</sup>.

Matsuda<sup>49</sup> sugirió que el inicio de la fisura y su propagación deben ser considerados separadamente. Además, propuso una modificación a la teoría de Borland.

De acuerdo a la teoría de Matsuda, el rango crítico de solidificación (etapa3) se inicia a alta temperatura y luego se divide en dos etapas (ver figura 2.24). Una etapa de inicio (etapa 3h), donde las fisuras pueden iniciarse y otra de propagación de la fisura. (etapa 3l).



**Figura 2.24. Teoría modificada sobre el mecanismo del agrietamiento. Matsuda 1990. Fuente: Shankar<sup>17</sup>.**

Muchos investigadores creen que allí existe un rango de temperaturas, durante la solidificación, en que un material es propenso a la fragilidad, el cual es cuantificable experimentalmente. Independientemente de los esfuerzos externos propios de la soldadura, a este intervalo de temperaturas se le conoce como rango frágil de temperatura (brittleness range temperature, BTR, por sus siglas en inglés) (Shankar, pp. 367)<sup>17</sup>

Los métodos para evaluar el agrietamiento en caliente, hacen posible la cuantificación de este rango de temperaturas, y por lo tanto, son muy útiles para predecir el agrietamiento en situaciones reales. Estos métodos se discuten más adelante, en el punto 2.4.3.

#### **2.4.2.- Agrietamiento en la solidificación en aceros austeníticos soldados.**

Es importante definir algunos términos, según norma<sup>50</sup> prCEN ISO 17641-1:2003, emitida por el Comité Europeo para la Estandarización (CEN). Esta norma define los términos relacionados al agrietamiento en caliente, para metales soldados y aleaciones base. Además, especifica los test disponibles para evaluar la susceptibilidad en caliente en los procesos de soldadura por arco.

- **Fisuras en caliente (*hot cracks*)<sup>50</sup>.** Son separaciones del material que ocurren a alta temperatura a lo largo de los límites de grano, en la zona afectada térmicamente, o en los límites dendríticos, en el metal soldado. Aparecen cuando los esfuerzos desarrollados durante el enfriamiento, o los impuestos externamente, exceden a la resistencia de una parte en particular de la junta soldada. Esta falta de ductilidad depende de las características microestructurales y, en algunos casos, de la presencia de impurezas de bajo punto de fusión. Está generalmente aceptado que las microestructuras con fase sólo austenítica, particularmente en metales soldados, son susceptibles al hot cracking. No deben ser confundidas con las fisuras en frío, las cuales ocurren en temperaturas por debajo de los 200°C. Las fisuras en caliente no son propias de un sistema de aleación en particular y pueden ocurrir en aceros, aceros inoxidable, aleaciones de níquel, aleaciones de aluminio y cobre. Los mecanismos precisos para la ocurrencia del agrietamiento en caliente aún no han sido completamente establecidos.
- **Fisuras durante la solidificación (*solidification cracks*)<sup>50</sup>.** Fisuras en caliente formadas durante la solidificación, dentro de un rango de temperaturas en que el material es susceptible a fisurarse (BTR). Usualmente se extienden hasta la superficie del metal soldado, pero algunas veces están debajo de la superficie. También se presentan fisuras en caliente en la zona afectada térmicamente, o en soldaduras de varios pases, cuando el metal soldado es recalentado por las subsecuentes pasadas. En este caso se le denominan *liquation cracks*.

**2.4.2.1.- Formas de agrietamiento en la solidificación.**

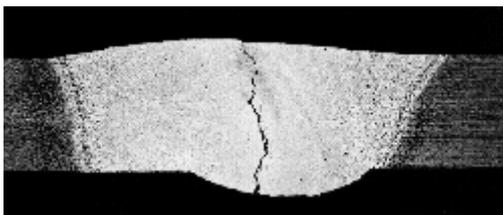
Las formas en que puede presentarse el agrietamiento durante la solidificación son:

- a) Como una gruesa microfisura, localizadas en la unión de las dendritas con diferente orientación, la cual se aprecia por inspección visual o por líquidos penetrantes.
- b) También como microfisuras, en las regiones interdendríticas, las cuales sólo son reveladas aplicando una deformación en la región fisurada o pueden ser visibles en altas resoluciones mayores a 50X. Ver figura 2.25.

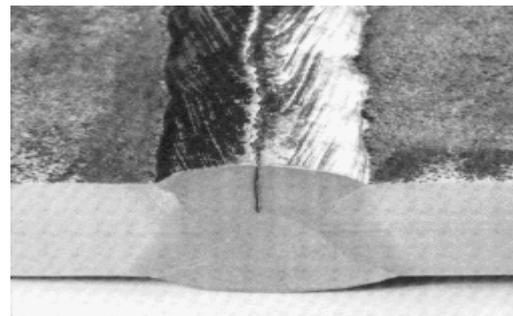


**Figura 2.25** Microfisura extendiéndose entre las juntas de grano. Fuente: TWI<sup>51</sup>

En cuanto al tamaño, pueden ser muy pequeñas, menores a 1mm, presentándose preferentemente en la zona afectada térmicamente, o largas fisuras localizadas en la zona de fusión, las cuales pueden extenderse en toda la longitud de la junta soldada. Ver figuras 2.26 y 2.27.



**Figura 2.26** Fisuración en toda la sección de la junta soldada. Fuente: TWI<sup>51</sup>



**Figura 2.27** Fisuración a lo largo de la línea de centro de la junta soldada, conocido como, “*solidification cracking centerline*”. Fuente: TWI<sup>51</sup>.

La susceptibilidad al agrietamiento durante la solidificación se incrementa cuando el intervalo de solidificación (sólido-líquido) se extiende. Esto ocurre debido a la formación de fases de bajo punto de fusión, según lo visto anteriormente. Por lo tanto, la composición afecta la tendencia de los aceros austeníticos a agrietarse de dos formas (Shankar, pp. 367)<sup>17</sup>:

1) Como se mencionó anteriormente, el modo primario de solidificación es función de la composición y el modo de solidificación FA (ferrítico-austenítico) / F (Ferrítico). Esto es beneficioso para reducir el riesgo al agrietamiento. El modo de solidificación determina la naturaleza de las intercaras sólidas presentes durante la solidificación.

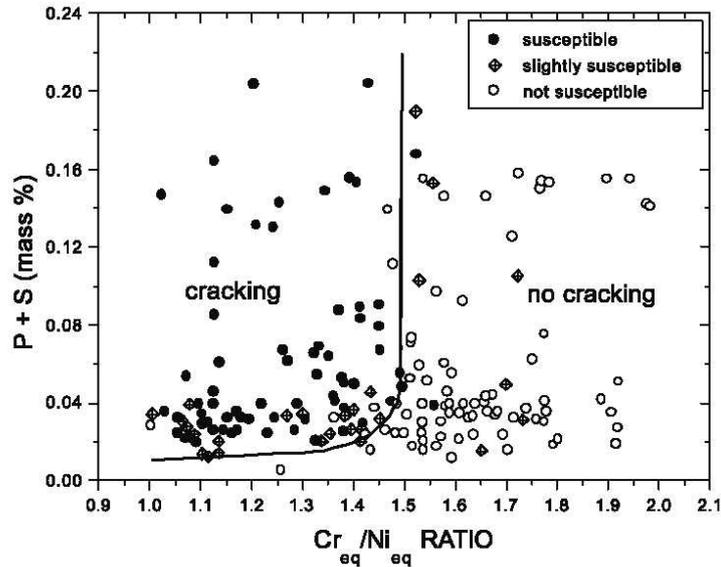
2) El segundo efecto de la composición se debe a la microsegregación, propia de la soldadura, la cual determina las características de adherencia de las interfaces sólida-líquida y el sobreenfriamiento constitucional en las regiones interdendríticas. Los efectos del modo de solidificación y la composición sobre el agrietamiento serán detallados en el punto 2.4.2.2.

El aporte de calor durante la soldadura también afecta el comportamiento al agrietamiento en caliente considerablemente, afectando la cantidad y tamaño de la segregación. En la soldadura por electrodo de tungsteno GTAW y en las soldaduras por láser y haz electrónico, se ha encontrado que el aumento del aporte de calor disminuye los esfuerzos máximos para la resistencia al agrietamiento incrementando la susceptibilidad del acero a agrietarse. A mayor aporte de calor en la soldadura, la resistencia al agrietamiento fue progresivamente mayor para las soldaduras GTAW, láser, haz electrónico; sin embargo, en la soldadura por arco de aceros inoxidable, donde la velocidad de solidificación no varía sobre un extenso rango, las diferencias en el agrietamiento atribuible a los parámetros de soldadura no es un factor determinante.

#### **2.4.2.2.- Efecto de la ferrita delta y modo de solidificación sobre el agrietamiento.**

El efecto de la variación del contenido de ferrita en los aceros austeníticos fue estudiado por Hull<sup>52</sup>. Él encontró que mientras la susceptibilidad al *cracking* era alta para composiciones completamente austeníticas, aleaciones con 5-30% de ferrita eran bastante resistentes al agrietamiento. Además, determinó que cuando el contenido de ferrita aumentaba, la sensibilidad al agrietamiento se acrecentaba.

Investigaciones posteriores<sup>53</sup> concluyeron que el modo de solidificación FA (ferrítico-austenítico) / F (Ferrítico) era esencial para reducir el riesgo al agrietamiento más que el contenido residual de ferrita después de la soldadura. Asimismo, varios investigadores<sup>54</sup> condujeron una serie de pruebas para evaluar la tendencia al agrietamiento durante la solidificación para diferentes composiciones de uso comercial. Kujaanpa<sup>55</sup> en 1979 representó toda la información relacionada al agrietamiento en un gráfico P+S vs Creq/Nieq, (figura 2.28) usando la fórmula de Schaeffler para calcular la tasa de cromo y níquel equivalente. Sobre este gráfico, ellos trazaron toda la data relacionada al agrietamiento de una serie de estudios incluyendo el de ellos.



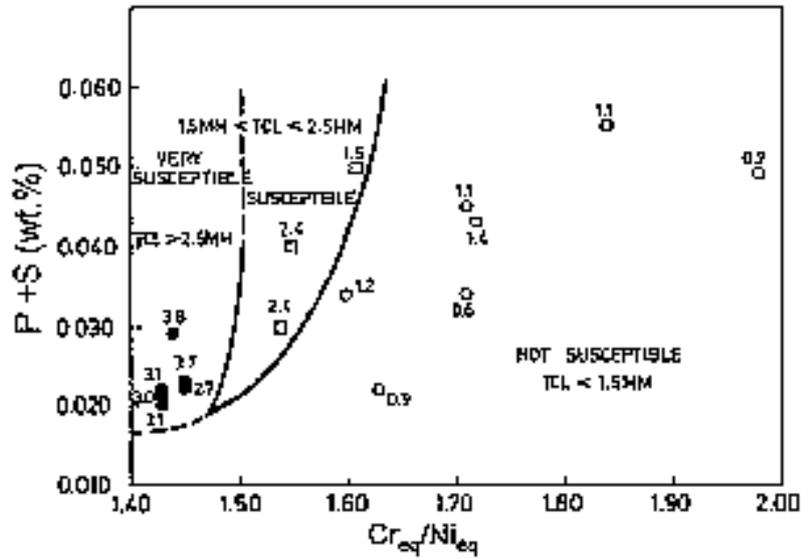
**Figura 2.28** Comportamiento de los aceros austeníticos soldados con respecto al agrietamiento durante la solidificación, como una función de Schaeffler en el cociente  $C_{req}/N_{req}$  versus los niveles P+S. Fuente: Shankar<sup>17</sup>

En este estudio se determinó que las composiciones altamente susceptibles permanecían enlazadas por una curva con un bajo límite de 0,01-0,015 % P+S (suma de impurezas fósforo y azufre, % en peso). Dicha curva está limitada en la abscisa para una tasa  $C_{req}/N_{req}$  de 1,5, hasta donde existe un modo de solidificación austenítico primario AF. Así composiciones con una tasa  $C_{req}/N_{req}$  mayores que 1,5 o con  $P+S\% < 0,01\%$ , eran "no susceptibles al agrietamiento" durante la solidificación. En efecto, el diagrama divide las composiciones de acuerdo a la susceptibilidad al agrietamiento; sin embargo, la tendencia al agrietamiento se incrementa abruptamente cuando la tasa  $C_{req}/N_{req}$  era menor que 1,5 a menos que el contenido de P+S estuviera debajo de 0,01%.

Lundin<sup>56</sup> en 1988 modificó este diagrama para representar la información del test de Varestraint (test que determina la susceptibilidad de un material al agrietamiento en caliente), para muestras de 3mm de espesor. Ver figura 2.29. La fórmula utilizada para calcular la tasa  $C_{req}/N_{req}$  se cambió según la fórmula de Hammar y Svensson<sup>18</sup>.

Se clasificaron las composiciones sobre la base de longitud total de fisura (LTF) según el test de Varestraint al 4% de deformación como sigue:

- Altamente susceptibles: LTF >2,5mm
- Susceptibles: LTF entre 1,5-2,5mm
- No susceptibles: LTF <1,5mm



**Figura 2.29** Comportamiento de los aceros austeníticos soldados con respecto al agrietamiento durante la solidificación, en función de Hammar y Svensson en el cociente  $Cr_{eq} / Ni_{eq}$  versus los niveles P+S. Fuente: Lundin<sup>56</sup>, 1988.

Cuando los datos se representaron sobre este diagrama, la zona mixta con el modo de solidificación ferrítico primario FA (donde el cociente  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  es 1,5 a 1,6), presentaba una susceptibilidad intermedia a fisurarse entre aquellos materiales que tenían los modos de solidificación austenítico (A), ferrítico primario (FA) o ferrítico (F). En esta región el agrietamiento era sensible a los niveles de fósforo y azufre (P+S).

Los aceros con modo de solidificación FA / F (cociente  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  mayor a 1.6), eran bastantes tolerantes a las impurezas, incluso mayores al 0,04% (P+S). En cambio, los materiales con un modo austenítico ( $Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,5$ ), presentan una mayor sensibilidad al agrietamiento cuando los niveles de impurezas (P+S) son mayores al 0,015% aproximadamente (Shankar, pp.369)<sup>17</sup>.

Entre los factores propuestos para explicar los efectos beneficiosos de la ferrita delta respecto al agrietamiento son (Shankar, pp. 370 )<sup>17</sup>:

1. La alta solubilidad de elementos impuros en la ferrita delta (fósforo, azufre, etc.) conduce a una menor segregación interdendrítica y reduce la tendencia al agrietamiento durante la solidificación.
2. Debido a la estructura bifásica de austenita y ferrita se dificulta la propagación de la fisura. La interfaz de la reacción peritética/eutéctica disminuye la “adherencia” de la fase líquida en forma de glóbulos y como consecuencia retarda la propagación de la fisura.

3. La baja energía superficial de los límites austenita-ferrita  $\gamma - \delta$  y la reducida adherencia de las películas eutécticas, en comparación a las interfaces ferrita-ferrita  $\delta - \delta$ , o austenita-austenita  $\gamma - \gamma$ .
4. La presencia de ferrita produce una gran área de interfaz debido a la transformación en estado sólido a austenita que comienza justo después de la solidificación. El incremento de área, dispersa la concentración de elementos impuros en las fronteras de grano.
5. La ductilidad de la ferrita a altas temperaturas es mayor que la austenita permitiendo la disminución de los esfuerzos térmicos.
6. El menor coeficiente de expansión térmica de la ferrita comparado con la austenita produce menores esfuerzos de contracción, así mismo menor tendencia a agrietarse.
7. El rango de temperaturas, durante la solidificación de ferrita primaria, en la soldadura, es menor que el de austenita primaria. Esto provee un pequeño rango crítico de temperaturas para la formación de fisuras.
8. La presencia de ferrita refina el tamaño del grano del metal solidificado, permitiendo mejores propiedades mecánicas y mayor resistencia a la fisuración.
9. Los altos coeficientes de difusión para impurezas en la ferrita, en comparación con la austenita, permiten una mayor homogenización en la ferrita y menor tendencia a la fisuración.
10. El curso de formación del grano, en la zona afectada térmicamente, ocurre por recristalización. Además el crecimiento de grano en estructuras austeníticas incrementa la susceptibilidad al agrietamiento en “presencia de líquido”, mientras que la ferrita no es susceptible al crecimiento de grano.
11. La contracción de volumen asociada con la transformación ferrita-austenita reduce los esfuerzos de tensión cerca de la fisura, disminuyendo la tendencia al agrietamiento.

Brooks<sup>57</sup> en 1991 argumentó, que dado que la solidificación está relacionada principalmente con los límites de grano, aquellos factores que guardan relación con estos límites, son los más relevantes para que ocurra el agrietamiento. Desde este punto de vista, los factores que hacen los modos de solidificación FA/F resistentes al agrietamiento en caliente, se listan a continuación:

- a) La alta solubilidad de azufre y fósforo en la ferrita introduce menos soluto (P, S) en las regiones interdendríticas, evitando la formación de fases eutécticas de bajo punto de fusión.
- b) La baja adherencia de los límites de grano de una estructura bifásica, disminuyendo los esfuerzos de tensión para la formación de fisuras.
- c) El refinamiento de grano durante el modo de solidificación ferrítico-austenítico, otorgando una mayor ductilidad a la microestructura.

Por lo dicho anteriormente, los factores propuestos del 1-4 y el 8 pueden ser considerados los de mayor importancia mientras que los factores 5 y 6 relacionados a la ductilidad y a la expansión térmica aparentan ser los menos probables, debido a que el modo de solidificación ferrítico (F) presenta mayor susceptibilidad al agrietamiento, en relación con el modo ferrítico-austenítico (FA). Los otros factores tienen un rol relativamente menor, pero contribuyen de cierta manera. Es importante mencionar que el proceso del agrietamiento aún no es del todo comprendido (Shankar, pp. 370)<sup>17</sup>.

### 2.3.2.3.- Efectos de impurezas y elementos de aleación sobre el agrietamiento

La mayoría de literatura sobre el agrietamiento o *solidification cracking* se relaciona al estudio de los efectos de la composición química debido a las impurezas y elementos de aleación menores. Hull<sup>52</sup> y Borland<sup>48</sup>, específicamente en los aceros, estudiaron la influencia de los elementos de aleación sobre la susceptibilidad al agrietamiento. En la medida de lo posible se nombrará la referencia de estos trabajos.

Entre los elementos que tienen una influencia marcada con respecto al agrietamiento, el azufre, fósforo, niobio, titanio y silicio fueron identificados como los más dañinos. Estos elementos se caracterizan porque:

- Poseen baja solubilidad en el acero solidificado.
- Forman aleaciones eutécticas de bajo punto de fusión con el hierro, cromo, níquel, como se muestra más adelante en la tabla 2.2.
- Estos elementos particionan considerablemente el líquido, es decir incrementan la microsegregación en las regiones interdendríticas.

Debido a que estos elementos forman fases eutécticas ocasionan la extensión del rango sólido –líquido. Las bajas temperaturas eutécticas nos indican hasta donde la temperatura del *solidus*, temperatura a la que termina la solidificación, durante el enfriamiento puede disminuir por la formación de estas fases. Los efectos de cada elemento sobre el agrietamiento se tratarán a continuación.

Hull<sup>52</sup> encontró que el nitrógeno, molibdeno y manganeso incrementan la resistencia al agrietamiento. Más adelante<sup>58</sup> se estableció que estos elementos incrementaban la resistencia al agrietamiento en aceros con modo de solidificación austenítico. Es importante señalar que cuando se agregan elementos de aleación, éstos interactúan con la estructura cristalina y mucho más con los defectos como vacancias, dislocaciones, otros átomos, etc. Una vacancia asociada a otros átomos, se moverá muchos más rápido que una enlazada a uno o más átomos de soluto (elementos de aleación). Generalmente el agrietamiento suele presentarse en los límites interdendríticos, los cuales concentran gran cantidad de defectos mientras que el núcleo carece de ellos. Definitivamente el agrietamiento guarda relación con estos defectos.

#### A) Efecto del azufre y fósforo.

Al azufre se le conoce por ser una impureza indeseable en la soldadura de los aceros inoxidable, debido a la formación de películas de sulfuro (FeS) de bajo punto de fusión a lo largo de las regiones interdendríticas y en los límites de grano. El azufre es

casi insoluble en los tres principales constituyentes de los aceros inoxidables, hierro, cromo, níquel. Los diagramas de fase binarios del azufre con los tres elementos presentan una extensa región sólido-líquida con bajos coeficientes de partición (baja solubilidad) del azufre en austenita. Durante la solidificación de la austenita, la fase líquida queda enriquecida en azufre, debido a la baja solubilidad, ocasionando la disminución del punto de fusión del líquido interdendrítico. El potencial para formar bajos puntos de fusión eutécticos se da incluso para muy bajos contenidos en austenita (menores 0,005% wt.). Por otro lado la ferrita muestra alta solubilidad para elementos como azufre (S), fósforo (P), silicio (Si), y niobio (Nb) (Shankar, pp.370)<sup>17</sup>.

La solidificación en el modo ferrítico-austenítico incrementa la tolerancia del azufre a valores tan altos como 0,05% sin la tendencia de agrietarse. Lundin<sup>56</sup> investigó la soldabilidad de los aceros austeníticos AISI 301 y 302, los cuales mostraron una buena soldabilidad incluso para contenidos de azufre de 0,35%, siempre y cuando presenten un modo de solidificación ferrítico. En cambio, en el caso de un acero AISI 310 con un modo de solidificación austenítico, a pesar del bajo contenido de azufre (0.005%), se acrecentó la susceptibilidad al agrietamiento, debido a la presencia de películas de sulfuro de bajo punto de fusión. En investigaciones posteriores se encontró que, para evitar la fisuración en la zona de fusión, en aceros completamente austeníticos, los máximos contenidos de azufre y fósforo son de 0,005% y 0,006% respectivamente<sup>49</sup>.

**Tabla 2.2 Coeficientes de elementos de partición que promueven el agrietamiento en caliente en austenita y ferrita, su constitución y puntos de fusión de posibles fases de bajo punto de fusión. Fuente: Shankar<sup>17</sup>.**

Constituyente	Temperatura °K	Coeficiente de Partición		Fases de bajo punto de fusión	Punto de fusión °K
		δ	γ	Estructura	
Azufre	1638	0,091	0,035	Eutéctica Fe-FeS	1261
				Eutéctica Ni-NiS	903
Fósforo	1523	0,23	0,13	Eutéctica Fe-Fe <sub>3</sub> S	1321
				Eutéctica Ni-Ni <sub>3</sub> S	1148
Boro	1654	0,125	0,001	Eutéctica Fe-Fe <sub>3</sub> S	1450
				Eutéctica Ni-Ni <sub>3</sub> S	1413
				Eutéctica (Fe,Cr) <sub>2</sub> B-γ	1453
Niobio	1573	0,28	*	Eutéctica Fe-Fe <sub>2</sub> Nb	1643
				Eutéctica NbC-γ	1588
				Fase Nb-Ni	1433
Titanio	1573	0,57	*	Eutéctica Fe-Fe <sub>2</sub> Ti	1563
				Eutéctica TiC-γ	1593
Silicio	1573	0,77	0,52	Eutéctica Fe-Fe <sub>2</sub> Si	1485
				Eutéctica NiS-Ni <sub>3</sub> Si <sub>2</sub>	1237
				NiS-γ	1269

En un estudio sobre el agrietamiento, en la zona afectada térmicamente, de un acero 15Cr-15Ni con adición de titanio, se encontraron precipitados en los límites de grano, como carbosulfuros de titanio o sulfuros de titanio<sup>59</sup>. Estos precipitados disminuían la ductilidad en caliente en el rango de temperaturas de 1100-1300°C. En una investigación, Kujannpaa<sup>24</sup> en 1987, encontró un enriquecimiento de azufre en unas 2000 veces, en las fisuras encontradas en la zona afectada térmicamente de un acero del tipo 310. De acuerdo a lo anteriormente mencionado, podemos concluir que el rol dañino que desempeña el azufre en la fisuración en caliente, es evidente.

El fósforo es el segundo, después del azufre, en la lista de elementos que actúan en detrimento de la soldabilidad de los aceros inoxidable. Como el azufre, el fósforo forma aleaciones de bajo punto de fusión con el hierro, cromo y níquel. La máxima solubilidad del fósforo en austenita en el punto eutéctico con el hierro (1150 °C) es 0,25% y en la ferrita es 2,8% a 1050 °C. También se ha encontrado que eutécticas de fósforo en las regiones interdendríticas, extienden el rango de temperaturas frágiles incluso por debajo de la línea del *solidus*, (250°K), para un acero austenítico 310<sup>49</sup>.

La tendencia a la segregación del fósforo es alta, debido al extenso rango sólido-líquido y a las bajas temperaturas eutécticas 1100 °C. El fósforo, se ha identificado como particularmente dañino en los aceros inoxidable austeníticos, debido a la fuerte tendencia que presenta a esparcir las películas de líquido eutécticas. Además, la baja difusividad del fósforo en la austenita y ferrita, incluso a altas temperaturas, virtualmente imposibilita la homogeneización (Shankar, pp. 371)<sup>17</sup>.

Para contrarrestar los efectos dañinos del fósforo y azufre, se agregan otros elementos en la aleación. El manganeso se utiliza para disminuir la tendencia al agrietamiento en aceros con alto nivel de azufre, debido a que forma aleaciones de alto punto de fusión, como: sulfuro de manganeso MnS- $\gamma$  en vez de FeS. Además, la adición de tierras raras es altamente efectiva para mantener al fósforo y azufre como componentes estables (Hull,1960)<sup>52</sup>.

## **B) Nitrógeno en aceros soldados.**

El acero inoxidable AISI 316LN, bajo en carbono (máx. 0,02%C), se utiliza en equipos nucleares. El nitrógeno se le agrega principalmente con la finalidad de recuperar la alta resistencia y propiedades a elevada temperatura, asociadas a la disminución del contenido de carbono en comparación con el convencional AISI 316 (0,08% C).

El nitrógeno tiene un efecto muy marcado en la microestructura, por lo tanto, también se espera una fuerte influencia en la resistencia al agrietamiento(Shankar, pp. 371)<sup>17</sup>.

La influencia del nitrógeno en la fisuración en caliente de los aceros austeníticos soldados fue investigada por Menon and Kotecki<sup>60</sup> en 1989. El contenido de nitrógeno en metales soldados puede incrementarse por diversas fuentes ya sea por: el contenido de nitrógeno del metal base, intencionalmente agregado en el gas de protección, o debido a una inadecuada atmósfera de protección durante la soldadura.

El nitrógeno reside en el metal soldado en las siguientes formas (Stevens 1989)<sup>61</sup>:

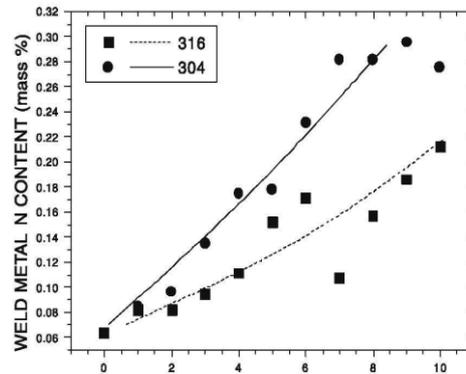
- Nitrógeno intersticial disuelto en la estructura cristalina, o concentrado alrededor de los defectos (vacancias, dislocaciones) en la estructura cristalina.
- El nitrógeno se presenta en forma combinada como nitruros ( $\text{Cr}_2\text{N}$ ).
- Como nitrógeno ocluido en los poros.

Las dos primeras formas afectan metalúrgicamente el comportamiento del metal soldado. Los aceros austeníticos del tipo 18-8 con nitrógeno hasta 0,16%N presentan muy buena soldabilidad, sin presentar defectos como porosidad, oclusiones; sin embargo, cuando el nitrógeno se incrementa a 0,24% se observa la presencia de agujeros muy pequeños; así como también porosidad (Shankar, pp. 372)<sup>17</sup>.

El nitrógeno tiene un marcado efecto estabilizador sobre la austenita en presencia del hierro (Fe). La austenita, en el sistema Fe-N es isomorfa (una sola fase debajo de la temperatura del *solidus*), con la austenita del sistema Fe-C, en el sistema Fe-C-N. La solubilidad del nitrógeno en austenita se mejora considerablemente por adición de elementos como cromo, manganeso y, en mayor grado, en presencia de vanadio, niobio. El molibdeno incrementa ligeramente la solubilidad mientras que el carbono, silicio y níquel tienden a disminuirla<sup>62</sup>; sin embargo, las composiciones comerciales contienen varios elementos de aleación en combinación y los efectos de la sinergia entre ellos, dificulta la predicción del comportamiento del nitrógeno en el metal soldado. Su influencia en el acero disminuye cuando se agregan elementos con alta afinidad con el nitrógeno como el cromo, aluminio, vanadio, niobio; mientras que se incrementa con elementos como, el carbono, níquel, silicio, fósforo, azufre<sup>61</sup>.

Durante la soldadura GTAW se ha demostrado que el contenido de nitrógeno es proporcional a la presión parcial del nitrógeno en el gas de protección. Cuando se utiliza argón puro en la soldadura, usualmente el nitrógeno llega a concentrarse hasta niveles de 0,02-0,03% debido a una inadecuada atmósfera de protección del baño de fusión.<sup>56,62</sup> Cuando se agrega deliberadamente nitrógeno hasta 20vol.%, a través del gas de protección, se han registrado niveles cerca del 0,25% N en peso para aceros AISI 304 y AISI 316.

La variación en la concentración de nitrógeno, de diferentes estudios, para composiciones similares en el gas de protección, aparenta estar relacionada a dos factores. En primer lugar a la variación de la composición del metal soldado y luego, al contenido de oxígeno en el gas de protección. Ambas condiciones tienen una fuerte influencia<sup>17</sup>. Bajo idénticas condiciones, el acero AISI 304 registra mayores niveles de nitrógeno que el AISI 316 para la misma presión parcial de nitrógeno, tal como se muestra en la figura 2.30.



**Figura 2.30** Contenido de nitrógeno en el metal soldado en función del contenido de nitrógeno proveniente de la atmósfera de protección (argón) para los aceros soldados AISI 304 y 316. Fuente: Shankar<sup>17</sup>.

### C) Efecto del nitrógeno en el agrietamiento durante la solidificación.

En composiciones con el modo de solidificación FA, el efecto más directo del nitrógeno en el agrietamiento se muestra en la disminución del contenido de ferrita en el metal soldado. El nitrógeno es un estabilizador de la fase austenita y disminuye la ocurrencia de la ferrita delta primaria, lo cual contribuye a reducir la resistencia al agrietamiento (Shankar, pp. 373)<sup>17</sup>.

Varios estudios (Cieslak, 1982; Matsuda, 1983; Ogawa, 1984)<sup>63</sup> se centraron sobre el posible rol del nitrógeno y la resistencia al agrietamiento. Partieron del hecho que el nitrógeno cambia el modo de solidificación de ferrítico primario a austenítico primario, incrementando la susceptibilidad a la fisuración. Matsuda<sup>49</sup>, investigó el agrietamiento en un acero soldado AISI 304, con adición de nitrógeno, concluyendo que el nitrógeno reduce la cantidad de ferrita primaria, disminuyendo también el contenido de ferrita residual. Asimismo, encontró un incremento en las cantidades de azufre y fósforo en los límites de grano, lo cual incrementa la susceptibilidad al agrietamiento; sin embargo, en otra investigación, al estudiar un acero soldado AISI 316 con adición de nitrógeno, no se encontró algún efecto perjudicial presumiblemente por los bajos niveles de impurezas en el material<sup>56</sup>. Por otro lado, Zhitnikov<sup>64</sup> en 1981, para el mismo acero, reportó que si el contenido de ferrita se mantiene constante, aumentando el nivel de nitrógeno, éste no es perjudicial para la resistencia al agrietamiento y podría tener incluso un ligero efecto beneficioso; sin embargo los niveles de fósforo y azufre no están especificados en la investigación.

En resumen, se puede comentar que el efecto del nitrógeno en el metal soldado que contiene ferrita está relacionado a los niveles de impurezas (P, S) en el material. De acuerdo a esto, el nitrógeno disminuye la resistencia al agrietamiento en niveles altos de impurezas (mayores al 0,04wt %), pero podría tener un efecto neutral o beneficioso en composiciones relativamente libres de impurezas (Shankar, pp.373)<sup>17</sup>.

En los aceros austeníticos, la influencia del nitrógeno en la resistencia al agrietamiento, se ha estudiado por varios investigadores. Sin embargo, los resultados son controversiales e indican el complejo efecto del nitrógeno sobre el modo de solidificación del metal soldado.

Kakhovskii<sup>65</sup> (1971) y Zhitnikov<sup>64</sup> (1981), reportaron efectos beneficiosos en contenidos de nitrógeno de hasta 0,2% en peso, en un acero 18 Cr-14 Ni. Asimismo, resultados similares presentaron Ogawa y Tsunetomi<sup>66</sup> (1982) en sus investigaciones de un acero AISI 310 y también Lundin<sup>56</sup> (1988) para un acero 316L. El efecto positivo del nitrógeno se le atribuye principalmente a un refinamiento en la estructura dendrítica. Por otro lado, Arata<sup>63</sup> en 1974, no encontró un efecto considerable en contenidos hasta 0,16wt% con relación al agrietamiento, en un acero AISI 310. Brooks<sup>57</sup> (1975) encontró estructuras del tipo eutéctico MX junto Cr<sub>2</sub>N y FeN, en un metal soldado de composición 17,5Cr-13Ni-2,8Mo. Sin embargo, no existe evidencia certera que el nitrógeno pueda formar aleaciones eutécticas de bajo punto de fusión a diferencia del carbono, que forma varios carburos del tipo eutéctico. Además, no hay indicios para asociar al efecto del nitrógeno y agrietamiento con los niveles de impurezas. En un reciente trabajo (Shankar 2000)<sup>67</sup>, demostró que adiciones de nitrógeno mejoraron la resistencia al agrietamiento, en un acero austenítico soldado 316L con alto nivel de azufre (0,012%). Además, no se incrementó la susceptibilidad al agrietamiento para bajos niveles (0,001%) de azufre. Los niveles de fósforo en este acero son 0,035% y 0,031%, respectivamente. En este estudio se concluyó que para altos niveles de S, el nitrógeno actúa sinérgicamente con el azufre para incrementar la susceptibilidad al agrietamiento.

En resumen, podemos decir que el nitrógeno tiene diversos efectos sobre la microestructura con sus respectivas consecuencias (Shankar, pp. 373)<sup>17</sup>. Estos efectos son:

- En aleaciones con el modo de solidificación FA, una reducción en el contenido de ferrita y un incremento en la segregación, conducen a un incremento del agrietamiento.
- En aleaciones con el modo de solidificación A, disminuyen la adherencia (*wetting*) de películas eutécticas de bajo punto de fusión, mejorando la resistencia al agrietamiento.
- En aleaciones completamente austeníticas, tiene un efecto de refinamiento en la estructura de solidificación disminuyendo la susceptibilidad al agrietamiento en niveles moderados hasta 0,16% en peso.
- El nitrógeno actúa sinérgicamente con el azufre para incrementar el agrietamiento en un acero soldado AISI 316L. Bajos niveles de azufre en el metal soldado no muestran ningún efecto para altos niveles de nitrógeno

#### **D) Efectos del titanio y niobio sobre el agrietamiento en aceros estabilizados.**

Los aceros austeníticos estabilizados con niobio o titanio como los tipos AISI 321 y 347, tienen una alta susceptibilidad al agrietamiento en comparación con los

aceros no estabilizados. El titanio y niobio estabilizan la fase ferrita y restringen el campo de la fase austenita<sup>68</sup>. En un acero austenítico, AISI 347, la presencia de niobio sólo contribuye a incrementar la fisuración. Para asegurar una buena soldabilidad en los aceros tipo AISI 321 Y 347, se necesita un alto contenido de ferrita (6 FN o mayor). Se puede afirmar que el problema del agrietamiento es severo en estos aceros, cuando el contenido de ferrita es bajo, debido, por ejemplo, a restricciones de entorno del material soldado, resistencia, temperatura, corrosión, etc.

En un estudio realizado por Hoerl y Moore<sup>69</sup>, en un acero AISI 347 se estableció que incrementos en el contenido de carbono y manganeso tienen un fuerte efecto positivo en disminuir la sensibilidad al agrietamiento. Por su parte el fósforo, azufre y silicio disminuyen la resistencia a la fisuración.

Las fases responsables del agrietamiento, en aceros estabilizados, se han identificado por varios investigadores. En la aleación 800 (estabilizada, austenítica), se encontró una fase eutéctica del tipo (Ti, Nb)C- $\gamma$  responsable del agrietamiento. Matsuda<sup>49</sup> en 1983 encontró que contenidos de Ti hasta 0,05% en peso, disminuyen la tendencia al agrietamiento debido al aumento del punto de fusión de aleaciones (principalmente fósforo) de bajo punto de fusión. Sin embargo, cantidades mayores a 0,6%, el rango de temperaturas, susceptibles a presentar fisuración, se incrementaba hasta 100°K, encontrando un enriquecimiento de fósforo junto con titanio en las aleaciones de bajo punto de fusión.

En un reciente trabajo, (Shankar, 2000)<sup>67</sup>, se encontró carbosulfuros de titanio, carbonitruros y carburos en la solidificación de un acero 15Cr-15Ni-2Mo con 0,2-0,4% de titanio y además se detectó enriquecimiento de C, N, S y Ti. Asimismo, se determinó que el riesgo al agrietamiento aumenta, cuando la cantidad de titanio aumenta, la cual está relacionada a la cantidad de carbono y nitrógeno presente. De acuerdo, a los resultados obtenidos, el riesgo al agrietamiento puede ser minimizado reduciendo la relación Ti/(C+N) a un valor menor que 3. Es importante señalar el incremento de la susceptibilidad al agrietamiento, debido a picos de nitrógeno de aproximadamente 200 ppm (0,02%) durante el proceso de soldadura..

En un Acero 310 con adición de niobio, Ogawa y Tsunetomi<sup>66</sup>, encontraron cantidades considerables de Nb(C, N), en forma de estructuras eutécticas.<sup>70</sup> Asimismo, Lundin, en un acero del tipo AISI 347, identificó estructuras eutécticas del tipo Nb(C, N)-austenita, estableciendo además que un incremento en la relación Nb/2(30C+50N), incrementaba la susceptibilidad al agrietamiento.

En un interesante estudio<sup>71</sup>, se encontró en el acero 18Cr-13Ni-1Nb, que la alta tendencia a la propagación del niobio, contenido en estructuras eutécticas, era neutralizado por la adición de 0,25% de magnesio. La adición de magnesio, posiblemente globuliza la fase eutéctica indeseable; sin embargo, no existe mayor información al respecto.

Es claro que, tanto el titanio como el niobio, interactúan fuertemente con los elementos de aleación menores como el carbono, nitrógeno, las impurezas como fósforo y azufre. Por lo tanto, la susceptibilidad al agrietamiento de los aceros inoxidables estabilizados está fuertemente influenciada por la tasa de estabilización. Particularmente

a los niveles de carbono y nitrógeno, con relación al titanio o niobio, además de los niveles de fósforo y azufre.

Según lo comentado anteriormente, el titanio y niobio forman fases eutécticas de bajo punto de fusión junto con el carbono, nitrógeno y azufre. Las fases más perjudiciales en estos aceros son los carbosulfuros, seguido por los carbonitruros y los carburos. Asimismo, en aceros inoxidable, con adición de titanio, la cantidad de estas fases se incrementa con el incremento de la tasa de estabilización (Ti, Nb)/(C, N). En aceros austeníticos, con adición de titanio, una tasa  $Ti/(C+N)$  entre 2 y 3 se recomienda como la óptima (Shankar pp.374)<sup>17</sup>.

Las actuales teorías sobre el agrietamiento en caliente sugieren que este fenómeno depende de factores mecánicos y metalúrgicos, los cuales se asumen independientemente uno del otro; sin embargo, existe todavía controversia en qué etapa de la solidificación se inicia el agrietamiento. Algunos estudios han demostrado que el agrietamiento puede iniciarse con una fracción sólida muy pequeña. Es importante tener en cuenta, al predecir el agrietamiento tanto el comportamiento mecánico del sólido como la segregación.

#### 2.4.3.- Evaluación del agrietamiento en caliente.

El agrietamiento en caliente se cree que ocurre por la incapacidad del metal soldado a soportar los esfuerzos desarrollados durante el enfriamiento, especialmente en un rango crítico de temperaturas durante la solidificación (según Borland)<sup>30</sup>. La fisuración está en función de la composición y también de los esfuerzos propios de la soldadura.

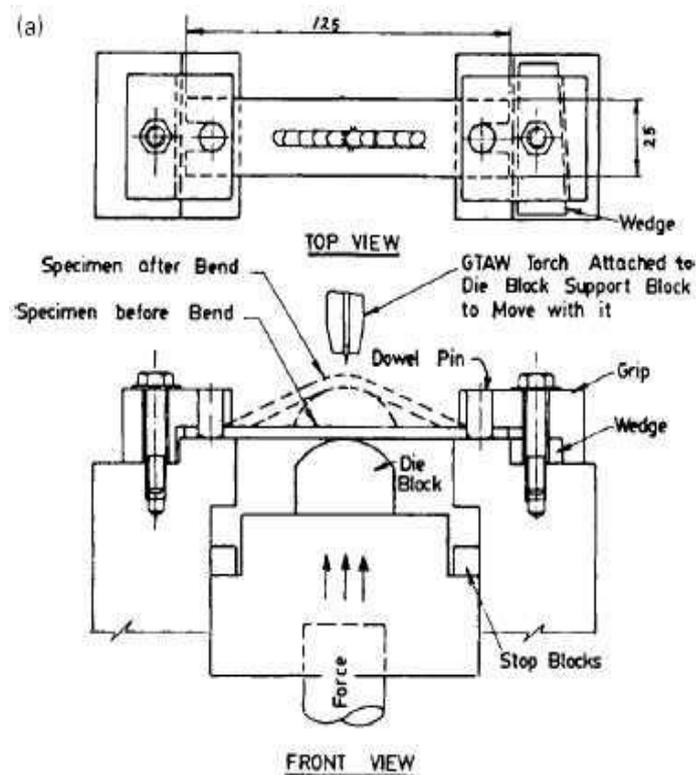
En las soldaduras reales es difícil estimar la cantidad de deformación experimentada por el metal soldado, en vista de la compleja geometría y las condiciones térmicas experimentadas. De acuerdo a esto, se prefiere aplicar una tensión controlada sobre una muestra de geometría simple, con la finalidad de evaluar la tendencia al agrietamiento. Existen varios ensayos que pueden satisfacer las condiciones antes mencionadas.

Los tests más conocidos son: Varestraint y Transvarestraint y el PVR por sus siglas en alemán (Programmierter Verformungsrisstest).

Según norma prCEN 17641-3:2003<sup>50</sup> (anexo IV) estas pruebas se clasifican como *externally loaded tests*. Esta norma describe los ensayos que pueden ser aplicados para evaluar la susceptibilidad al agrietamiento en caliente, tanto del metal base y metal soldado. El principio de estos tests es la superposición del procedimiento de soldadura y la aplicación de una determinada deformación para cuantificar la susceptibilidad al agrietamiento. La tensión para provocar el agrietamiento en el material de prueba se debe a la aplicación de cargas externas mediante un equipo específico. La principal ventaja de estas pruebas reside en la evaluación y clasificación de la susceptibilidad al agrietamiento en caliente.

El test de Varestraint y Transvarestraint proveen una medida para evaluar la susceptibilidad al agrietamiento. En el test Varestraint, la carga se aplica

longitudinalmente en la dirección del cordón de soldadura y se utiliza para evaluar el agrietamiento en la solidificación (solidification cracking, ver punto 2.4.2) y agrietamiento en la zona afectada térmicamente (liquation cracking, ver punto 2.4.2). En el test Transvarestraint, la carga se aplica transversalmente al cordón de soldadura y se utiliza sólo para evaluar el agrietamiento en la solidificación. En un punto fijo en la operación de soldadura la deformación toma lugar, una vez terminada la prueba, se evalúa y mide visualmente. La susceptibilidad se basa en la evaluación de la longitud de fisura versus deformación. La figura 2.31 muestra el equipo especializado, para aplicar la deformación sobre la muestra y para sincronizar las operaciones de doblado y soldadura. Para un laboratorio en particular, estos tests pueden utilizarse para clasificar nuevos materiales y hacer comparaciones con materiales de conocida susceptibilidad en situaciones reales (prCEN 17641-3:2003)<sup>50</sup>.

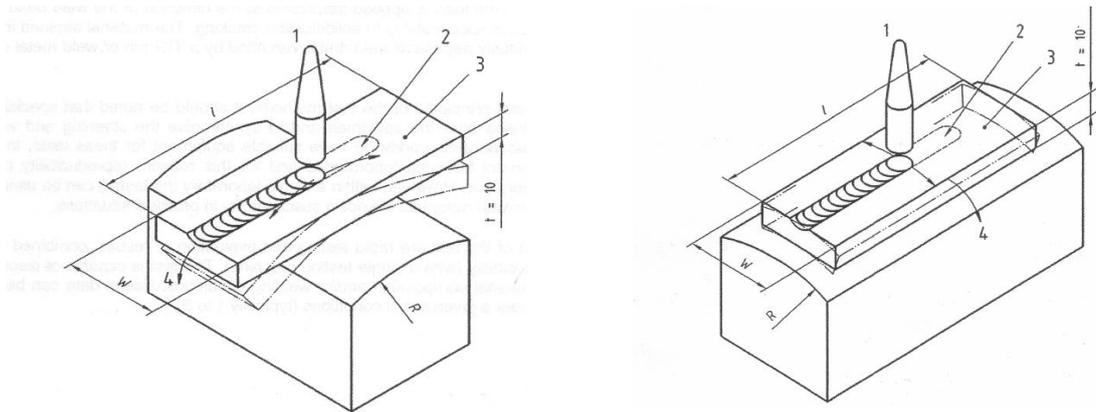


**Figura 2.31. Equipo empleado para llevar a cabo el test Varestraint. Fuente: Shankar<sup>67</sup>.**

La deformación se aplica cuando el baño de fusión alcanza la mitad de la muestra para luego doblar la muestra sobre un bloque de radio fijo. La deformación experimentada se relaciona al radio del bloque (*die block*, en la figura 2.31), por la relación  $e \cong t/2r$ , donde  $e$  es la deformación,  $t$  el espesor de la muestra y  $r$  el radio del bloque (Shankar, pp.375)<sup>17</sup>.

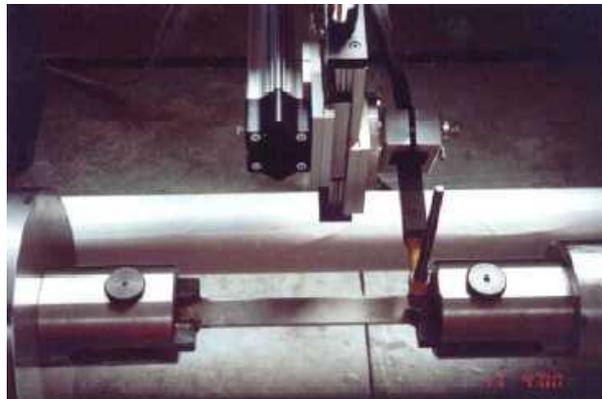
La ventaja de los test Varestraint y Transvarestraint, radica en la rápida evaluación de los resultados, combinada con la poca variabilidad y buena reproducibilidad. Una vez completado el test, la muestra debe ser examinada a 25

aumentos y determinar todas las fisuras presentes. Posteriormente se calcula la longitud total de todas las fisuras visibles y se traza como función de la deformación. La posición relativa de la longitud total de las fisuras versus la deformación permite la evaluación de la susceptibilidad del agrietamiento en caliente (ver punto 6.2.4, norma prCEN17641-3:2003, anexo III). La figura 2.32 muestra la forma en que se aplica la deformación para los test Varestraint y Transvarestraint.



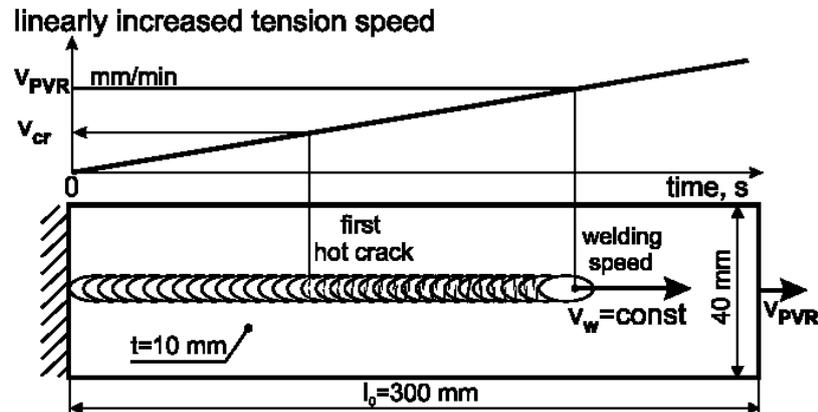
**Figura 2.32 Principios del test Varestraint (izquierda) y Transvarestraint (derecha). Fuente: prCEN 17641-3.2003<sup>50</sup>**

El test PVR utiliza una muestra de geometría simple a la cual se le aplica una tensión en dirección horizontal, en este ensayo la carga se incrementa linealmente. Esta deformación controlada, se aplica durante la operación de soldadura. La velocidad de deformación, para iniciar el agrietamiento en caliente, se le describe como velocidad de deformación crítica ( $V_{cri}$ ) correspondiente a la primera fisura a una magnificación de 25. Se le utiliza como una medida para evaluar la susceptibilidad al agrietamiento. Este test se creó con la finalidad de evaluar los efectos del proceso de soldadura con respecto al agrietamiento en caliente. El test estándar se lleva a cabo sobre una muestra de geometría plana de 400x10x300 (ancho, espesor, longitud), la cual es deformada en un sistema hidráulico tal como se muestra en la figura 2.33.



**Figura 2.33 Equipo que realiza la deformación controlada en el test PVR. Fuente: Shankar<sup>17</sup>**

El test estándar se realiza incrementando la tasa de deformación, desde cero hasta 70mm/min, mientras que un arco TIG, protegido con argón, recorre a velocidad constante longitudinalmente la muestra. Generalmente se aplican para calores de aporte de 7 KJ/cm ( $I=180$  amp.,  $V=12$ ,  $v=19$ cm/min.), 10KJ/cm. En la figura 2.34 se aprecia el procedimiento estándar para este test.



**Figura 2.34** Procedimiento para determinar la velocidad de deformación crítica para la primera fisura en caliente.

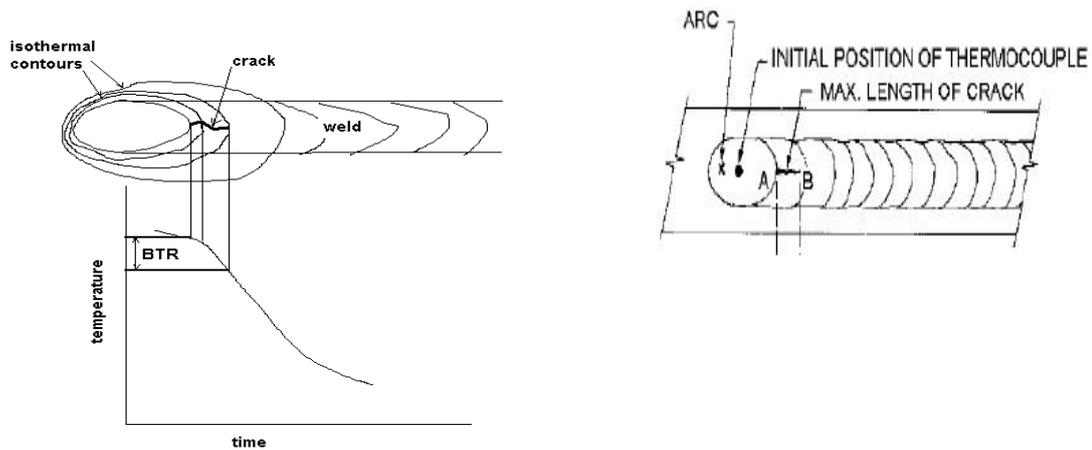
El procedimiento de esta prueba permite la variación tanto del procedimiento de soldadura como de la tensión aplicada, teniendo en cuenta que la variación de ambos factores producirá determinados efectos en los resultados obtenidos. Estos resultados dependen del comportamiento del material ante las diferentes condiciones de soldadura, solidificación y tensión.

Como se mencionó anteriormente, estos ensayos pueden evaluar la susceptibilidad al agrietamiento del metal base y metales de aporte, además de procedimientos de soldadura.

Cuando se evalúan metales base, la muestra se calienta, ya sea por un arco eléctrico TIG tanto en el caso del test de Varestraint como en el test PVR. En ambos casos se presenta una zona afectada térmicamente, la cual está sujeta a una tensión y por lo tanto es susceptible a fisurarse.

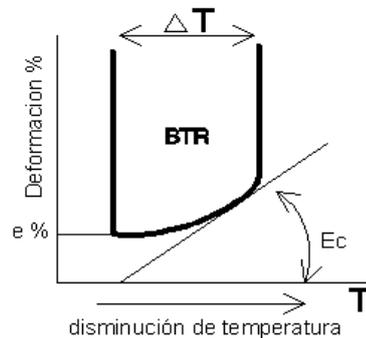
Cuando se evalúa el metal soldado, se deposita material mediante un apropiado proceso de arco eléctrico. En el caso de los test PVR y Varestraint, el metal soldado se encuentra bajo una tensión cuando el depósito solidifica y la presencia de fisuras constituye la base de evaluación. En el test en caliente, la muestra se extrae de una junta soldada (varios pases), la evaluación determina las propiedades mecánicas usando un determinado procedimiento. Las soldaduras de múltiples pases también pueden evaluarse mediante los ensayos PVR y Varestraint; pero las muestras tienen que ser preparadas y el depósito de soldadura recalentado usando un arco eléctrico TIG, similar al utilizado en la evaluación de metales base.

Otro de los criterios para evaluar la susceptibilidad al agrietamiento en caliente es el cálculo de BTR, generalmente aplicado al test Transvarestraint. El procedimiento para calcular el rango de temperaturas frágiles (BTR, *brittleness temperature range*, por sus siglas en inglés), se muestra esquemáticamente en la figura 2.34. Para calcular el BTR se debe calcular la curva de enfriamiento en la línea de centro de la soldadura, dicha curva se obtiene colocando una termocupla detrás del arco. La variación tiempo-temperatura, de la curva de enfriamiento, se puede convertir en temperatura-distancia usando la formula  $d=v*t.$ , ya que la velocidad de pase del arco se realiza a velocidad constante. La termocupla muestra el campo de temperaturas alrededor del baño de fusión en el instante que se aplica la deformación. La longitud de la fisura se traza en este campo de temperaturas como una función de la distancia. Asimismo, la temperatura asociada a la distancia de la fisura da el límite inferior de BTR generalmente se obtiene una curva como la figura 2.35 (Shankar, pp. 377)<sup>17</sup>.



**Figura 2.35 Procedimiento para calcular BTR a partir de la máxima longitud de fisura (MCL).**

Otro de los factores para expresar la susceptibilidad al agrietamiento es el rango de temperaturas frágiles (BTR), sin embargo, la deformación juega un rol esencial para producir el agrietamiento. El BTR también puede expresarse como una región en el diagrama temperatura-deformación (ver figura 2.36). Este diagrama muestra, que el agrietamiento se extiende a bajas temperaturas a medida que la tensión (deformación) se incrementa y que dicha tensión se satura para una cierta mínima temperatura. En muchos materiales se requiere de una deformación mínima ( $\epsilon$  %) para iniciar el agrietamiento, además de una tasa de deformación crítica ( $E_c$ ). Para el test Transvarestraint, la zona de temperaturas frágiles puede calcularse mediante este parámetro.



**Figura 2.36. El concepto de rango de temperaturas frágiles durante la solidificación de los metales en el espacio temperatura-deformación.**

Una ventaja del test de Varestraint se debe al estudio tanto de la zona de fusión y la zona afectada térmicamente. En este tipo de prueba las fisuras usualmente no se encuentran en la línea de centro, donde la segregación es alta. En cambio en el transvarestraint, donde la soldadura se deforma transversalmente, las fisuras siempre se encuentran cerca de la línea de centro de la soldadura. Por esta razón el test transvarestraint se prefiere para determinar la zona de temperaturas frágiles (BTR). Con respecto a este test, se cree que es el óptimo para evaluar el agrietamiento en caliente en la zona de fusión, debido a que las fisuras se presentan junto a la línea de centro de la soldadura. Además, que la longitud de la fisura permanece constante con la deformación, proporcionando una medida real de la susceptibilidad. Por otro lado, en el test Varestraint, esta longitud varía con la deformación. La principal ventaja del test PVR, en comparación a los otros, es el requerimiento de una muestra de determinadas dimensiones para establecer la susceptibilidad al agrietamiento (Shankar, pp.378)<sup>17</sup>.

El test PVR permite la posibilidad de definir un criterio para evaluar el agrietamiento en caliente. Este criterio toma en cuenta la dinámica del proceso de soldadura, al igual que los efectos metalúrgicos así como los efectos asociados al diseño y ensamblaje. El proceso de soldadura actúa con el calor de aporte, la velocidad de pase, la forma del baño de fusión, tipo y diámetro de electrodos, secuencia de soldeo, precalentamiento, etc. asociados tanto a los efectos propios del material como los de diseño.

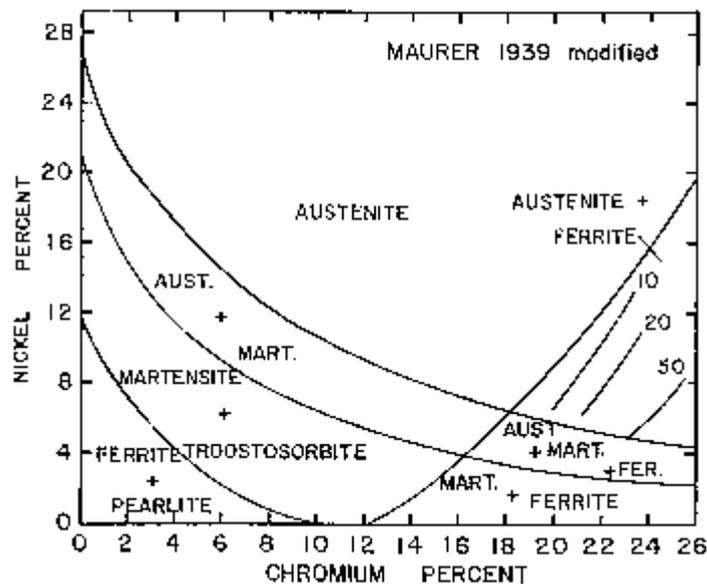
Aunque es posible evaluar la relativa susceptibilidad de los materiales al agrietamiento, la aplicación de estos resultados a condiciones reales de soldadura se complica. Esto se debe a que los parámetros que intervienen en estos tests, como la deformación, la tasa de deformación crítica y los esfuerzos son variables para una configuración geométrica determinada; sin embargo, los resultados de estos ensayos para determinados materiales muestran buena consistencia. Estos resultados se pueden aplicar para cuantificar la susceptibilidad al agrietamiento en caliente, ya sea en metales base, metales soldados o procedimientos de soldadura con determinados materiales de aporte (Shankar, pp. 378)<sup>17</sup>.

## 2.5.- Soldabilidad de los aceros austeníticos.

### 2.5.1.- Diagramas de composición.

Los diagramas de composición se utilizan para predecir la microestructura en el metal soldado. Asimismo, estos diagramas son muy útiles para predecir la cantidad de ferrita delta en el material de aporte. En este punto, se revisará la evolución de los principales diagramas utilizados en la actualidad.

Strauss y Maurer<sup>71</sup> crearon el diagrama cromo-níquel, que luego fue modificado por Scherer, Riedrich y Hoch<sup>72</sup>. Este diagrama permitía la predicción de varias fases en la microestructura, dentro del rango de composición del 0-26% de cromo y 0-25% de níquel. Las líneas de este diagrama se utilizan para predecir la microestructura para una determinada composición como se aprecia en la figura 2.37.



**Figura 2.37 El diagrama cromo-níquel utilizado por Maurer para predecir la microestructura. Fuente: Nassau<sup>20</sup>.**

El diagrama presenta líneas curvas definiendo regiones de austenita, ferrita, troostosorbite (perlita muy fina) y regiones combinadas de estas fases. Este diagrama se desarrolló basado en productos terminados (condición de suministro) y no para materiales en bruto de solidificación.

Newell y Fleischmann<sup>73</sup> fueron los primeros en desarrollar una expresión para definir la estabilidad de la austenita como una función de los elementos de aleación. La expresión para predecir el límite austenita- mix austenita-ferrita, está dada como:

$$Ni = \frac{(Cr + 2Mo - 16)^2}{12} + \frac{Mn}{2} + 30(0,1 - C) + 8$$

Donde los símbolos químicos representan el porcentaje en peso de cada elemento de aleación. En esta ecuación se aprecia que al manganeso se le considera 50% efectivo como elemento estabilizador de la austenita, el carbono 30 veces más efectivo mientras que el cromo y molibdeno presentan un relación no-lineal.

Posteriormente Fiel, Bloom y Linnert<sup>74</sup> encontraron que la expresión de Fleischmann no predecía acertadamente la estructura del metal solidificado. Su investigación se centró principalmente en predecir la microestructura de aceros austeníticos soldados. Además, determinaron que la soldadura debía contener algo de ferrita para prevenir la fisuración en el pase de raíz. Asimismo, modificaron la ecuación de Fleischmann, cambiando la constante, de 8 a 14 en la ecuación. Esto dió una mejor predicción de la estabilidad de la austenita, para composiciones del 18 a 21% del cromo y 9 a 11% de níquel. Además, ordenó los elementos promotores de austenita (Ni, Mn, C) hacia el lado izquierdo.

El concepto de equivalencia empezó a tomar forma cuando Thomas y Campbell<sup>75</sup> reportaron que, para composiciones de 25% de cromo y 20% de níquel, la microestructura y las propiedades mecánicas podían ser correlacionadas a pequeñas cantidades de molibdeno y niobio (columbio). Para ello utilizaron la expresión de cromo equivalente, la cual se escribió como sigue:

$$Cr_{eq} = Cr + 1,5Mo + 2Nb.$$

Thomas sugirió una ecuación más lineal para predecir la estabilidad de la austenita con respecto a la formación de ferrita delta:

$$Ni + 0,5Mn + 30C = 1,1(Cr + Mo + 1,5Si + 0,5Nb) - 8,2.$$

Estos fueron los primeros pasos para la linearización de los diagramas de Schaeffler y De Long.

Schaeffler<sup>76</sup> correlacionando los conceptos de la química y microestructura, trazó un diagrama. Este diagrama tenía como variables, a los elementos de aleación para una específica fase microestructural (austenita, ferrita, martensita, o la combinación de estas fases), en el metal soldado. Las coordenadas en el diagrama se muestran como níquel y cromo equivalente, sobre los ejes verticales y horizontales, respectivamente. Esta elección de ejes permitía correlacionar los efectos de los formadores de austenita (Ni, Mn, C, etc.) y los formadores de ferrita (Cr, Mo, etc.) con relación a la microestructura final. El diagrama de Schaeffler 1947 se aprecia en la figura 2.38.

La fórmula original de Schaeffler para el níquel equivalente, donde los elementos de aleación representan el porcentaje en peso, es la siguiente:

$$Ni_{eq} = Ni + 0,5Mn + 30C.$$

Esta ecuación es consistente con la fórmula de Fleischmann<sup>52</sup>. Esta fórmula indica que el níquel, en comparación con el manganeso, es dos veces más efectivo como estabilizador de austenita. También se advierte la fuerte influencia del carbono como estabilizador de austenita.

La fórmula original para el cromo equivalente está dada por:

$$Cr_{eq} = Cr + 1,8Mo + 2,5Si + 2Cb.$$

Como se aprecia en la figura 2.38, el límite de fase austenita y austenita-ferrita presenta una curvatura. Esta curvatura, advierte los efectos de la sinergia entre los elementos de aleación. La curva fue expresada matemáticamente por Schaeffler por la ecuación:

$$Ni_{eq} = \frac{(Cr_{eq} - 16)^2}{12} + 12$$

Es interesante resaltar que la naturaleza cuadrática de la estabilidad del austenita se muestra en esta fórmula, representada por el límite entre una región austenítica y la zona mixta austenita-ferrita. Es importante señalar que en los trabajos de los investigadores anteriormente nombrados (Fiel, Bloom Fleishmann, Thomas, Schaeffler) se encontró que el calor de aporte y la tasa de enfriamiento, influían en la microestructura soldada y, por lo tanto, causarían variaciones en las curvas.

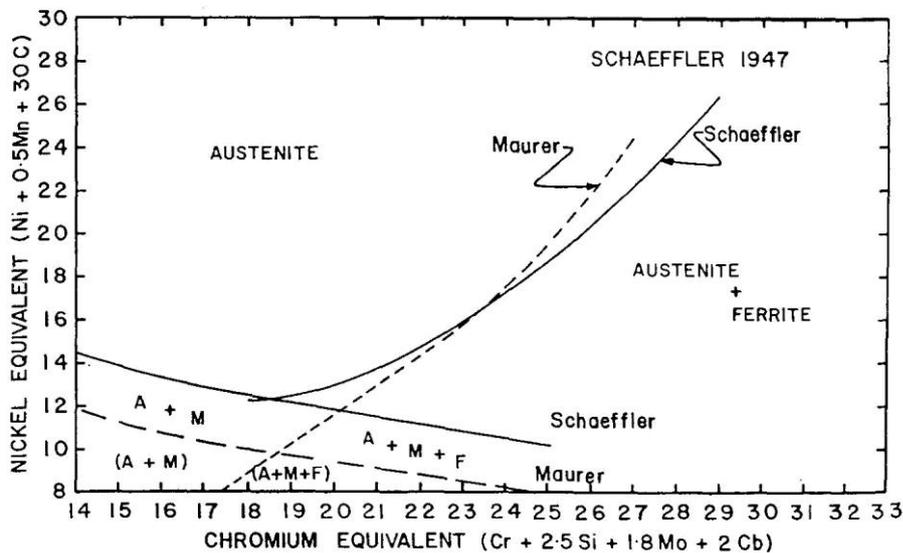
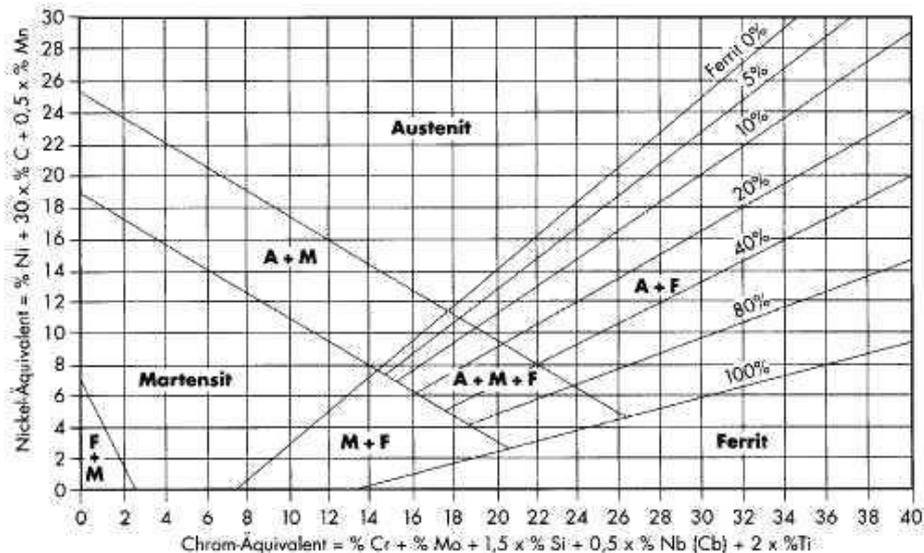


Figura 2.38 El diagrama de Schaeffler original 1947 Fuente: D.L Olson.

El segundo diagrama de Schaeffler, cercano al que se conoce en la actualidad, se dio a conocer en 1948. Este diagrama permitía incrementar la capacidad de predecir cuantitativamente la microestructura del metal soldado, especialmente en la región de dos fases austenita y ferrita-delta. Con respecto a la sinergia de los elementos de aleación, se aprecia la sinergia del cromo sobre la estabilidad de la austenita, con

respecto al níquel. Se necesita aproximadamente 30% de níquel para estabilizar la austenita sin adición de cromo, pero tan sólo 12% de níquel con 19% de cromo. Schaeffler también demostró sobre este diagrama un método gráfico para predecir gráficamente la microestructura del metal de aporte como una función del porcentaje de dilución del metal base.



**Figura 2.39** El diagrama de schaeffler 1949, nos muestra una descripción cuantitativa sobre todo en el contenido de ferrita. Fuente: D.L Olson.

En 1949 Schaeffler reportó otro diagrama como se aprecia en la figura 2.39. Este diagrama se utiliza en la actualidad y la principal modificación con respecto al de 1948 es para el cromo equivalente:

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 1,5Si + 0,5Cb$$

Seferian<sup>77</sup> desarrolló una expresión para calcular el contenido de ferrita delta a partir de las expresiones del cromo y níquel equivalente de Schaeffler. Esta expresión está representada por la siguiente fórmula:

$$\text{Ferrita delta} = 3(Cr_{eq} - 0,93Ni_{eq} - 6,7).$$

De Long y Reid<sup>78</sup> en 1973 investigaron una porción del diagrama de Schaeffler, particularmente la zona mixta austenita-ferrita, construyendo un nuevo diagrama. Este diagrama permitía la predicción cuantitativa y reproducible de la cantidad de ferrita delta. Se acepta generalmente que los aceros austeníticos presenten una fase en particular (sólo austenita) después del rolado y recocido. Pero en el caso de metales de aportes austeníticos, se necesita un 3-8% de ferrita delta, para reducir la fisuración en caliente. De Long y Reid modificaron el cálculo del níquel equivalente de Schaeffler, considerando el efecto del nitrógeno. La expresión para el cromo equivalente fue la misma que la de Schaeffler. La ecuación para el níquel equivalente es la siguiente:

$$Ni_{eq} = Ni + 0,5Mn + 30(C + N).$$

Se determinó que el nitrógeno tiene la misma influencia en la estabilidad de la austenita que el carbono. Posteriormente, Long y De Long<sup>79</sup>, luego de un trabajo experimental y analítico, obtuvieron el diagrama de la figura 2.40, cambiando las líneas de ferrita del diagrama Long y Reid, con la finalidad de mejorar la capacidad de predecir el contenido de ferrita delta.

También se encontró que, para materiales de aporte 308, 308L y 347, los diagrama de Schaeffler y De Long eran exactamente iguales, excepto para altos contenidos de nitrógeno. El diagrama de Schaeffler tal como se aprecia en la figura 2.39 se encontró que subestimaba el contenido de ferrita para materiales de aporte 316, 316L y 309.<sup>79</sup> El diagrama revisado de De Long predecía mejor la ferrita delta para estos materiales de aporte. Además, De Long manifestó que el diagrama era insensible a típicas variaciones de calor de aporte encontradas en la soldadura por arco.

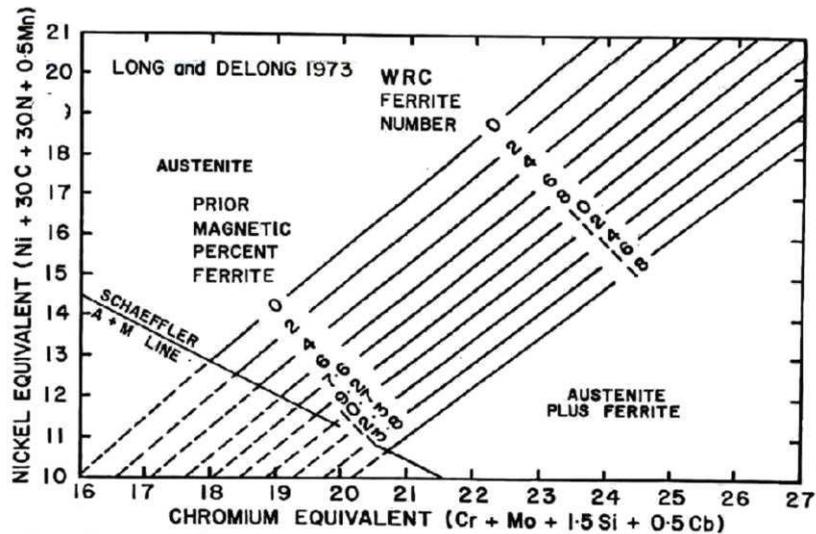


Fig. 8 – The Long and DeLong diagram of 1973 improved the accuracy of the earlier DeLong and Reid diagram and also introduced the scale for ferrite number

**Figura 2.40 El diagrama Long-DeLong de 1973, mejoraba la predicción de la cantidad de ferrita, en comparación con su predecesor. Fuente: D.L Olson**

La fórmula para el níquel equivalente, según De Long, era bastante confiable para contenidos de manganeso comunes a los aceros de la serie 300; sin embargo se determinó que subestimaba el “número de ferrita” (ver punto 2.5.2) del metal soldado, cuando el contenido de manganeso era mayor al 2,5%. Posteriormente se recomendó reemplazar el término 0,5Mn por una pequeña constante 0,35 con lo cual la fórmula se modificaba a:

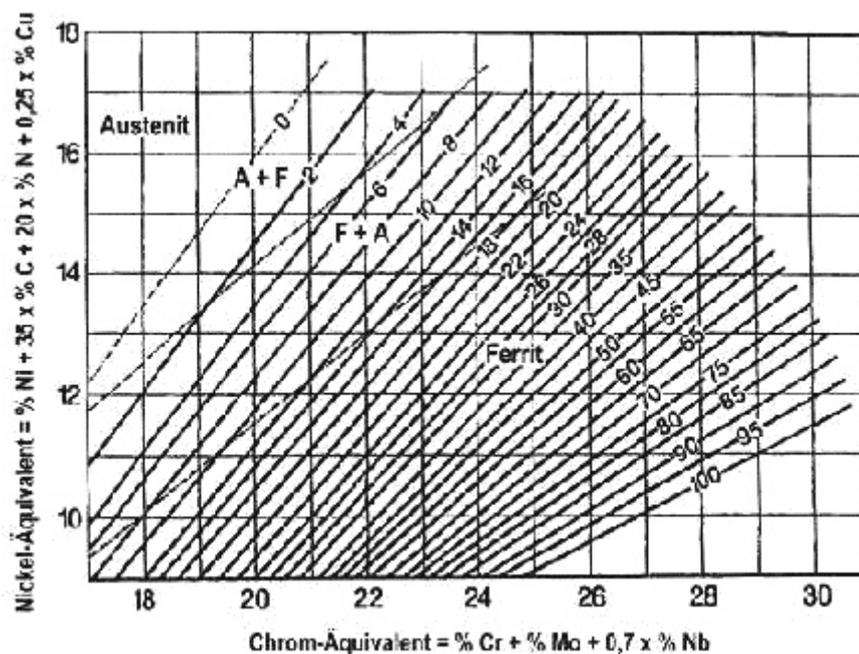
$$Ni_{eq} = Ni + 30(C + N) - 0,35$$

Para la expresión del cromo equivalente, según De Long, sugiere que adiciones de molibdeno tienen la misma influencia en promover la ferrita como lo hace el cromo.

Kotecki realizó un trabajo para analizar la influencia del molibdeno, sobre el número de ferrita y en la expresión del cromo equivalente. Además, encontró que el diagrama Long-De Long sobrestimaba el número de ferrita del metal soldado, por lo cual propuso usar un coeficiente de 0,7, para el molibdeno. En este diagrama se aprecia el concepto de número de ferrita, designación para indicar el contenido de ferrita en un material de aporte<sup>58</sup>.

Con el incremento del uso de los aceros austeno-ferríticos, el diagrama De Long no era el más adecuado. Siewert, en 1988, propuso un nuevo diagrama que abarcaba hasta el valor de 100 FN (número de ferrita) y por lo tanto abarcaba el rango completo de aceros austeníticos y aceros dúplex. Al diagrama que se muestra en la figura 2.41 se le conoce como el diagrama WRC-92. La certeza de predicción de este diagrama es superior al diagrama de De Long, además, provee información sobre los límites de los distintos modos de solidificación (A, AF, FA, F).

Recientes investigaciones han resultado mucho más confiables en la predicción de la cantidad de ferrita que los ofrecidos por el diagrama WRC-92. Estas investigaciones consideran la estabilidad termodinámica de la fase y métodos computacionales como la utilización de redes neuronales, con la finalidad de obtener predicciones más confiables<sup>34</sup>.



**Figura 2.41 El diagrama WRC-92, predice el contenido de ferrita hasta 100FN**

Fuente: Shankar<sup>17</sup>

Las fórmulas para calcular el cromo y níquel equivalente en el diagrama WRC-92 son las siguientes:

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 0,7Nb.$$

$$Ni_{eq} = Ni + 35C + 20N + 0,25Cu.$$

Existen numerosos trabajos de investigación para el cálculo del contenido de ferrita, y aquí sólo se ha mencionado los principales y más utilizados. Como hemos visto, el cálculo del contenido de ferrita delta se estima basándose en la composición del metal soldado. Los valores del cromo y níquel equivalente se trazan sobre los diagramas de composición anteriormente vistos y se intersectan con las líneas del contenido de ferrita. En la actualidad aún se emplean los siguientes diagramas:

- El diagrama de Schaeffler 1949, se utiliza como un diagrama general para predecir la microestructura en el metal soldado (ferrita, austenita, martensita). También se emplea para predecir la microestructura en la soldadura de materiales disímiles (austeníticos-ferríticos). Este diagrama no es el más adecuado para el cálculo del contenido de ferrita en metales de aporte austeníticos. La ventaja de este diagrama reside en que puede predecir la microestructura mediante un método basado en la dilución del metal soldado.
- El diagrama De Long 1973, fue empleado hasta 1985 para un limitado rango de aceros inoxidables del tipo CrNi(Mo,N). Recomendado para predicciones entre 0 y 15 FN.
- El diagrama WRC-92, es el resultado del análisis de más 950 muestras y de determinaciones del número de ferrita. Provee mayor certeza en la predicción debido a la determinación del efecto de elementos como Mn, Si, C, N. Este diagrama provee la mejor estimación para el contenido de ferrita para el caso de aceros austeníticos y austenoferríticos.

Es importante señalar que estos diagramas estiman un contenido de ferrita, el cual siempre se desviará de los valores obtenidos en la medición. Asimismo, otra de las limitaciones en las fórmulas empleadas para calcular el cromo y níquel equivalente es que los coeficientes empleados en los elementos de aleación se mantienen constantes, es decir no se consideran en la cinética de precipitación para un acero determinado (Olson, 1985)<sup>80</sup>.

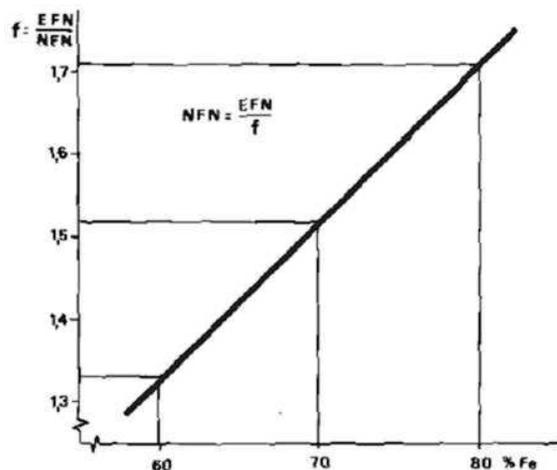
### 2.5.2.- Número de ferrita (FN).

Con la finalidad de asegurar la reproducibilidad de los resultados entre distintos laboratorios, el Consejo de Investigación de Soldadura (Welding Research Council) decidió utilizar un nuevo término “Número de Ferrita” para definir la cantidad de ferrita medida por un instrumento calibrado bajo un procedimiento estándar.

Este término se utiliza con la finalidad de indicar el contenido de ferrita y para facilitar la comunicación (estándares y especificaciones), lo cual está internacionalmente aceptado. Por lo tanto, el término FN es un valor estandarizado y arbitrario, y no es necesariamente el valor absoluto del porcentaje de ferrita en el metal soldado. Valores de FN menores que 10 representan un buen promedio del porcentaje de ferrita. Valores de FN mayores que 10 exceden claramente el verdadero porcentaje de ferrita (AWS A4.2, A2.3)<sup>81</sup>.

El porcentaje de ferrita no es igual al contenido de ferrita en una estructura austenítica. Kotecki indicó que una buena aproximación del porcentaje de ferrita resulta

de dividir FN entre un factor, el cual es dependiente del contenido de hierro del metal. Esto se puede observar en la figura 2.42, para un típico acero 316L este valor es 1.5 mientras que para un acero austenoferrítico es de 1.35 (Nassau)<sup>20</sup>.



**Figura 2.42 Relación entre FN versus porcentaje de ferrita. Fuente: Nassau<sup>20</sup>.**

Está generalmente aceptado que se requiere de 3-8% en vol. de ferrita delta para reducir el agrietamiento en caliente. Según ASME y WRC para servicio nuclear se requiere un mínimo de 5 FN y para soldaduras de varios pases un mínimo de 4FN. Para mayor referencia, se cuenta con las normas de la Sociedad Americana de Soldadura, AWS A5.4 y A5.9. Como se explicó en el punto 2.3, materiales de aporte que solidifican en el modo austenítico, tienden a fisurarse, sobre todo en aceros 316, 316L, 310 y 330 (NIDI,1998)<sup>12</sup>.

Para conseguir una óptima resistencia en la zona soldada, los factores a considerar son: la cantidad de ferrita delta, la morfología y distribución. Además estos factores son dependientes de las condiciones de entorno de metal soldado (temperatura, corrosión). Es importante evaluar las condiciones de entorno del material soldado para determinar el contenido de ferrita óptimo. Si la microestructura del metal soldado contiene una baja cantidad de ferrita con una red no-continua, se adecua para evitar la reducción de la resistencia al impacto a temperaturas subcero. Asimismo, se requiere menos del 8% en volumen para asegurar una red no continua de ferrita delta. es importante señalar que para cada acero austenítico, existe un determinado porcentaje de ferrita delta para el cual se logra la máxima resistencia a la fluencia (Olson,1985)<sup>80</sup>.

Para el caso de condiciones de servicio a alta temperatura, la ferrita delta se transforma en fase sigma, fase dura y frágil. Por lo tanto, también se requiere de un control del contenido de ferrita delta (como máximo 12 FN). Para el caso de un acero AISI 316, se recomienda un mínimo de 5% en vol. de ferrita delta, lo cual asegura una red de ferrita no continua y óptima resistencia al creep a altas temperaturas.

De acuerdo a lo explicado, se puede comentar que el contenido de ferrita tiene que correlacionarse con las condiciones de servicio del metal soldado. Generalmente, en aceros austeníticos, límites bajos de ferrita están relacionados con la resistencia al agrietamiento, mientras que los límites superiores con la formación de fases frágiles a

altas temperaturas. En aceros austeno-ferríticos, contenidos bajos de ferrita se relacionan con la resistencia a la corrosión por tensión, mientras que valores altos, aseguran una adecuada ductilidad y resistencia a la tracción. A continuación se mencionan algunos ejemplos del contenido de ferrita según las condiciones de servicio.:

- Metal base completamente austenítico. Para severas condiciones de servicio, medios muy severos oxidantes y reductores con contenido de cloruros: FN<0.5
- Metal base completamente austenítico CrNiMoN, no magnético: FN<0.5
- Bajo contenido de ferrita para metales soldados CrNiN y CRNiMoN, aplicaciones criogénicas: FN 3-6 o FN<0.5
- Para propósitos generales, en aceros inoxidables con resistencia a la corrosión y al agrietamiento en caliente: FN 6-15.
- Metal soldado austenoferrítico con resistencia a la corrosión del tipo localizada FN 30-70

### 2.5.2.1.- Determinación del contenido de ferrita.

Una variedad de técnicas, se han desarrollado para determinar el contenido de ferrita de una muestra en particular; sin embargo entre las más viables se encuentran las técnicas metalográficas, diagramas de constitución, y los instrumentos del tipo magnético, el otro grupo lo conforman la difracción de rayos x, saturación magnética y permeabilidad magnética.

De Long realizó una crítica de las técnica empleadas para la medición de ferrita, especialmente en aceros austeníticos, entre sus observaciones se mencionan las siguientes:

La medición de ferrita desde el punto de vista de la química, se considera una opción viable para la predicción de la ferrita a través de la aplicación de un apropiado diagrama de constitución. Entre ellos, el diagrama de Schaeffler, De Long, el más actual el diagrama WRC-92.

En cuanto a la técnica metalográfica, mencionó que las mediciones estaban altamente influenciadas por el tamaño de la ferrita, asimismo que la aplicación de técnicas automatizadas introducían pequeñas mejoras disminuyendo la variabilidad de los resultados. Asimismo los cambios en el contenido de ferrita para una determinada probeta, hacen difícil una representación cuantitativa para la muestra entera.

Asimismo, los instrumentos magnéticos disponibles comercialmente en el mercado, se presentaron como una técnica confiable para determinar el contenido de ferrita. Con respecto a los otros métodos como; difracción de rayos X, se comentó que este método era aplicable como técnica de medición; sin embargo los modelos de difracción no eran lo suficientemente confiables en la predicción. Con el tiempo el método de permeabilidad magnética se convirtió en un método confiable para determinar el contenido de ferrita

En este punto haremos referencia a los instrumentos usualmente empleados en el campo de la ingeniería.

Con la finalidad de obtener resultados reproducibles en la medición del contenido de ferrita varios investigadores, separadamente, llevaron a cabo una serie de estudios. Entre ellos están E. Stalmasek, E.W. Pickering, E.S. Robitz y D. M. Vandergriff. Stalmasek centró su investigación en la medición del contenido de ferrita, publicando un artículo "Measurement of ferrite content in austenitic stainless steel weld metal giving internationally reproducible results". Por su parte Pickering, Robitz and Vandergriff se concentraron en los factores que influenciaban la medición de contenido de ferrita. detallados en el artículo "Factors influencing the measurement of ferrite content in austenitic stainless steel weld metal using magnetic instruments" (Lundin, 1999)<sup>81</sup>.

En estos trabajos se identificaron los factores claves para el desarrollo de los equipos de medición. Entre estos factores tenemos:

- La química, distribución, forma y tamaño de la ferrita y el grado de transformación, fueron identificados como los factores que hacen difícil precisar y predecir la medición del contenido de la ferrita.
- La utilización de diferentes técnicas de medición no necesariamente produce idénticos resultados.
- La forma y tamaño de la muestra debe ser considerada de tal manera que su geometría no afecta la medición.
- La reproducibilidad entre los instrumentos requieren el empleo de una norma de calibración que incorpore todas las técnicas.

Entre los instrumentos magnéticos empleados en la actualidad se cuenta con el:

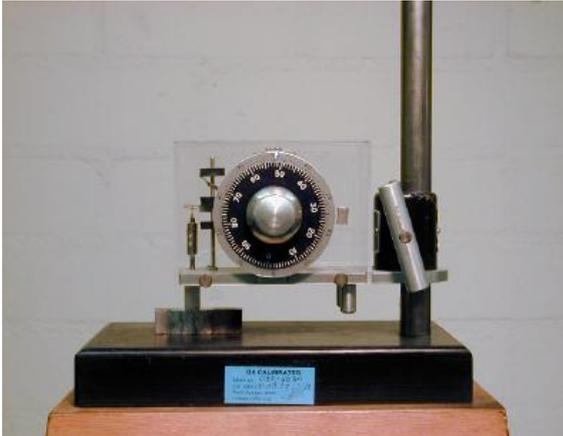
#### El Magne Gage:

Es un indicador magnético que correlaciona la fuerza requerida para separar un imán de una determinada muestra.<sup>81</sup> El principio que gobierna el Magne gage se basa en que un incremento en el contenido de ferrita promueve una mayor respuesta ferromagnética, ocasionando un incremento en la fuerza requerida para separar el imán de referencia de la muestra

El Magne Gage se construyó para medir el espesor de recubrimientos no magnéticos sobre materiales magnéticos. Este instrumento cuenta con un magneto suspendido de un brazo, dicho imán desciende hasta estar en contacto con la muestra a medir. Utilizando un dial calibrado se incrementa el torque a través de un resorte, hasta que el imán de referencia sea separado de la muestra. La lectura del dial, era grabada y comparada a una curva de calibración, que revelaba el contenido de ferrita o el espesor del. Si este instrumento se encuentra adecuadamente calibrado, se muestra como una herramienta útil para evaluar el contenido de ferrita.

La ventaja del Magne Gage reside en la capacidad de determinar directamente el contenido de ferrita basado en la respuesta magnética, además que el operador no está limitado a un número determinado de ferrita, además la calibración con los estándares primarios permitía al operador evaluar directamente el contenido de ferrita como una función del número de ferrita, sin embargo, el Magne Gage era un instrumento exclusivamente de laboratorio, y no aplicable a las condiciones de campo.

La utilización del Magne Gage (ver figura 2.43) se ha incrementado en los últimos años con la finalidad de determinar la relación entre el contenido de ferrita y las propiedades mecánicas del material soldado. Además, el desarrollo de los aceros dúplex requería la determinación del contenido de ferrita para valores mayores a los 28FN. Posteriormente Kotecki y Olson, recomendaron al Magne Gage como una herramienta confiable, adecuadamente calibrada para caracterizar el contenido de ferrita en aleaciones austeníticas y austenoferríticas.



Magna Gage



Feristcope

**Figura 2.43 El magna Gage y Feristcope.**

#### Feristcope:

La permeabilidad magnética se define como el ratio entre la inducción magnética y la fuerza del campo magnético. La medición de ferrita, usando esta técnica, requiere que un campo magnético sea inducido sobre la muestra y la fuerza magnética del campo resultante sea medida para establecer la permeabilidad magnética. Es decir, en pocas palabras la fuerza del campo magnético inducido variará proporcionalmente a la cantidad de fase ferromagnética presente<sup>81</sup>.

La permeabilidad global de una aleación bifásica con una fase ferromagnética y otra no ferromagnética, depende de la fuerza del campo que magnetiza basado en la permeabilidad individual y del contenido de ferrita<sup>81</sup>.

El Feristcope (ver figura 2.43) se desarrolló como un equipo portable que utilizaba el principio de permeabilidad magnética, para medir el contenido de ferrita (hasta valores de 100FN). Es un equipo de fácil uso, con una interfaz de fácil aplicación, el cual determina el contenido de ferrita en la escala como número de ferrita. La calibración del Feristcope se realiza mediante la utilización de estándares secundarios, utilizados exclusivamente para la calibración de Feristcope. Para evaluar la reproducibilidad de los resultados del Feristcope, cuando se calibra utilizando estándares secundarios, se ha establecido una variabilidad entre distintos laboratorios, del  $\pm/14\%$ , mayor a la presentada con el Magne Gage con  $\pm/10\%$ .

Tanto para el Magne Gage como para el Feristcope se ha hablado acerca del empleo de estándares para la calibración. Para el Magna Gage se utilizan estándares primarios para la calibración, mientras que para el Feristcope estándares secundarios. Los estándares primarios hacen referencia a muestras con un recubrimiento de material no magnético sobre acero al carbono conteniendo 0,25% de carbón como máximo. A cada estándar primario se le asigna un determinado FN, el cual es específico para cada instrumento de medida (ver sección A4.1, norma AWS A4.2)<sup>82</sup>. Para el procedimiento de calibración se tiene que seguir un procedimiento estándar detallado en la norma AWS A4.2. En cuanto a los estándares secundarios, son probetas de metal soldado provistos con un valor específico de FN sobre su superficie. Estos estándares se utilizan específicamente para la calibración del Feristcope, el procedimiento para la calibración se realiza bajo la norma AWS A4.2.

### 2.5.3.- Aplicación de los diagramas de composición.

#### 2.5.3.1.- Evaluación según el diagrama de Schaeffler.

El diagrama de Schaeffler muestra las distintas fases que se pueden presentar en los metales soldados de acuerdo a su composición. Se localizarán los aceros del tipo 316L, 304, y 316 en el diagrama de Schaeffler, con la finalidad de predecir los posibles cambios microestructurales. Para su ubicación se emplearán las fórmulas del cromo y níquel equivalente. Además, se calculará el contenido de ferrita esperado.

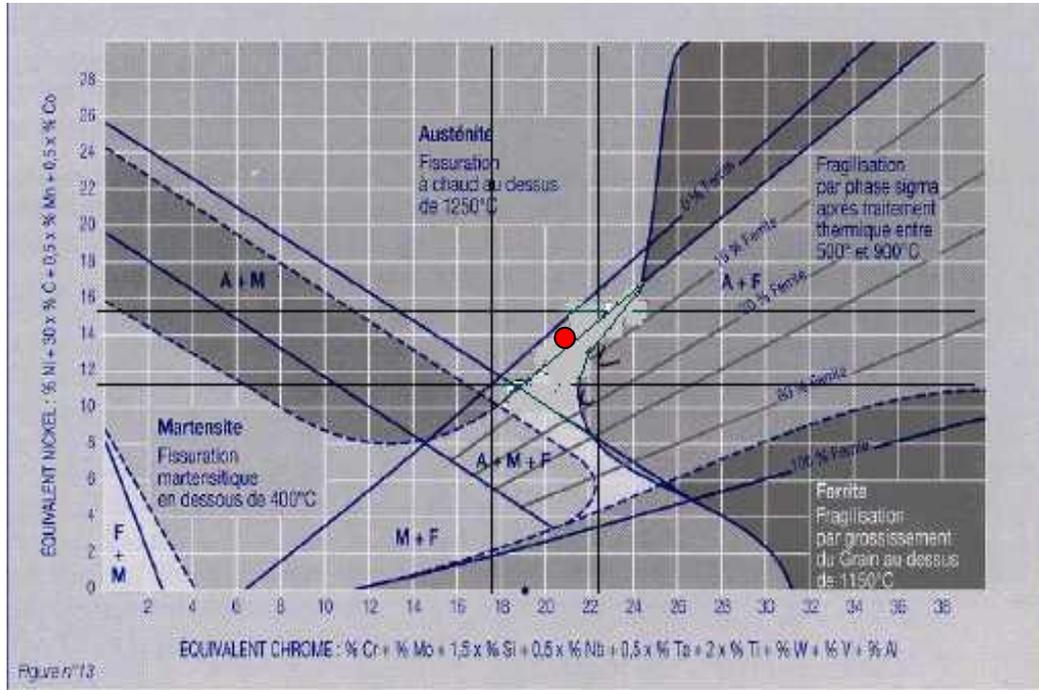
En la tabla 2.3 se calculará el cromo y níquel equivalente para un acero del tipo 316L, para luego trazarlos sobre el diagrama. Asimismo, se han considerado los rangos de composición permisibles para un acero tipo AISI 316L y una composición promedio.

**Tabla 2.3 Cálculo de fórmulas equivalentes para un acero 316L.**

Tipo de material	AISI 316L		
Características	Metal base		
Composición	Típica	Rango de análisis	
	%	Min. %	Max. %
Carbono - C	0,030	0,030	0,030
Silicio - Si	1,000	0,000	1,000
Manganeso - Mn	2,000	0,000	2,000
Cromo - Cr	17,000	16,000	18,000
Molibdeno - Mo	2,500	2,000	3,000
Níquel - Ni	12,000	10,000	14,000
Niobio - Nb	0,000	0,000	0,000
Nitrógeno	0,000	0,000	0,000
Equivalentes calculados	Análisis promedio	Rango de análisis	
Níquel equivalente	13,90	10,90	15,90
Cromo-equivalente	21,01	18,00	22,50

\*Ferrita delta<sup>77</sup>:  $3(Cr_{eq} - 0,93Ni_{eq} - 0,67) = 4,149$

Fórmulas cromo y níquel equivalente según Schaeffler (1949):  
 $Cr_{eq} = Cr + Mo + 1,5Si + 0,5Cb.$   
 $Ni_{eq} = Ni + 0,5Mn + 30C.$



**Figura 2.44 Diagrama de schaeffler y las zonas de riesgos para los metales soldados. Fuente: Schaeffler<sup>55</sup>**

Considerando la composición para un acero AISI 316L, tal como se presenta en la tabla 2.3, el cromo equivalente puede variar de 18% a 22,5 y el níquel equivalente puede variar de 10,9% a 15,9%. Asimismo, los valores del cromo y níquel equivalente para una composición promedio son 13,9 y 21%, con un contenido de ferrita delta aproximadamente del 5% (según fórmula de Seferian)<sup>77</sup>.

Como se aprecia en la figura 2.44, el dominio de existencia del metal soldado del 316L tiende a ser parcialmente magnético (presencia de ferrita), abarcando los campos austenítico y la zona mixta austenita-ferrita. En caso desee evitarse una fase magnética en la microestructura, el cromo equivalente debe ser menor que 20% y el níquel equivalente debe ser igual o mayor al 14%. Una alternativa sería un acero con una composición de 16 % de cromo y 13% de níquel. Es importante señalar, que la mejor soldabilidad se obtiene en las áreas oscuras, el dominio de existencia del 316L escapa a estas zonas. Considerando su localización, el riesgo asociado a la soldadura es una falla a alta temperatura (agrietamiento en caliente, ver 2.3), la cual puede aparecer durante el enfriamiento. Más aún si el acero austenítico se suelda a uno ferrítico, ya que tienen distintos coeficientes de dilatación térmica.

En el caso de los aceros 304 y 316, se evaluaron siguiendo la misma metodología, en este caso sólo se calculará una composición promedio para los dos aceros. A continuación, en la tabla 2.4 se muestran las composiciones consideradas y los cálculos realizados.

**Tabla 2.4. Cálculo de fórmulas equivalentes para aceros 316 y 304, composición promedio.**

Tipo de material	AISI 316 y AISI 304	
Características	Metal base	
Composición promedio	AISI 316 %	AISI 304 %
Carbono - C	0,08	0,08
Silicio - Si	0,75	0,75
Manganeso - Mn	2,00	2,00
Cromo - Cr	17,00	19,00
Molibdeno - Mo	2,50	0,00
Níquel - Ni	12,00	9,00
Nitrógeno	0,1	0,10
Niobio	0,00	0,00
Equivalentes calculados	Análisis promedio	Análisis promedio
Níquel equivalente	15,40	12,40
Cromo equivalente	20,63	20,13
Ferrita delta* %	0	5,9

Considerando la composición del acero 316, según la tabla 2.4, muestra valores de cromo y níquel equivalentes, de 20,63 y 15,40, respectivamente. De acuerdo a estos valores, presentaría una sola fase en particular, austenita (ver figura 2.45). Con respecto al contenido de ferrita, de acuerdo a su ubicación en el diagrama de Schaeffler, no presentaría ferrita en su microestructura. El riesgo que podía presentar la soldadura sería una falla a alta temperatura (agrietamiento en caliente). Más aún cuando su microestructura esta libre de ferrita, como mínimo para evitar esta microfisuración debe tener un número de ferrita de 4 FN (ver acápite 2.5.2).

En el caso del acero 304, considerando la composición de la tabla 2.4, se espera tener en su microestructura una mezcla de austenita y ferrita, de acuerdo a los valores obtenidos para el cromo y níquel equivalentes 20,13 y 12,40, respectivamente (ver figura 2.45). Con respecto al contenido de ferrita presenta aproximadamente un 6 % de ferrita delta en su composición, según la fórmula de Seferian un 5,7%. Al igual que el acero 316, el riesgo asociado a la soldadura sería una falla a alta temperatura; sin embargo, la presencia de ferrita delta minimiza este riesgo.

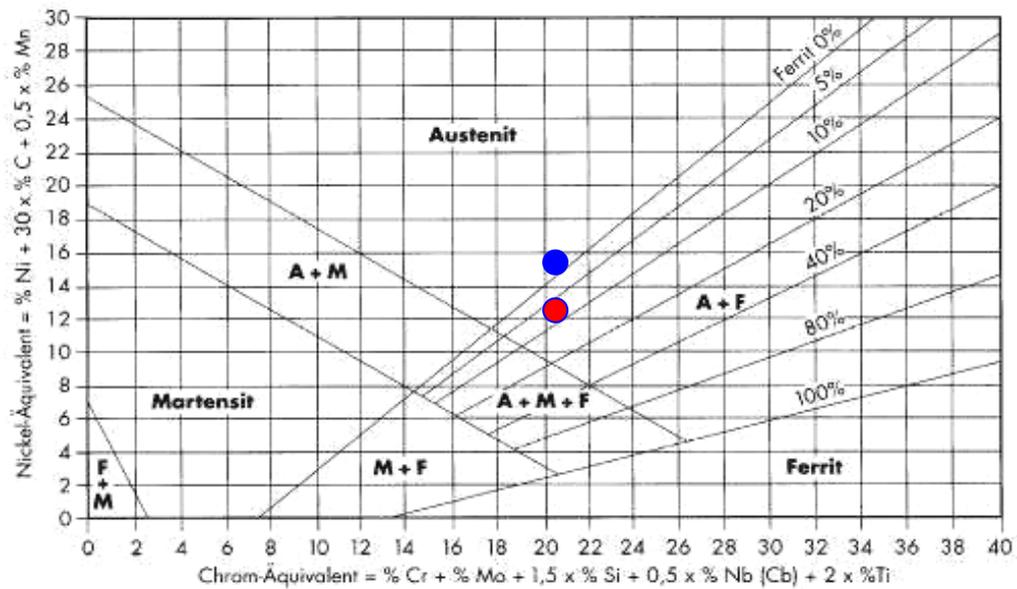


Figura 2.45 Ubicación de los aceros tipos 316 y 304 en el diagrama de Schaeffler según cromo y níquel equivalentes calculados en la tabla 2.4.

Según lo tratado anteriormente, el diagrama de Schaeffler permite predecir la microestructura del metal soldado, además del contenido de ferrita. Asimismo, los tres aceros requieren la presencia de ferrita delta en su microestructura para evitar la fisuración en caliente. Salvo que se especifique lo contrario, por ejemplo de no desearse una fase magnética, o por restricción, debido a las condiciones de entorno del metal soldado (temperatura, corrosión). La presencia de ferrita delta en la microestructura se debe a las condiciones de no-equilibrio propias de la soldadura. Además, estos valores pueden ser afectados por las condiciones del proceso de soldadura (calor de aporte, tasa de enfriamiento, metal de aporte). Por lo que se espera una desviación de los valores calculados con respecto a los reales.

**2.5.3.2.- Evaluación según el diagrama WRC-92.**

Se procederá a evaluar a los aceros 316L, 304L, 316 y 304, Además se considerará un metal de aporte tipo 308. También se tendrá en cuenta el efecto de la composición en el modo de solidificación, según los equivalentes de WRC-92 y el efecto de la presencia de fósforo y azufre.

En la tabla 2.5, se muestra la composición química de los aceros 316, 316L, 304L, según norma ASTM A240<sup>83</sup> y, sólo para comparar, la especificación ASME SA<sup>84</sup> 312 para los tipos 304L y 316L. Se aprecia las diferencias en cuanto a requerimientos en la composición para los normas anteriormente citadas. También, se incluye la composición del electrodo ER 308L según norma ASME SA 312.

**Tabla 2.5. Rangos de composición para varias especificaciones de los tipos 314L, 308L, 316L.**

Composición química %	AISI 316 ASTM A240	AISI316L ASTM A240	AISI 316L ASME SA312	AISI 304L ASTM A240	AISI 304L ASME SA312	ER308L ASME SFA5.9
<b>C Máx.</b>	0,08	0,03	0,035	0,03	0,03	0,03
<b>Si Máx.</b>	0,75	0,75	0,75	0,75	0,75	0,75
<b>Mn Máx.</b>	2,00	2,00	2,00	2,00	2,00	1,0-2,5
<b>Cr</b>	16,00- 18,00	16,00- 18,00	16,00- 18,00	18,00- 20,00	18,00- 20,00	19,5- 22,00
<b>Mo</b>	2,00-3,00	2,00-3,00	2,00-3,00	-	-	-
<b>Ni</b>	10,00- 14,00	10,00- 14,00	10,00- 15,00	8,00- 12,00	8,00- 13,00	9,00- 11,00
<b>N Máx.</b>	0,1	0,1	-	0,1	-	0,10
<b>S Máx.</b>	0,03	0,03	0,03	0,03	0,03	0,03
<b>P Máx</b>	0,045	0,045	0,40	0,045	0,04	0,03

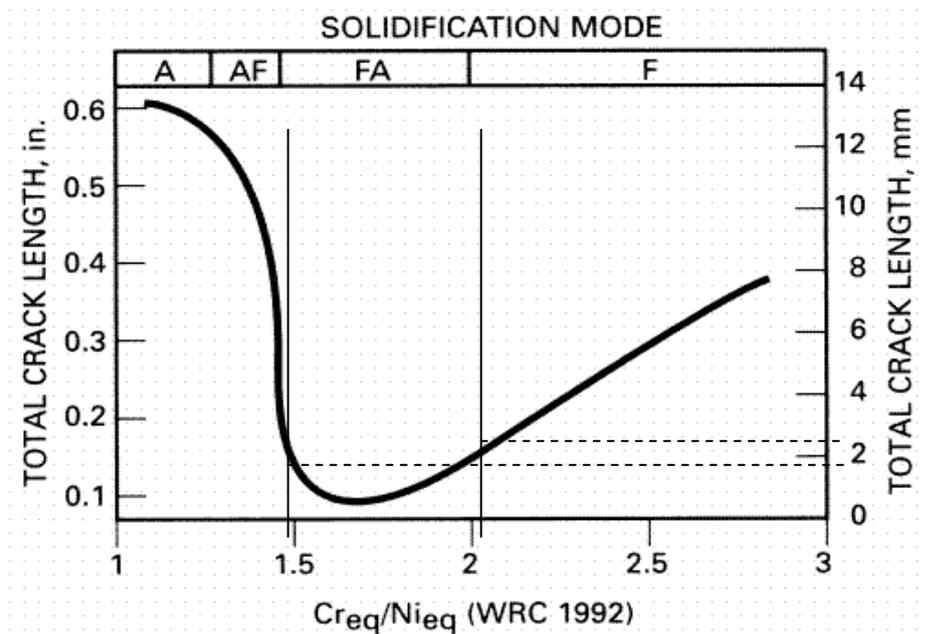
Con respecto a la tabla 2.5, se aprecia que el rango de composición de dichos materiales, puede variar de acuerdo a la especificación empleada. También se aprecia, para el electrodo ER308L, empleado usualmente como material de aporte para soldar un acero 304, que los límites mínimos para el cromo y níquel son mayores que los del tipo 304L. Esto es así con la finalidad de evitar la dilución (disminución en el % respecto a los elementos de aleación) y que el metal soldado cuente con las mismas propiedades que el metal base.

Para predecir los modos de solidificación se tendrá en cuenta el rango de composición y el cociente  $Cr_{eq} / Ni_{eq}$  equivalente. Además, para esta evaluación el cromo y níquel equivalente se calcula a partir de las fórmulas WRC-92<sup>85</sup>:

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 0,7Nb.$$

$$Ni_{eq} = Ni + 35C + 20N + 0,25Cu.$$

Posteriormente los rangos mínimos y máximos para el cromo y níquel equivalente se trazan sobre el diagrama WRC, con la finalidad de determinar el dominio de la aleación en el diagrama WRC-92<sup>85</sup>. Generalmente se afirma que, sin considerar los límites permisibles para el fósforo y azufre, para prevenir la fisuración en caliente se requiere un número de ferrita de 4 FN y un máximo de 21 FN. Para un número muy bajo de FN solidificará como austenita primaria (modos austenítico A o modo austenítico primario AF) y tendrá una significativa tendencia al agrietamiento (ver 2.3.2.2). Mientras que para valores muy altos de FN solidificará completamente como ferrita, modo ferrítico (F) y presentará casi la misma tendencia al agrietamiento que un número de ferrita (FN) menor que 4. Para rangos altos de FN, considerables cantidades de fósforo y azufre pueden incrementar la tendencia al agrietamiento. Las aleaciones con contenido o número de ferrita entre 4 y 21 solidificarán como el modo ferrítico-austenítico (FA). Ver figura 2.46.



**Figura 2.46.** Susceptibilidad al agrietamiento, como longitud total de la fisura, (*total crack length*), según equivalentes WRC-92. Fuente: Welding Handbook.

La posibilidad de encontrarse con el agrietamiento durante la solidificación disminuye para cocientes  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  ligeramente menores que 1,5, de acuerdo a las fórmulas equivalentes de WRC-92. Los modos que presentan una mayor susceptibilidad son el A, AF y el ferrítico F, que es más susceptible que el modo FA. Por ejemplo, dos aleaciones con distintos valores de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  de 2 y 1,5, para un valor de 2, presentará una mayor susceptibilidad (longitud de la fisura aprox. 2 mm.) al agrietamiento. Mientras que para 1,5, la susceptibilidad será mucho menor (longitud aproximada de la fisura menor a 2 mm.).

El valor crítico de 1,5 es similar al encontrado por Suutala<sup>20</sup> de 1,55, donde ocurre la transición del modo AF a FA, empleando las fórmulas equivalentes de Hammar y Svenson<sup>19</sup>. La diferencia se debe a los coeficientes de los elementos en las formulas respectivas, los cuales son distintos.

Para evaluar los posibles modos de solidificación permitidos por la norma ASTM A 240 para los aceros 304, 316, 316L y el electrodo ER308, se utilizaron los valores extremos para calcular el cociente  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ . Es decir, el máximo  $Cr_{eq}$  entre el mínimo  $Ni_{eq}$  y el mínimo  $Cr_{eq}$  entre el máximo  $Ni_{eq}$  (ver tabla 2.6), para luego representar el dominio de existencia de la aleación en el diagrama WRC-92, como se aprecia más adelante en la figura 2.47.

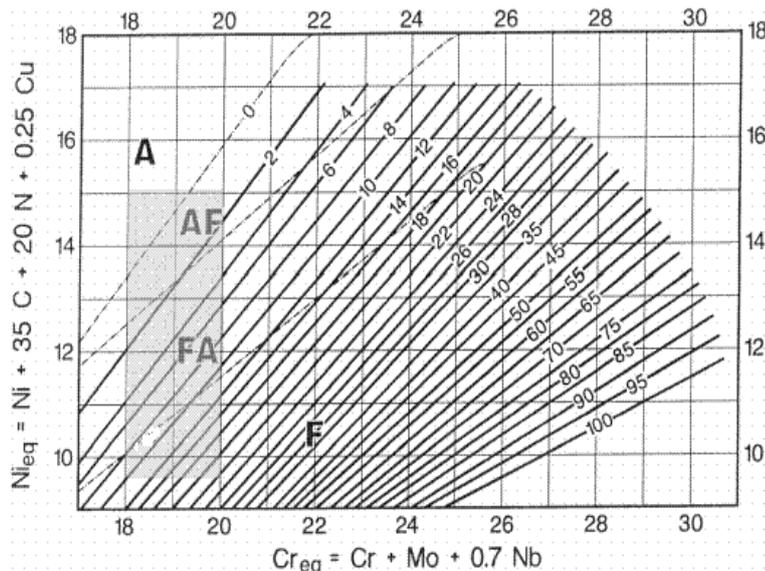
Además, es importante señalar, que se presentan variaciones en la composición química debido a la técnica de soldadura. Se ha demostrado que contenidos de nitrógeno de 0,02% en el metal base, pueden incrementarse después de una operación de soldadura, a 0,1% (mala protección del arco). Para efectos de cálculo se consideró un rango entre 0,02% min. y 0,1% máx., con la finalidad de considerar un ligero aumento

del cociente  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ . Sin embargo, en caso de aplicaciones críticas debe evaluarse el contenido exacto de nitrógeno en una pieza soldada.

**Tabla 2.6 Cálculo del cromo y níquel equivalente extremos, para varios tipos de aceros, según norma ASTM A 240.**

Norma	$Cr_{eq}$		$Ni_{eq}$	$Cr_{eq}/Ni_{eq}$ WRC 1992 (Min/Max)	Modo de solidificación
	Min.	Max.			
A240	Min.	18,00	9,45	1,20	AF
304L	Max.	20,00	15,05	2,12	F
ER308L	Min	20,25	10,45	1,44	FA
SFA5.9	Max	22,75	14,05	2,11	F
A240	Min	18,00	11,45	1,06	AF
316L	Max	21,00	17,05	1,83	FA
A240	Min	18,00	13,20	0,95	AF
316	Max	21,00	18,80	1,59	FA
A240	Min	18,00	11,20	1,18	AF
304	Max	20,00	15,30	1,79	FA

La tabla 2.6 muestra los cocientes  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  mínimos y máximos, para representar el dominio de existencia de la aleación. Con respecto a los modos de solidificación, estos dependen de la composición del material. Por ejemplo, en la tabla 2.6 se observa que aceros, como 316L, 304 y 316, pueden solidificar en el modo austenítico primario o ferrítico primario, debido a los rangos de composición que permite la norma. Como hemos señalado, se prefiere un modo de solidificación FA (aprox.  $Cr_{eq}/Ni_{eq} > 1,45$  o cercano a 1,5, según equivalentes WRC-92.) para evitar el agrietamiento en caliente.



**Figura 2.47 Posibles modos de solidificación para un acero 304L, según tabla 2.6**

#### 2.5.4.- Consideraciones químicas de fósforo y azufre.

Además de considerar el modo de solidificación, para evitar la susceptibilidad al agrietamiento, también se debe considerar los efectos del azufre y fósforo sobre la penetración y el agrietamiento, ya que forman fases de bajos puntos de fusión. Pequeñas cantidades de azufre de (0,005 a 0,026%) se asocian a una mejor penetración en la soldadura. Por lo tanto, se debe especificar un límite mínimo para garantizar la soldabilidad. De acuerdo a la experiencia niveles muy bajos de azufre en los aceros inoxidables exhiben pobre o intermitente penetración y un inestable control del baño de fusión en el área soldada. Una excesiva cantidad de azufre causaría fisuración en la zona afectada térmicamente o agrietamiento en la línea de centro de la soldadura, especialmente en aleaciones ricas en elementos estabilizadores de austenita. El efecto del fósforo es, principalmente, el riesgo al agrietamiento en la zona de fusión. La tendencia al agrietamiento del fósforo y azufre tiende a ser aditiva y se acepta la suma de ambos elementos.

El agrietamiento depende de dos factores. Primero, del modo de solidificación, medido como cociente  $C_{req}/N_{ieq}$ , y segundo, del contenido de fósforo y azufre. Estos factores proveen una indicación de la tendencia al agrietamiento, los cuales deben ser evaluados cuidadosamente. Brooks<sup>57</sup> demostró un cambio en el modo de solidificación de ferrítico primario a austenítico primario, para dos aleaciones con un cociente de  $C_{req}/N_{ieq}$  de 1,48 y contenidos de azufre de 0,04% y 0,11%. Por lo tanto, es prudente considerar la composición de la aleación, aplicación del ensamble soldado, inspección post-soldadura etc., antes de especificar un posible rango de composiciones, más restringido, que el permitido por alguna norma. Otras variables propias del proceso de soldadura, como la composición del gas de protección, tipo de material de aporte, calor de aporte, etc., pueden tener un efecto pronunciado sobre la penetración, aliviando los efectos relacionados al fósforo y azufre. Estas variables deben ser evaluadas para una específica aplicación.

A menudo las condiciones de servicio (condiciones de entorno del ensamble soldado), maquinabilidad y soldabilidad determinan la elección de una norma, ya sea para la producción o adquisición de un acero inoxidable. Es bastante común, encontrar materiales en el límite del rango permisible, con respecto al azufre. Asimismo, en la producción del acero, cuando se recicla material, dichos materiales pueden contener niveles muy bajos de elementos residuales (P, S) menores al 0,02%. Esta situación se presenta, ya que no se cuenta con un rango permisible en las normas utilizadas, con respecto a elementos como el fósforo y azufre. En las normas AISI 316L y ASTM A 240, sólo se especifica como máximo 0,03% para el azufre y 0,045% para el fósforo. Para niveles muy bajos de azufre se tendría poca penetración lo cual es una condición no favorable en la soldadura.

Recientemente (2003), ASME, Sociedad Americana de Ingenieros Mecánicos, ha determinado un rango para el azufre de 0,005%-0,017%, específicamente para una acero 316L. Estas limitaciones en el nivel de azufre, además de mejorar la soldabilidad, también permiten alcanzar una aceptable superficie final sobre válvulas y otros componentes.

De acuerdo con la especificación AISI 316L, para contenidos de azufre 0,025-0,03% máx., el azufre en el metal base se combina con el manganeso para formar inclusiones de sulfuro de manganeso, de forma alargada, que permiten una mejor maquinabilidad. Sin embargo, cuando se maquina y luego el acero es electropulido, estas inclusiones dejan un gran número de picaduras, promoviendo sitios de iniciación de corrosión del tipo por picaduras. Esto no está permitido por el estándar ASME.

Disminuyendo el contenido de sulfuro hasta el límite inferior de azufre 0,017%, según ASME, se reduce considerablemente la cantidad de picaduras después del maquinado. Cuando el porcentaje de azufre es de 0,005%, el número de inclusiones es pequeño, y casi sin picaduras en la superficie.

Debido a las distintas especificaciones para el contenido de azufre, elegir la más adecuada dependerá de varios factores como maquinabilidad, soldabilidad, acabado superficial, resistencia a la corrosión.

Como ejemplo para evaluar el acero 316L, de acuerdo la especificación ASTM A240, se debe considerar dos factores<sup>59</sup>:

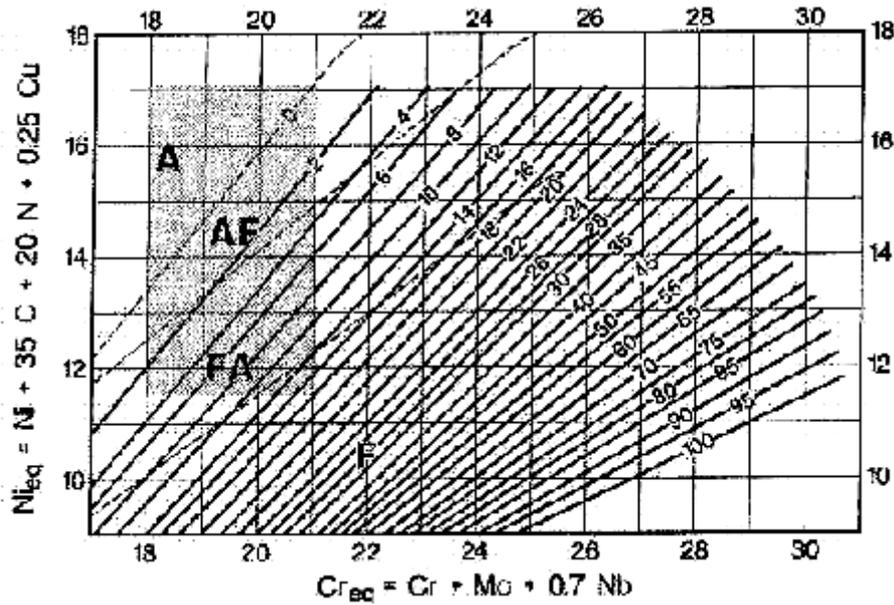
- 1) El modo de solidificación y
- 2) El contenido de fósforo y azufre.

Con respecto al primer factor:

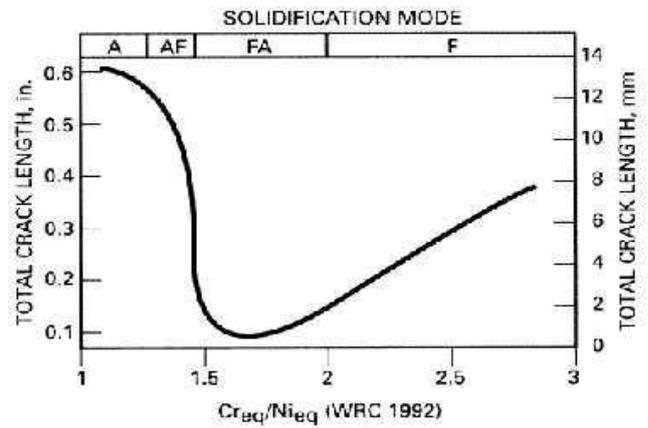
- Se traza el dominio de existencia de la aleación, según los equivalentes cromo y níquel detallados en la tabla 2.6. Cabe la posibilidad que solidifique en cualquiera de los modos. Ver figura 2.48 a). Si se tomaran valores arbitrarios de 21 y 11,45 para el cromo y níquel equivalente, respectivamente, este acero solidificará en modo FA y con un número de ferrita (FN) aproximadamente igual a 16 FN.

Con respecto al segundo factor:

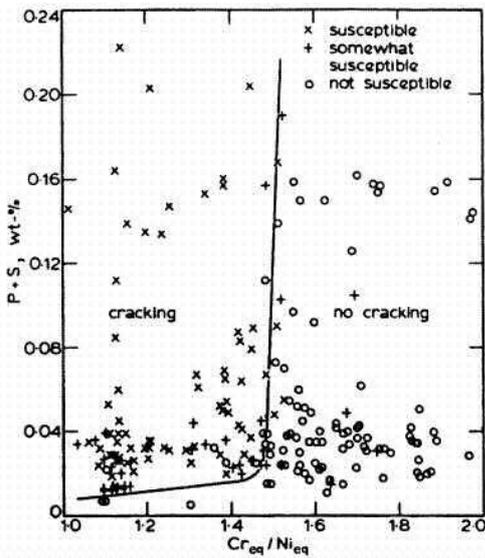
- Es la combinación del valor  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  y la suma de elementos P+S (tal como se vio en 2.4.2.2). El valor de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  es igual a 1.83 y la suma de P+S es de 0.075 (ver tabla 2.5, pág 97). Al comparar el cociente de equivalencia con la figura 2.48 b) indica que la susceptibilidad a fisurarse es baja, y trazando ambos valores sobre la figura 2.48 c) también indica que el material no es susceptible a la fisuración.



a)



b)



c)

Figura 2.48 Esquema para evaluar la soldabilidad, donde se aprecia que el fósforo y azufre pueden incrementar el riesgo a la fisuración.

Como hemos visto, de acuerdo a los rangos de composición establecidos en la norma ASTM A240, para los tipos 316L, 304L, 316, 304 se permiten composiciones que promueven los modos de solidificación, austenítico o austenítico primario, los cuales son modos susceptibles al agrietamiento.

En la última década existe la tendencia en producir aceros libres de impurezas y más refinados. La principal consecuencia de esto está en relación al problema de penetración durante la soldadura, debido al bajo contenido de azufre. Ante esta situación se hace necesario que las especificaciones deban incluir, además de los valores máximos y mínimos para los cocientes  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , un límite inferior para el caso del azufre, especialmente en soldaduras donde no se emplea metal de aporte.

La producción de soldaduras de calidad, junto con las consideraciones químicas idóneas, representa un seguro contra una futuro falla del material. Esta falla puede estar relacionada a un cambio en la composición química del material, inducido por la soldadura, o en caso se presente una falla del metal soldado relacionado a las condiciones de entorno del ensamble soldado (corrosión, alta temperatura, etc).

### **2.5.5.- Procedimiento de Soldadura en aceros inoxidables.**

Para la soldadura de aceros inoxidables se emplean los procedimientos de soldadura manual con electrodos revestidos (SMAW), soldadura TIG (GTAW) y soldadura MIG (GMAW).

El procedimiento MIG da excelentes resultados en la soldadura de los aceros inoxidables y se usa principalmente en piezas que se necesite gran aporte de material.

El procedimiento TIG se realiza en los cordones de raíz de tuberías y uniones de planchas a tope sin respaldo. La razón principal es la gran calidad de sus depósitos y la seguridad que ofrece de ausencia de defectos, siempre que la soldadura se efectúe por un soldador experto y con gas de protección en la raíz y el cordón.

Nos podríamos extender explicando los requerimientos necesarios para cada procedimiento de soldadura, lo cual escapa del alcance del presente trabajo de investigación. Como referencia, en el Anexo IV se señala algunas recomendaciones para la selección del electrodo y algunos parámetros de referencia en la soldadura por electrodo revestido y soldadura TIG. También se mencionan los distintos tipos de junta utilizados en la soldadura de aceros inoxidables.

## **Capítulo III**

### **Metodología experimental**

En la fabricación de productos y componentes los fabricantes emplean la soldadura como el principal método de unión. Sin embargo, los diseñadores deben reconocer que cualquier material, incluido los aceros austeníticos, al estar expuestos al calor, durante la soldadura, sufren ciertos cambios microestructurales. Estos cambios afectan su microestructura y, por lo tanto, sus propiedades mecánicas.

En la parte experimental de esta tesis, se determinará metalográficamente los cambios en la microestructura provocados por la soldadura de tres aceros inoxidable austeníticos, entre ellos 304 y 316 y se compararán con lo que ocurre en un acero 316L.

El estudio se realizó sobre varias probetas soldadas para cada tipo de acero, estas probetas se fabricaron mediante la unión de dos planchas soldadas con electrodos revestidos de acero inoxidable de composición similar al metal base.

Posteriormente, las probetas fueron preparadas metalográficamente con la finalidad de revelar su microestructura. Los agentes químicos empleados en el ataque variaron de acuerdo a la microestructura que se deseaba revelar ( austenita, ferrita delta, forma de grano, carburos). Después de esta preparación, se procedió a determinar metalográficamente los cambios microestructurales más representativas de las probetas AISI 304 y 316 para luego compararlos, con los que ocurren en el tipo AISI 316L. Las zonas a evaluar fueron: Metal base, zona de fusión, zona afectada térmicamente.

Asimismo, se trataron tres muestras para cada tipo de acero (metal base). El tratamiento consistió en sensitizarlas, es decir mantener las probetas entre los 550 -850 °C durante un tiempo determinado. La finalidad era de obtener una microestructura sensitizada y describir el comportamiento del acero en este rango de temperaturas.

También, se realizaron ensayos de dureza para cada acero en estado de suministro, así como también ensayos de microdureza en las zonas donde se presentaron cambios microestructurales, especialmente en la zona afectada térmicamente.

### 3.1.- Características de los materiales utilizados.

#### 3.1.1.- Metal base.

Se emplearon tres aceros austeníticos 304, 316 y 316L, con las siguientes características:

Material: Metal base.  
 Forma del producto: Plancha de acero inoxidable.  
 Espesor: 1/4 de pulgada.  
 Estado de suministro: Recocido.

Los aceros inoxidables se caracterizan por su tenacidad y resistencia a la corrosión, además de ser los aceros más fáciles de soldar del grupo de los inoxidables. En cuanto a sus características específicas, el 304 es la primera opción para una buena resistencia a la corrosión por ser la aleación base de los aceros de la serie 300.

El 316 es el grado estándar de los aceros con adición de molibdeno. Este elemento otorga mayor resistencia a la corrosión del tipo por picaduras o localizada. Tiene excelente mecanizado y buenas características de soldadura y no requiere de un tratamiento térmico post soldadura.

El grado 316L es la versión baja en carbono del 316, su principal característica es su resistencia a la sensitización. Usualmente se emplea en la soldadura de componentes de sección gruesa (mayor a 6mm). Entre las otras variantes del grado 316, está el grado 316H, con mayor contenido de carbono, el cual tiene aplicaciones a alta temperatura, al igual que el grado estabilizado 316Ti (Asme sección IX). En cuanto a la composición química de los aceros 304, 316, 316L, se especifica en la tabla. 3.1.

**Tabla 3.1 Composición química de aceros 304, 316, 316L. Fuente: ASTM A 240.**

Tipo	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Ni %	Mo %	N %	
UNS S30400	304	0,08	2,0	0,75	0,045	0,03	18,0 - 20,0	8,00 - 10,5	2,0-3,0	0,10
UNS S31600	316	0,08	2,0	0,75	0,045	0,03	8,0 - 10,5	10,0 - 14,0	2,0-3,0	0,10
UNS S31603	316L	0,03	2,0	0,75	0,045	0,03	16,0 18,0	10,0 14,0	2,0-3,0	0,10

Respecto a la resistencia a altas temperaturas, al igual que el 304, el 316 tiene buena resistencia a la oxidación en condiciones de servicio intermitente a 870° y en servicio continuo a una temperatura de 925°C. Un uso continuo del 316, entre el rango de temperaturas de 425-850°C, no es recomendable debido a que pueden precipitar carburos, provocando la disminución de sus propiedades mecánicas; sin embargo, tiene un comportamiento satisfactorio a temperaturas por debajo y encima del rango mencionado.

El grado 316L es más resistente a la precipitación de carburos que el 316 y 316H, en el rango de temperaturas críticas (550-850°C), debido al bajo contenido de carbono; sin embargo, donde se requiere una alta resistencia a alta temperaturas pueden ser utilizados el 316H (<500°C) o el grado estabilizado 316 Ti porque a altas temperaturas las propiedades mecánicas del 316L disminuyen considerablemente.

En la tabla 3.2, se aprecian las propiedades mecánicas de los aceros 304, 316, 316L y 316Ti.

**Tabla 3.2 Propiedades mecánicas de los aceros 304, 316, 316L y 316Ti, según norma ASTM A240.**

Propiedades mecánicas	AISI 304	AISI 316	AISI 316L	AISI 316Ti
Resistencia a la tracción (MPa)	515	515	485	515
Punto de fluencia 0,02% (MPa)	205	205	170	205
Elongación 2 pulg. (%)	40	40	40	40
Dureza Rockwell B	92	95	95	95
Dureza Brinell	201	217	217	217

Como los otros grados austeníticos el 316, en condición recocida es no-magnético. Mientras que el 304 llega a ser magnético después del trabajo en frío, el grado 316 casi siempre no tiene respuesta magnética. Esto se debe al mayor contenido de níquel, el cual disminuye la temperatura de formación de la martensita. Esta puede ser una razón para seleccionar el grado 316 en algunas aplicaciones. Otra característica que el 316 tiene en común con los otros grados austeníticos es que puede ser endurecido por trabajo en frío. Se le encuentra en el mercado en forma de alambre, barras, planchas, tubos. El 316L también está disponible en el mercado particularmente en formas de sección gruesa (>6mm) como: barras, planchas y tubos.

Los aceros 304, 316, 316L son ampliamente utilizados en varios sectores de la industria: equipos de industria alimentaria, equipos de laboratorio, tanques, intercambiadores de calor, miembros estructurales, utensilios y equipos de uso doméstico, etc.

### 3.1.2.- Metal de aporte.

En la fabricación de las probetas soldadas se emplearon electrodos de acero inoxidable revestidos para cada acero austenítico. Para el metal de aporte seleccionado, como regla general, se decidió por uno que tenga una composición similar. Para el acero 304 se eligió el electrodo E308-15; mientras que para los aceros 316 y 316L el tipo E316L-16.

En la tabla 3.3 se especifica los usos, características y aplicaciones de los electrodos proporcionadas por el fabricante y en la 3.4 sus propiedades mecánicas.

**Tabla 3.3. Características y aplicaciones de los electrodos E3108-15 y E316L-16.**

Tipo de electrodo	Usos y características	Aplicaciones
<b>E308-15</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Para soldar aceros inoxidables no estabilizados del tipo 18/8.</li> <li>-Excelente acabado, debido al recubrimiento rutilico.</li> <li>-Se puede soldar con corriente alterna.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Para soldar aceros 301, 310, 304 y aceros al manganeso. Como base. Para la aplicación de recubrimientos protectores sobre acero al manganeso.</li> <li>- Industria química, petrolera donde no presente corrosión excesiva.</li> </ul>
<b>E316L-16</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- El bajo contenido de carbono evita la precipitación de carburos, sobre todo en aceros inoxidables expuestos en ambientes altamente corrosivos.</li> <li>-Estructura austeno-ferrítica mejora la resistencia a la fisuración.</li> <li>- Revestimiento rutilico, buen soldeo, fácil remoción de escoria y buen acabado.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>-Para soldar aceros AISI 316L, 317, 318,</li> <li>-Fabricación de tanques, ductos expuestos al ataque químico por sales ácidas; donde se requiere resistencia a la corrosión, oxidación o temperatura.</li> </ul>

**Tabla 3.4 Propiedades mecánicas y análisis químico de los electrodos E308-16 y E316L-16.**

Clasificación (AWS) A5.4	Resistencia a la tracción Elongación. Numero de ferrita.	Análisis químico típico en %					
		C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo
<b>308 (E308-16)</b>	RT=85 000 lb/pul <sup>2</sup> E=45% FN=6	0,06	0,8	0,40	19	9	
<b>316 (E316L-16)</b>	RT=77 500 lb/pul <sup>2</sup> E=45% FN=8	0,03	0,8	0,70	18	12	2,5

### 3.2.- Parámetros de operación.

La técnica de soldadura empleada fue soldadura por arco metálico protegido (SMAW). Dicho proceso se realizó para materiales de la misma composición química, es decir: 316-316, 316L-316L, 304-304. Las probetas de 30mm x 30mm x6mm, se prepararon teniendo en cuenta varios tipos de junta y distintos parámetros de operación tal como se detalla en la tabla 3.6. Además se calculó el aporte de calor de acuerdo a la siguiente fórmula:

$$H(J/mm) = \frac{V(\text{volt}) * A(\text{amp})}{V(\text{mm/s})}$$

**Tabla 3.6 Parámetros de operación.**

Probeta	Electrodo	Diámetro	No de pases	Tipo de junta (ver fig 3.1 y 3.2)	Energía		Velocidad mm/min	Aporte de calor (KJ/mm)
					Amperaje	Voltaje		
P1-1*	E308-15	1/8	1	BOP	100	18	44	2,70
P2-1	E308-15	1/8	2	T	110	20	44	3,00
P3-1	E308-15	1/8	1	BOP	130	25	44	4,43
P4-2*	E316L-16	3/32	1	BOP	100	20	44	2,73
P5-2	E316L-16	3/32	2	T	90	23	44	2,82
P6-2	E316L-16	3/32	2	DV	120	20	44	3,27
P7-3*	E316L-16	3/32	1	BOP	110	22	44	3,30
P8-3	E316L-16	3/32	1	BOP	120	20	44	3,27
P9-3	E316L-16	3/32	2	T	100	22	44	3,00
P10-3	E316L-16	3/32	2	DV	140	24	44	4,58

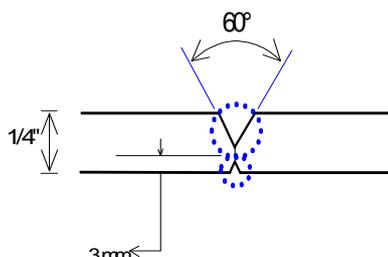
-1\*: Acero 304  
P1-1: Probeta 1- acero 304.

-2\*: Acero 316  
P6-2: Probeta 6 - acero 316

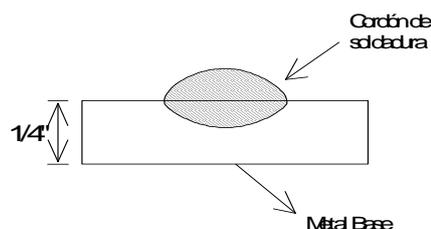
-3\*: Acero 316L

Los tipos de junta se distinguen con la siguiente nomenclatura:

BOP: Cordón sobre la plancha    T: Junta en T    DV: Junta a tope doble V



**Fig. 3.1 Junta doble V**



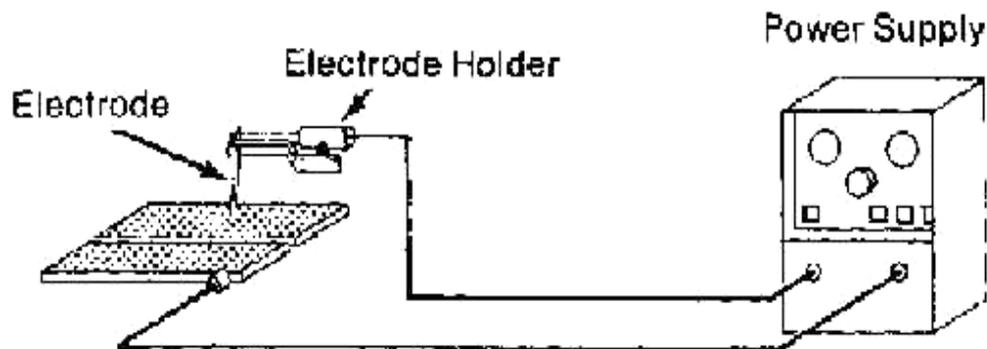
**Fig. 3.2 Cordón sobre la plancha**

### 3.3.-Equipos utilizados.

- Equipo de soldadura manual por arco.

Compuesto por la máquina que suministra la corriente de soldadura. Para este estudio se utilizó una máquina de corriente continua, marca CEM, con las siguientes especificaciones: 220-380; Kw. 10.5; Amp. 330-50%; 330-25%; 250-60%. Esta última especificación da a conocer el rango de intensidad de corriente de la máquina, así como su ciclo de trabajo, el cual esta en función del amperaje utilizado. Además, se utilizó una pinza porta electrodos, una mordaza de masa, guantes y careta para protección del soldador.

En la siguiente figura 3.3 se muestra un esquema de la soldadura eléctrica por arco.



**Figura 3.3** Esquema de la soldadura eléctrica por arco.

- Microscópico metalográfico: Nikon EPIPHOT tipo 108.
- Microdurómetro: Galileo DG-901.
- Durómetro: Rocwell Galileo A-200.
- Horno para tratamiento térmico.

### 3.4.- Ensayos realizados a las probetas soldadas.

#### 3.4.1.- Análisis metalográfico.

Se tomaron secciones transversales de las probetas soldadas. Posteriormente, las superficies a observar se prepararon mediante desbastes por medio de lijas de distinto tamaño N° 180, 240, 400, 600. A continuación, se pulieron con pasta diamantada de 3µm y 1µm. Las probetas preparadas fueron atacadas por un reactivo determinado dependiendo de la fase a revelar.

Aunque los aceros austeníticos son razonablemente fáciles de pulir, el ataque de la microestructura es un paso un poco complejo. Debido a la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable, generalmente se utilizan soluciones base sulfúricas, nítricas o clorhídricas. Además de la complejidad de la microestructura de estas aleaciones, se debe tener especial cuidado en la selección del reactivo atacante y sobre todo del tiempo adecuado para atacar la fase que se desea revelar.

Culminado el ataque de las superficies, se procedió a observarlas en el microscopio con la finalidad de reconocer las fases presentes.

En la tabla 3.4 se presentan los reactivos utilizados, para revelar las distintas microestructuras, así como sus características y condiciones de uso recomendados.

**Tabla 3.4 Reactivos utilizados para revelar la microestructura. Fuente: ASM<sup>9</sup>**

Agente	Fórmula	Características y condiciones de uso	Fase revelada
Murakami	10gK <sub>3</sub> Fe(CN) <sub>6</sub> , 10gKOH, 100ml H <sub>2</sub> O.	A temperatura ambiente, en 60s. revela carburos. No ataca fase austenítica.	Carburos.
Villela	1g de ácido picrico, 5ml HCl, 100ml de etanol	A temperatura ambiente, en 1 min. delinea fases secundarias (carburos, ferrita delta).	Carburos, delinea ferrita delta.
- Ataque electrolítico.	10g de ácido oxálico y 100ml H <sub>2</sub> O.	Ataque electrolítico, 6V. DC, 25 mm. Distancia desde el electrodo. Electrodo de platino. 15- 30 s. carburos, 45-60 s. Delinea los granos	Carburos, límites de granos.
-Gliceregia.	10ml HNO <sub>3</sub> , 10ml ácido acético, 15ml HCL, 2 gotas de glicerina.	Revela los límites de grano. Delinea fases secundarias. 45 s. delinea ferrita delta y color oscuro en 1 -1.5 min.	Límites de grano y ferrita delta.

### 3.4.2.- Ensayo de microdureza.

Se realizó en el microdurómetro "Galileo" DG-901. Este equipo expresa medidas de microdureza, en base al ensayo estándar que mide el siguiente parámetro: resistencia a la indentación permanente bajo cargas estáticas. Este ensayo deja una huella sobre la superficie del material, aplicando una carga determinada por medio de un penetrador. El valor que se obtiene está en base a la relación entre la carga aplicada y el área de la huella permanente. Dicha relación se expresa mediante la siguiente fórmula:

$$HV = \frac{P(1854.4)}{d^2}$$

P = carga en gramos.

d = valor medio de la longitud de la diagonal de la huella.

La carga P utilizada en base al material en estudio es de 100 g. y el tiempo de aplicación de la carga es 90 s.

### 3.4.3.- Ensayo de dureza.

Se realizó en el durómetro "Galileo" A 200, el cual expresa valores cuantitativos de dureza, de acuerdo a la escala seleccionada. La medida de dureza se lee directamente de la pantalla según la escala que se esté empleando (Rockwell B, C, etc.). Este equipo también cuenta con una escala Brinell, para esta escala se utiliza un durómetro para realizar la penetración. Luego se mide el diámetro de la huella, con dispositivo ocular óptico, posteriormente se encuentra el valor cuantitativo de dureza mediante una fórmula.

## **CAPÍTULO IV**

### **ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE LOS RESULTADOS**

#### **4.1.- Material.**

##### Microestructura:

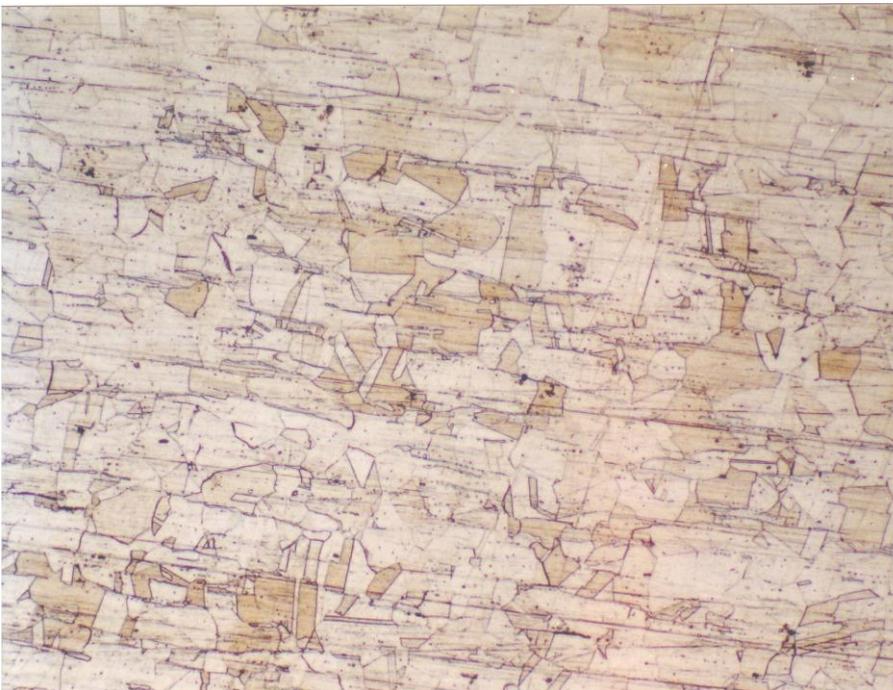
El material, acero inoxidable austenítico AISI 304, en estado de suministro presenta una estructura completamente austenítica, tal como se puede apreciar en la figura 4.1. Además, se aprecia una estructura del tipo equiaxial, así como granos "gemelos" producto del recocido. También se aprecia inclusiones alargadas de sulfuro en la dirección de laminado.

Para un acero 316 la micrografía muestra una estructura equiaxial también austenítica. Además, se aprecian inclusiones de sulfuro alineadas en dirección del laminado, las cuales son más pequeñas en comparación con las del 304. Ver figura 4.2

En cuanto al acero 316L, nos muestra al igual que los otros una estructura austenítica del tipo equiaxial. En este caso los límites de los granos gemelos no han sido atacados. Además, presenta inclusiones alargadas de sulfuro, alineadas en la dirección del laminado, las inclusiones son pocas en comparación a los otros dos aceros. Ver figura 4.3.



**Figura 4.1** Microestructura del acero 304. Muestra inclusiones de sulfuro alineadas en dirección del laminado. Aumento 100x



**Figura 4.2** Microestructura del acero 316 en condición de suministro. Aumento 100x.



**Figura 4.3** Microestructura del acero 316L. Se observan delineados los límites de grano. Aumento 100x.

#### 4.2.- Cambios microestructurales observados.

De acuerdo a la preparación metalográfica y su posterior evaluación se seleccionaron las metalografías más representativas, con la finalidad de apreciar los cambios más relevantes en la microestructura. Las probetas soldadas con un alto aporte de calor (3,3-4,6 KJ/mm) formaron parte del grupo seleccionado, entre ellas P3-1 (304), P6-2 (316), P10-3 (316L). Por otro lado, las probetas soldadas con calores de aporte entre 2,82-3,00 KJ/mm, no presentaron mayores modificaciones en su microestructura, ni mostraron mayor susceptibilidad al ataque del reactivo en la zona afectada térmicamente.

##### A) AISI 304:

###### Probeta 6-2:



**Figura 4.4** Muestra tres zonas diferentes, el metal base, la zona afectada térmicamente y la zona de fusión. 50X

La figura 4.4 muestra claramente 3 zonas: el metal base, la zona afectada térmicamente y la zona de fusión. En esta zona se aprecia la subestructura de solidificación, la cual se caracteriza por presentar una del tipo dendrítico. Esto es producto de las características del sobreenfriamiento constitucional y al avance de la interfaz sólido-líquido en dirección del máximo gradiente de temperatura tal como se trató en el punto 1.6.3.

En esta probeta se empleó como material de aporte el electrodo tipo E308L-16. De acuerdo a la composición química (ver tabla 3.4) muestra un coeficiente  $C_{req}/N_{req} = 1,8$  según fórmulas equivalentes WRC-92. Por lo tanto, presentaría un modo de solidificación ferrítico-austenítico tal como se trató en el punto 2.1.1.



**Figura 4.5** Se observa una estructura del tipo dendrítica en la zona de fusión. 1000X

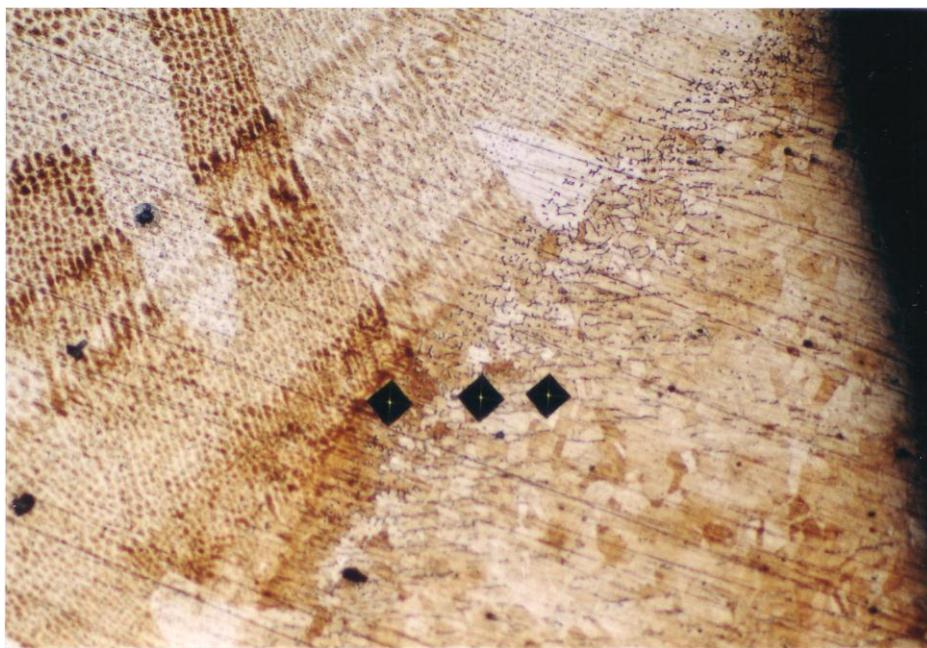
De acuerdo a la morfología observada en la zona de fusión, la microestructura presenta un modo de solidificación del tipo austenítico-ferrítico AF (ver punto 2.). En la figura 4.5 se aprecia una matriz ferrítica, rodeando a células dendríticas. El núcleo de las dendritas está formado por fase austenita; mientras que alrededor se encuentra ferrita (última fase en solidificar) del tipo interdendrítico o intercelular. (Shankar, 2003)<sup>17</sup>.

Al comparar este modo de solidificación con el anticipado por la composición química, se observa un modo de solidificación distinto. Varios investigadores (Iamboiev, Katayama, Matsunawa, 2003)<sup>30</sup> han reconocido que un incremento en la tasa de enfriamiento, además de la velocidad de pase en la soldadura, afectan el modo de solidificación. Esto favorece a la austenita como la primera fase en solidificar.

Al analizar la figura 4.6, el metal de aporte especificado para el acero 304, electrodo E308L, para tasas de enfriamiento lentas, según su composición, solidifica en el modo ferrítico primario (FA) y se transforma en estado sólido a austenita durante el enfriamiento. También se observa que para temperaturas menores a los 1100°C, finaliza la transformación en estado sólido ferrita a austenita.



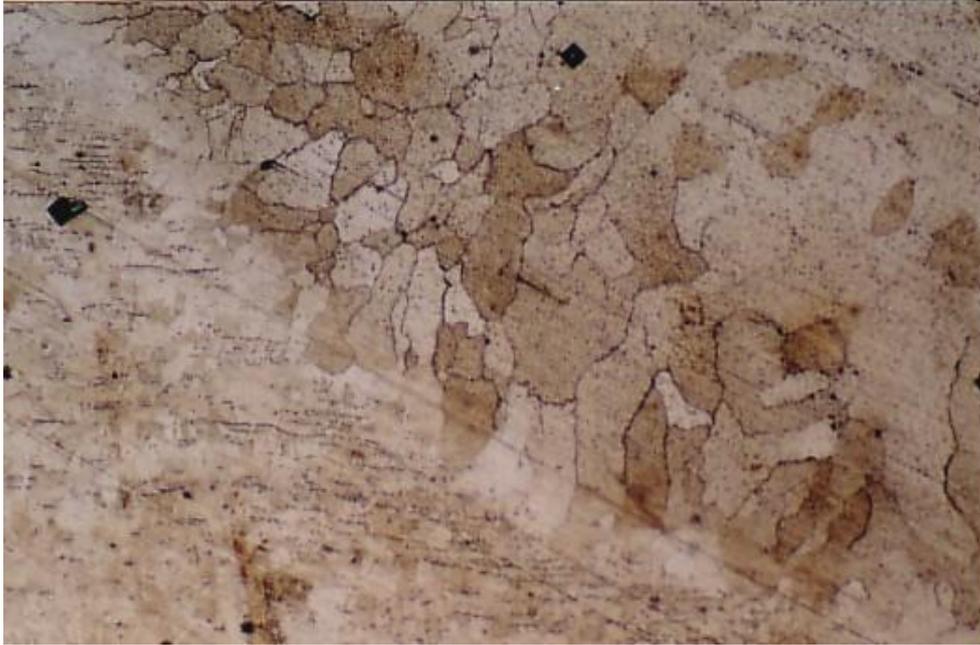
De acuerdo a lo discutido, el cambio en el modo de solidificación para el metal de aporte E308L, se debe fundamentalmente a un incremento en la tasa de enfriamiento, además de la velocidad de pase en la soldadura. Al pasar rápidamente el electrodo sobre la plancha provoca un incremento en el aporte de corriente, ocasionando a su vez, mayor aporte de calor. Por lo tanto, a mayor aporte calor, ocasiona una mayor velocidad de enfriamiento.



**Figura 4.8** Se aprecia que las dendritas se encuentran orientadas hacia la superficie en dirección del máximo gradiente de temperatura. 100x

En la figura 4.8 se aprecia que las dendritas se encuentran orientadas en la dirección del máximo gradiente de temperatura, hacia la superficie. También, se aprecia un pequeño porcentaje de ferrita delta del tipo acicular (alargada) alineada coincidentemente en dirección longitudinal de la probeta y en la dirección del flujo de calor.

Otra característica de la zona de fusión es el crecimiento epitaxial. En la figura 4.9, se aprecia una serie de granos recristalizados. Cuando la dirección del crecimiento preferencial  $\langle 100 \rangle$ , coincide con la dirección del flujo de calor, el crecimiento de los granos será favorecido. En esta micrografía se aprecia que los granos preferentemente orientados se ven favorecidos en su crecimiento, a diferencia de aquellos que no lo están. Es importante señalar que, una característica particular del modo de solidificación austenítico-ferrítico, es presentar una serie de pequeños granos que crecen epitaxialmente (Iamboliev, 2003)<sup>30</sup>.



**Figura 4.9** Se aprecia el fenómeno de crecimiento epitaxial próximo a la zona de fusión. Aumento 100x.

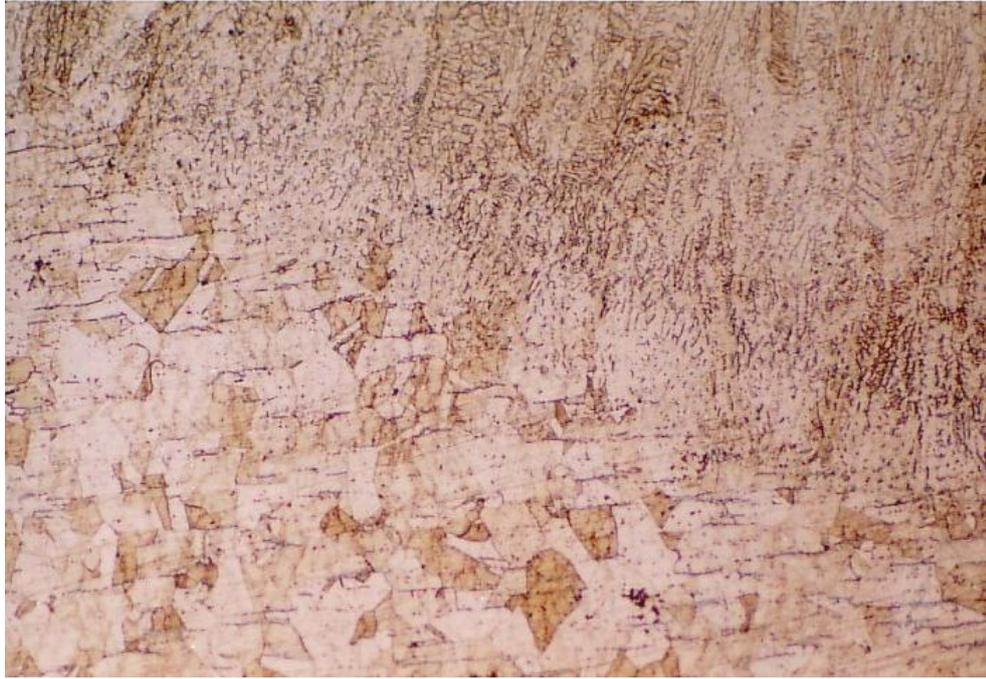
## **B) AISI 316:**

### Probeta 6-2

Al igual que en la probeta anterior, se aprecian claramente definidas tres zonas: Metal base, la ZAT, y la zona de fusión. Tal como se aprecia en la figura 4.10.

Al igual que en el acero 304, se aprecia el fenómeno del crecimiento epitaxial (ver figura 4.11) Los granos presentan una morfología alargada y columnar, los cuales crecen hacia el eje central del cordón de soldadura. Debido a las características de diseño de la junta, incluso se observa en la zona derecha de la micrografía un cambio de dirección en el crecimiento de los granos, dichas estructuras columnares se extienden hacia la superficie. La micrografía corresponde a la zona del chaflán en V superior, específicamente en la zona central.

En cuanto a la microestructura en la zona de fusión, atacada con el reactivo gliceregia modificado (tabla 3.6), los granos columnares se encuentran en una red ferrítica rodeados por austenita, última fase en solidificar. La ferrita tiene un color oscuro, mientras que la austenita se presenta como una fase clara.



**Figura 4.10** Muestra claramente tres zonas el metal base, la zona de fusión y la zona afectada térmicamente. Aumento 100x.



**Figura 4.11** Fenómeno de crecimiento epitaxial con granos columnares y alargados. Aumento 200x.

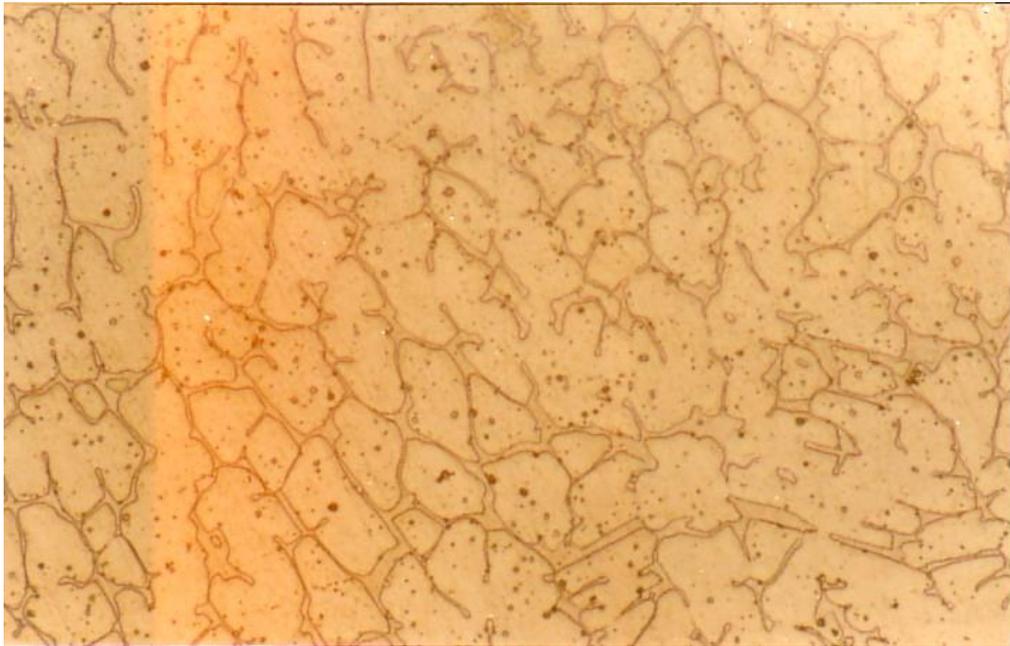


**Figura 4.12** Se observa una morfología del tipo vermicular próxima la zona de fusión y ferrita acicular en la ZAT. Aumento 200x

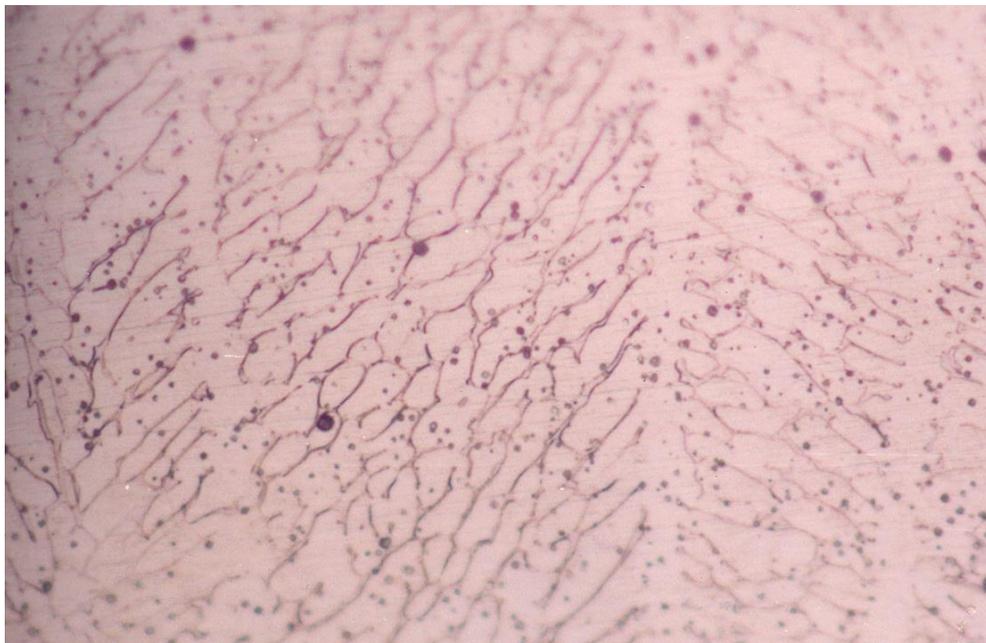
En la zona de fusión se ha distinguido dos tipos de ferrita diferenciadas por su morfología. Una del tipo vermicular y otra lathy (figura 4.11). Además, otra acicular, alineada coincidentemente en la dirección del flujo del calor, próxima a la línea de fusión, tal como se aprecia en la figura 4.12. En la zona de fusión se aprecia una red continua de ferrita ( $>8$  FN) producto de las características de la composición del metal de aporte.

En esta probeta se empleó, como material de aporte, el electrodo tipo E316L-16. De acuerdo a la composición química (ver tabla 3.4) muestra un coeficiente  $C_{req}/N_{req} = 1,64$ , según fórmulas equivalentes WRC-92. Por lo tanto, presentaría un modo de solidificación ferrítico-austenítico tal como se vio en el punto 2.1.1.

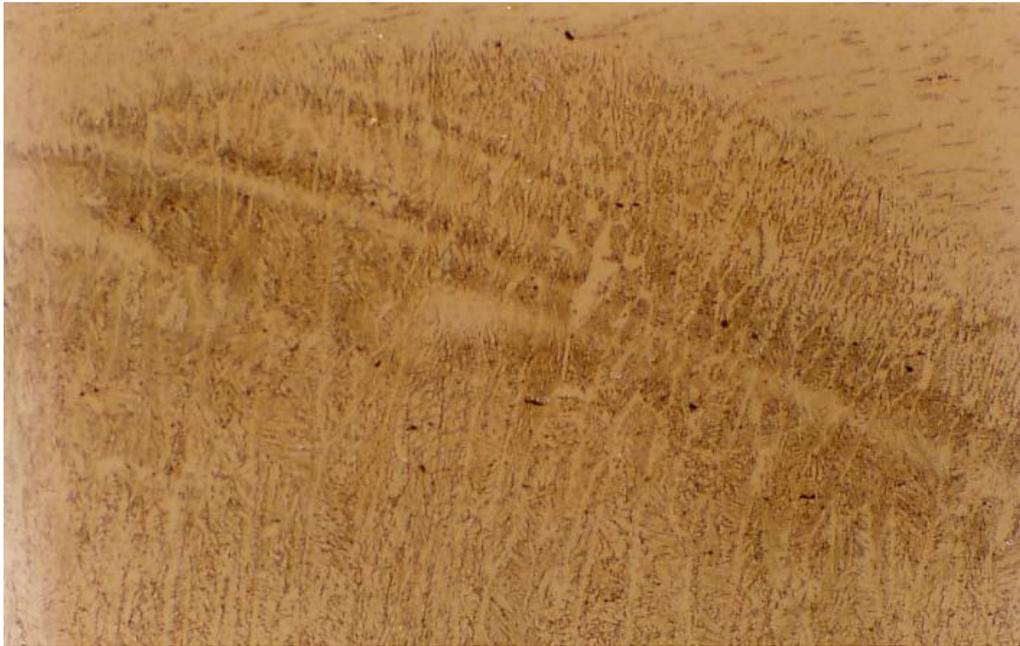
Según lo observado en la zona de fusión, por la morfología de la ferrita delta (vermicular y lathy) presenta un modo de solidificación ferrítico-austenítico, en concordancia con el modo anticipado por la composición química. A diferencia de la probeta P3-1 (304), que presentó un modo de solidificación austenítico primario AF. Las ventajas del modo FA residen, principalmente, en que dicho modo es más resistente al agrietamiento en caliente durante la soldadura. Debido a que las impurezas (S, P, etc.) son más solubles en la ferrita, evitan la formación de fases de bajo punto de fusión, las cuales provocan el agrietamiento. La morfología de los tipos de ferrita vermicular y lathy, se aprecian en las figuras 4.13 y 4.14.



**Figura 4.13** Características de la morfología de la ferrita tipo vermicular. Aumento 1000x.



**Figura 4.14** Características de la morfología del tipo lathy. Aumento 1000x.



**Figura 4.15** Se aprecia bandas de soluto en la zona de fusión. Aumento 100x.

Otro fenómeno observado es la presencia de bandas. En este caso se presentan bandas de ferrita. Asimismo, su aparición también provoca una banda de austenita (figura 4.15). Este fenómeno se presenta en soldaduras manuales e incluso automáticas, debido a la naturaleza discontinua durante la solidificación del metal soldado. En la microestructura, generalmente se presenta como unos pliegues o bandas, particularmente localizados en la zona de fusión (ASM, 1994)<sup>15</sup>.

## C) AISI 316L

### Probeta 10-3

Al igual que en la probeta P6-2 (316), también se utilizó el mismo material de aporte, esperándose un modo de solidificación ferrítico primario en la zona de fusión.

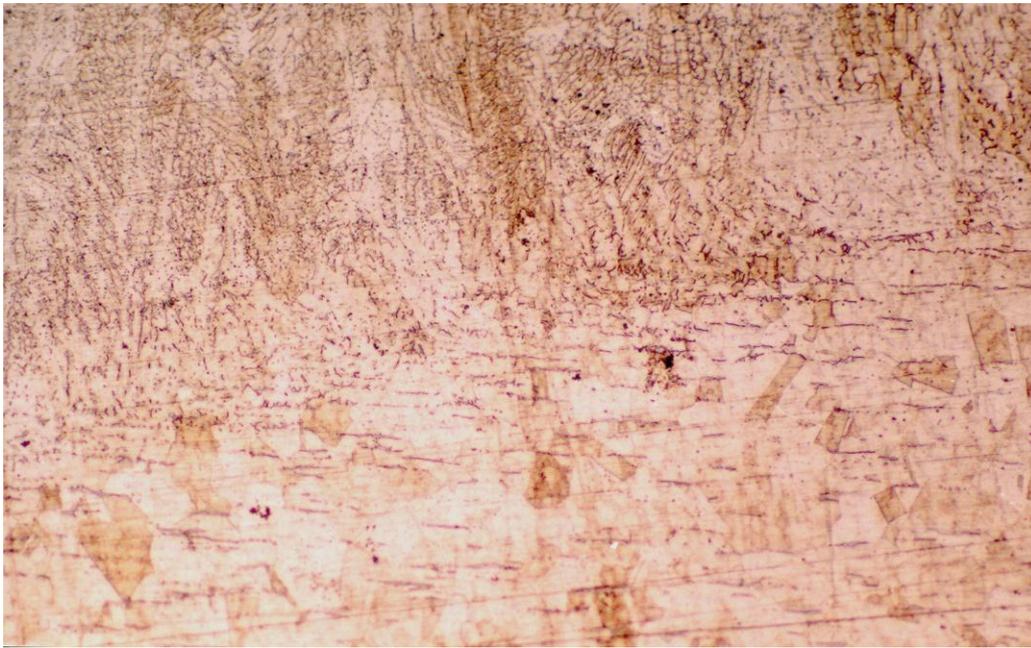
Como se observó en las probetas anteriores, en la figura 4.16 se aprecia tres zonas: el metal base, la ZAT y la zona de fusión. El metal base presenta una matriz austenítica, así mismo, la zona de fusión se presenta como una zona bifásica austenita-ferrita. Mientras que en la zona afectada térmicamente se observa la presencia de un pequeño porcentaje de ferrita (fase alargada y color oscuro). Para revelar dicha estructura se empleó el reactivo gliceregia modificado (tabla 3.4).

En la probeta 10-3 (316L) al igual que en la probeta P6-2 (316) se apreció el fenómeno de crecimiento epitaxial. Los granos también se presentaron como estructuras columnares y alargadas orientados en dirección del calor, hacia la superficie. El tipo de junta empleada para estos aceros doble V a tope, favorece la orientación de los granos columnares y alargados de la zona de fusión con respecto al metal base, lo cual se traduce en una mejora en las propiedades mecánicas, especialmente en la resistencia. De allí también que, como medida de precaución, el metal de aporte suele tener una mayor resistencia a la tracción que el metal base.

En cuanto a la microestructura de la zona de fusión, en la figura 4.17 se aprecia que los granos están formados en su interior, por una red ferrítica (fase oscura), rodeados por austenita, ya que es la última fase en solidificar. El modo de solidificación presentado ferrítico primario FA, concuerda con el anticipado, al igual que en el caso de la probeta 6-2. Para las probetas tanto P6-2 y P10-3 ambas tuvieron dos pases en la soldadura, con condiciones de enfriamiento más lentas ya que para el segundo pase la pieza ya se encontraba precalentada, favoreciendo el modo de solidificación FA. Dicho modo, como se comentó anteriormente, es más resistente al agrietamiento en caliente, en comparación con el modo AF.

Tanto en las probetas 316 como en la 316L, se observa ferrita delta vermicular y lathy en la zona de fusión, formadas durante el enfriamiento en la solidificación. Existe otra ferrita acicular en la zona afectada térmicamente, formada después de la solidificación. Las morfologías ferrita vermicular y lathy, son particulares de un modo de solidificación ferrítico primario (FA), acompañado por un modo ferrítico (F), respectivamente. Este tipo de morfología se debe a fluctuaciones en la tasa de crecimiento. Para velocidades de solidificación lentas posiblemente se observará una microestructura debido al modo ferrítico (lathy), mientras que el modo FA (vermicular) ocurre para altas tasas de crecimiento. Para ambos aceros se observó en la zona de fusión una red continua de ferrita.

En la Figura 4.18, se aprecia claramente los distintos tipos de morfología. Se observa ferrita del tipo vermicular y lathy en la zona de fusión y otra del tipo acicular alargada.



**Figura 4.16.** Se aprecian claramente tres zonas el metal base, la ZAT y la zona afectada térmicamente. Aumento 200x.



**Figura 4.17.** Fenómeno de crecimiento epitaxial, orientados en la dirección del máximo gradiente de temperatura. Aumento 200x.



**Figura 4.18** En la esquina superior izquierda se aprecia ferrita del tipo vermicular, en el lado opuesto a éste presenta una morfología alargada mientras que en la zona central, se observa los tipos vermicular y lathy. 200x

Para las tres probetas se logró identificar los modos de solidificación. Es importante señalar que, para los aceros austeníticos, el modo de solidificación es de gran importancia, ya que está relacionado con la susceptibilidad de la soldadura al agrietamiento en caliente. Además, la presencia de ferrita delta en la zona de fusión está principalmente relacionado con las condiciones de entorno de ensamble soldado (corrosión, temperatura, medios severos, etc.).

Con respecto a la estabilidad de la fase ferrita delta se comenta lo siguiente:

La fase ferrita delta no presenta ninguna transformación para condiciones de servicio a temperatura ambiente o a temperaturas menores a 250°C. Sin embargo en aplicaciones que requieran condiciones de operación mayores a los 300°C, se debe controlar el contenido ferrita delta (Kain, 2003)<sup>47</sup>.

En cuanto a la estabilidad de esta fase a alta temperatura, a 475°C la ferrita sufre una transformación, se transforma en una ferrita ferromagnética y otra paramagnética rica en cromo. Esto causa una fragilidad en el material y es responsable de la disminución contenido de ferrita medida como FN (número de ferrita), pero no del observado metalográficamente. Las propiedades mecánicas de los aceros austeníticos no son alteradas significativamente para valores hasta 15FN, específicamente para esta temperatura (Lefebvre)<sup>87</sup>.

Para mayores temperaturas entre 500-950°C la ferrita se transforma en fase sigma, ocasionando una disminución en la tenacidad, ductilidad y resistencia al creep. Dicha disminución es directamente proporcional a la cantidad de ferrita presente (Lefebvre)<sup>87</sup>. Hasta 700°C, un rango de 3-8 FN provee la óptima combinación de resistencia al agrietamiento en caliente, ductilidad y resistencia.

El contenido de ferrita, además, está ligado a las condiciones de servicio del ensamble soldado, además de sus propiedades mecánicas. Al respecto se debe tener en cuenta que, con un contenido de ferrita mayor a 4FN, se puede controlar el agrietamiento en caliente<sup>12</sup>. En ninguno de los aceros se presentó fisuración en caliente.

Si la ferrita se encuentra como una red continua (>8FN) reduce la resistencia a la corrosión en un acero 316, además de disminuir su óptima resistencia al creep (Nassau)<sup>20</sup>. De acuerdo a la micrografía observada de la zona de fusión, la probeta 6-2 (316) presenta una red casi continua de ferrita, al igual que la probeta 10-3 (316L). Para un acero 316, un 5FN asegura una óptima resistencia al creep (punto 2.5.2). Como mínimo un acero 316L puede presentar un número de ferrita 2FN.

Un incremento en el contenido de ferrita incrementaría la resistencia la tracción ya que su estructura B.C.C, es más dúctil en comparación a la estructura F.C.C. de la austenita. Asimismo, una considerable cantidad de ferrita incrementa la resistencia a la corrosión bajo tensión, (en aceros austenoferríticos aprox. 50%) (Lefebvre)<sup>87</sup>.

A continuación se comentarán los cambios presentados en la zona afectada térmicamente.

### 4.3.- Cambios microestructurales en la zona afectada térmicamente.

En el punto 2.3 se explicó que la sensitización era uno de los problemas de los aceros austeníticos durante la soldadura. Antes de especificar los cambios presentes en la zona afectada térmicamente, se realizó un tratamiento de sensitización para los aceros 304, 316 y 316L.

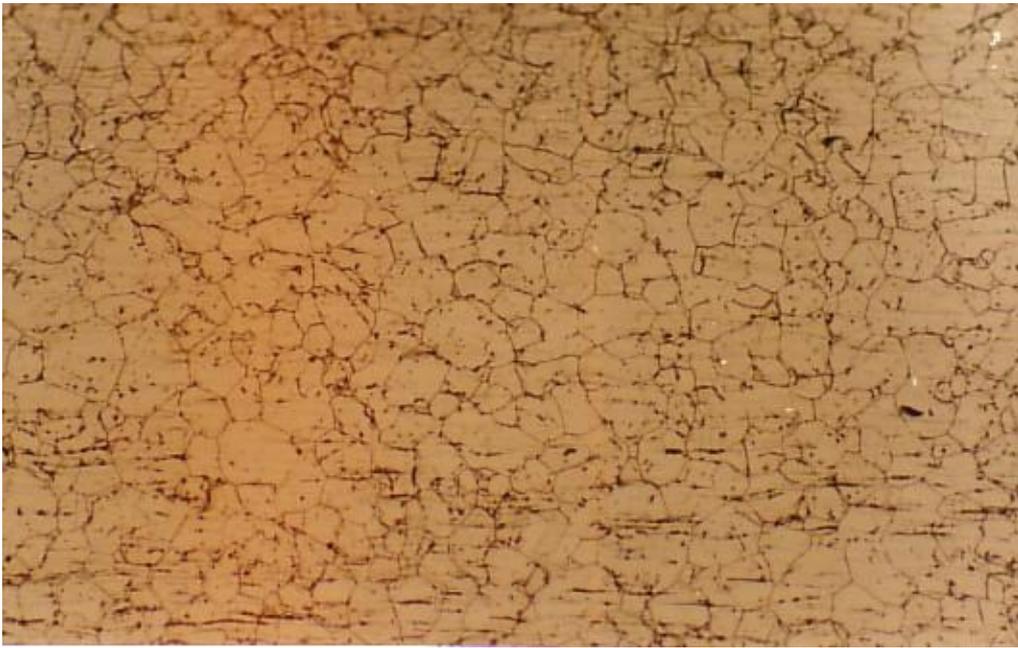
Dicho tratamiento tiene la finalidad de comparar la microestructura que presentan los aceros austeníticos sensitizados. Se tomaron tres muestras, para cada acero, en estado de suministro. El tratamiento de sensitización más usual es calentar la muestra a 675°C durante una hora (ASTM A262)<sup>88</sup>. Posteriormente las probetas fueron preparadas metalográficamente y se les atacó con ácido oxálico al 10%. (ver punto 3.3.1).

La probeta del acero 304 (figura.4.19), presenta una microestructura sensitizada (comparar con figura 4.20). Se observan precipitados delgados y continuos en los límites de grano, además de pequeños precipitados intragranulares. El carburo del tipo  $M_{23}C_6$  es el carburo usualmente encontrado en un acero del tipo 304 (Sourmail, 2001)<sup>17</sup>.

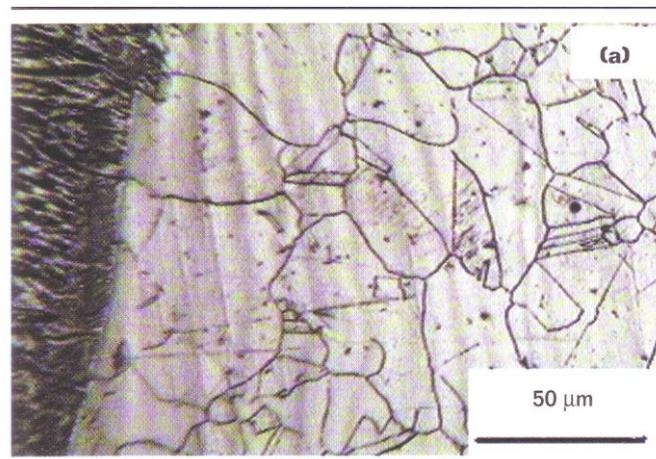
En la probeta 316 se presentan unos pequeños precipitados, a diferencia del 304 que son alargados y continuos en los límites de grano. Dichos carburos podrían ser del tipo  $M_{23}C_6$  o  $M_6X$ , por lo que se hace necesario un estudio adicional para determinar que fase han precipitado. Para un acero 316 generalmente, de acuerdo al tratamiento realizado (1hora, 675°C), se puede esperar una microestructura sensitizada entre 1-6 horas (ASM)<sup>15</sup>. Ver figura 4.21.

Para el caso del acero 316L (ver figura 4.22), no presentó una microestructura sensitizada ni pequeños precipitados en los límites de grano. Asimismo, se trató la probeta 316 a 675°C durante 1,7 horas (figura 4.23). En comparación con la anterior (316) tratada durante 1 hora a 675°C, los límites de grano se observan más delineados y con una cantidad mayor de pequeños precipitados. Como se mencionó anteriormente, se hace necesario un estudio adicional para identificar las fases presentes.

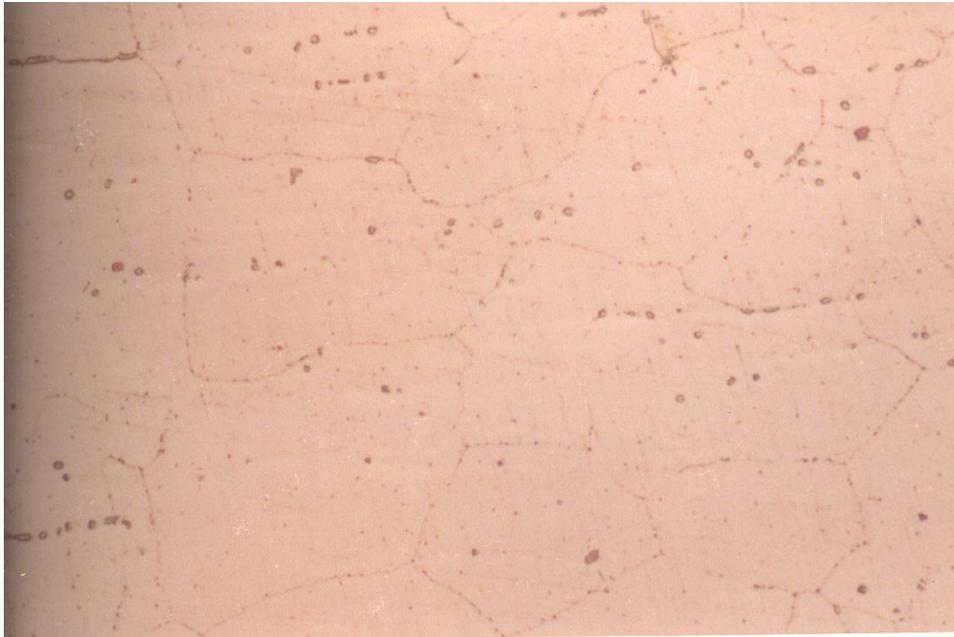
Se puede decir, de acuerdo a los resultados obtenidos, que el acero 304 es mucho más susceptible a la sensitización, que los tipos 316 y 316L. Por lo observado los tipos 316 y 316L no presentaron sensitización. Demostraron una mayor estabilidad de la fase austenítica para cortos periodos, específicamente en el rango 500-850°C. El bajo contenido de carbono en el acero 316L retarda aún mucho más el problema de sensitización (punto 2.2.1). La estabilidad de la fase austenítica a altas temperaturas se ve reflejada principalmente en el contenido de níquel. En los aceros 316 y 316L el contenido de níquel es de 10-14%; mientras que en el acero 304 es de 8-10%. Es bastante conocido que el níquel es un fuerte estabilizador de la fase austenítica a altas temperaturas (Sourmail, 2001)<sup>17</sup>.



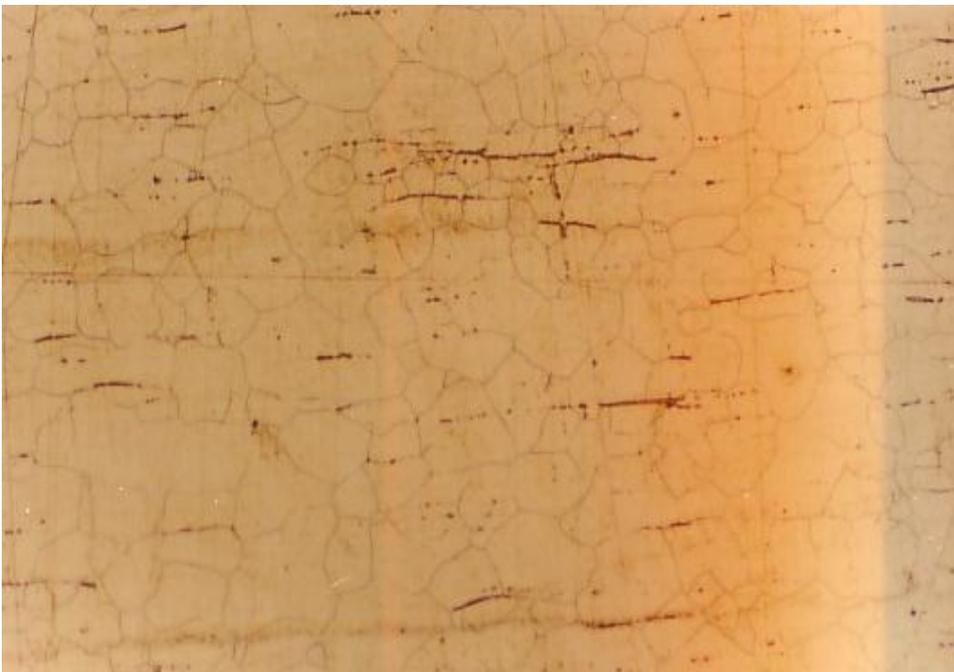
**Figura 4.19** Acero 304, tratado una hora- 675°C. Aumento 200x



**Figura 4.20** Acero sensitizado 304. Muestra la zona sensitizada con precipitados delgados y continuos en los límites de grano y carburos dispersos cerca a la línea de la fusión. Fuente: Kain.<sup>87</sup>.



**Figura 4.21** Acero 316 tratado 1 hora a 675°C. Se observan pequeños precipitados en los límites de grano. Aumento 1000x



**Figura 4.22** Acero 316L, tratado una hora 675°C, no se aprecia una estructura sensitizada. Aumento 200x



**Figura 4.23** Acero 316, tratado una 1,7 horas a 675°C. Aumento 1000x.

## A) AISI 304:

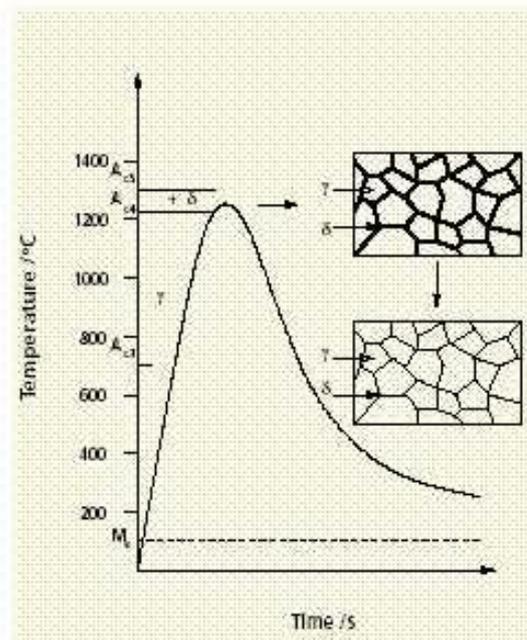
### Probeta 3 -1

Uno de los cambios más resaltantes es la presencia ferrita delta retenida en la zona afectada térmicamente, rodeada por austenita. La ferrita delta presenta una morfología acicular (alargada) y otra localizada en los límites de grano. Para el ataque de la microestructura se empleó el reactivo gliceregia modificado (tabla 3.6). La ferrita delta se observa delineada, mientras que la matriz es austenítica. Ver figura 4.24.

El desarrollo de la microestructura en esta zona puede ser explicado de la siguiente manera. Durante el calentamiento, el crecimiento de ferrita delta se inicia en los límites de grano, hacia el centro de ellos aproximadamente a una temperatura mayor a 1200°C, aumentando su estabilidad conforme aumenta la temperatura. Esta fase está compuesta principalmente de elementos estabilizantes de la fase ferrita como el cromo. Durante el enfriamiento disminuye la estabilidad térmica de la fase  $\delta$  transformándose nuevamente a austenita  $\gamma$ . Pero no toda la ferrita vuelve a convertirse en austenita, dependiendo sobre todo del enriquecimiento de cromo, el cual retarda esta transformación. Ver figura 4.25. La presencia de ferrita delta en el metal base se presenta como una fase enriquecida en cromo, producto de la microsegregación. Lo cual provoca zonas concentradas en cromo mucho más que otras ocasionando una reducción en la resistencia de la corrosión en las zonas empobrecidas en cromo. Para condiciones de servicio menores a temperatura ambiente la tenacidad ocasionaría una reducción de la tenacidad.



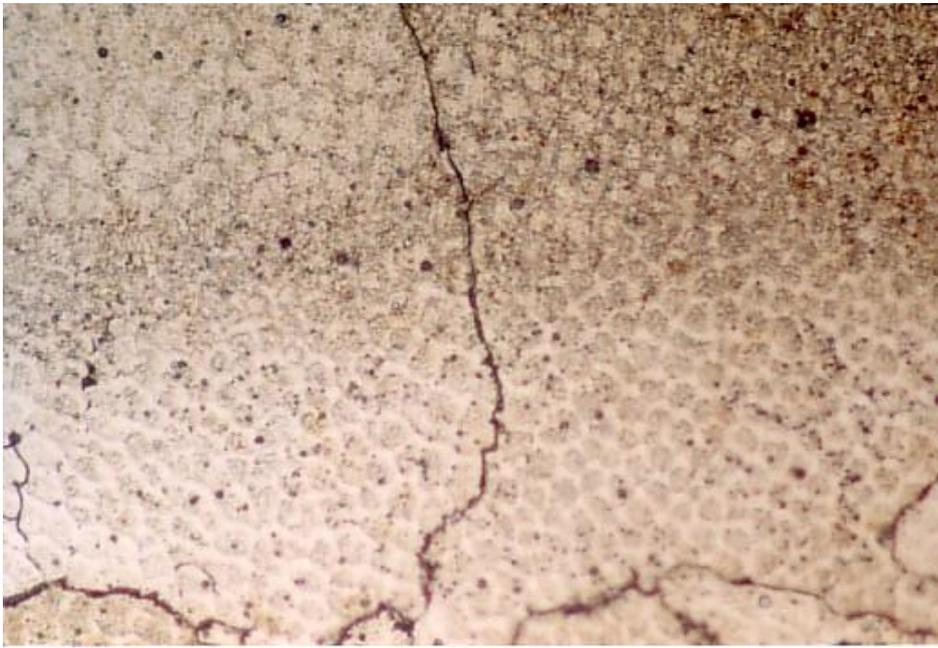
**Figura 4.24** Ferrita acicular alargada en la ZAT. También se observa la presencia de glóbulos de ferrita entre los granos. Aumento 1000X.



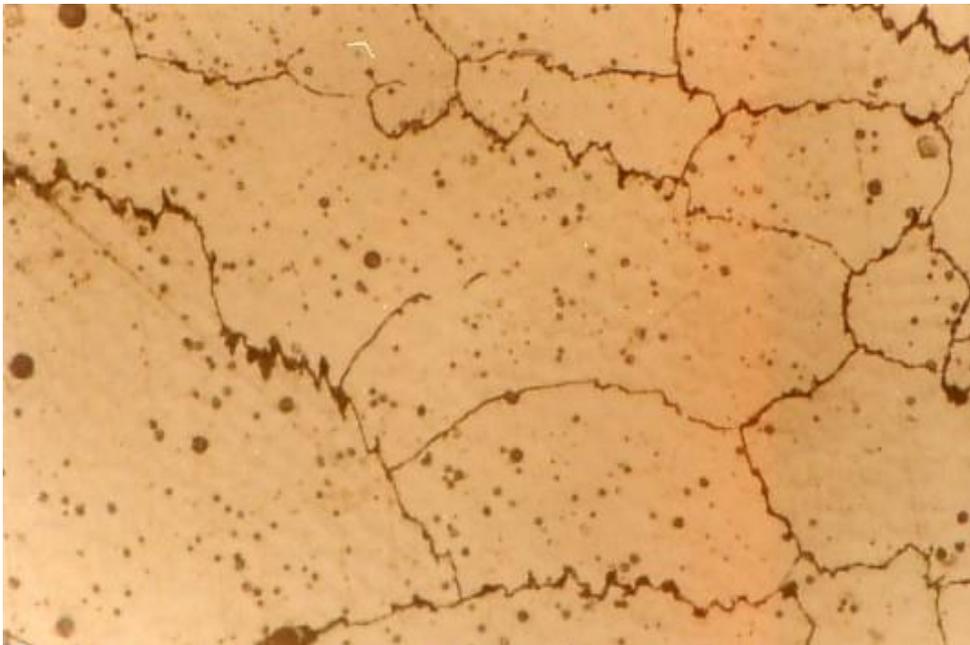
**Figura 4.25** Transformación de la ferrita delta en aceros inoxidables. Fuente: Folkhard<sup>18</sup>.

En cuanto a la presencia de fases secundarias en la zona afectada térmicamente, se observó la presencia de precipitados delgados y continuos, localizados en los límites de grano, además, de pequeños precipitados intragranulares de forma globular. La precipitación se ha dado primero en los límites de grano y posteriormente en los sitios intragranulares (ver punto 2.2.2). Estos precipitados son carburos principalmente del tipo  $M_{23}C_6$ . El carburo  $M_{23}C_6$  es a menudo preferentemente encontrado en un típico acero 304 (Sourmail, 2001)<sup>17</sup>. La zona muestra una pesada sensitización, ya que los límites de grano se encuentran rodeados por finos carburos intergranulares (comparar con figura 4.20, página 130). Posteriormente se realizó un ensayo de microdureza en la zona donde se presentó la precipitación, los resultados se comentarán más adelante. La mayor susceptibilidad a la sensitización para un acero 304 se confirma con los resultados obtenidos en los tratamientos detallados en el punto 4.3.

Dicha precipitación se debe principalmente a la permanencia de la microestructura en el rango de temperaturas críticas (500-850 °C). La precipitación de estas fases ocasiona un endurecimiento del material además de una pérdida de la resistencia de la corrosión en las zonas aledañas a la precipitación. Su efecto en las propiedades mecánicas está relacionado con un incremento de la dureza, además de una pérdida de la resistencia (punto 2.2.2). Es importante señalar, que los ensamblajes soldados sensitizados pueden satisfacer las condiciones de servicio siempre y cuando no estén en contacto con medios agresivos (soluciones ácidas, aguas residuales) en estos casos se presentaría el fenómeno de corrosión intergranular. En las figuras 4.26 y 4.27 se observan las zonas que presentó la precipitación.



**Figura 4.26** Muestra la zona sensitizada. Precipitados delgados y continuos en los límites de grano, además de precipitados globulares intragranulares. Aumento 1000x.

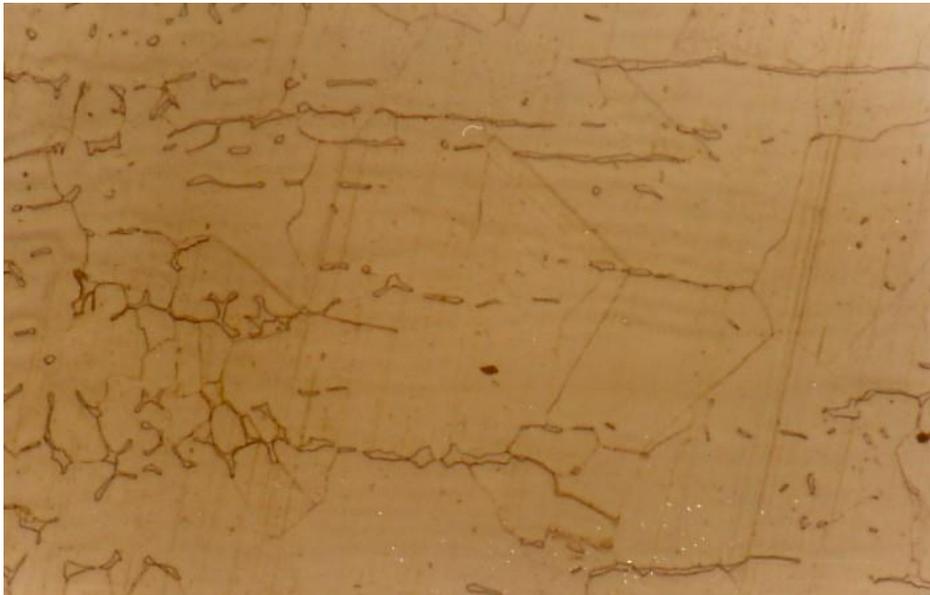


**Figura 4.27** Se aprecia la zona con una pesada sensitización, con precipitados intergranulares e intragranulares. Aumento 1000X.

**B) AISI 316.**Probeta 6 - 2

En la zona afectada térmicamente, al igual que el acero 304, también se observó la presencia de ferrita delta próxima a la línea de fusión, la ferrita es del tipo acicular (alargada). Además de algunos núcleos de ferrita en los límites de grano. Al igual que en el acero 304, esta ferrita se formó durante el enfriamiento después de la solidificación. Debido a la composición del metal base la ferrita delta se presentaría como una fase enriquecida en cromo y molibdeno. La presencia de esta fase en esta zona se traduce, para este tipo de acero (316) con adición de molibdeno, en la reducción de la resistencia a la corrosión por picaduras. Ver figura 4.28. El reactivo empleado para revelar la microestructura fue el atacante gliceregia modificado.

A diferencia del acero 304, esta probeta no presentó precipitados continuos y delgados en los límites de grano o precipitados intragranulares, en la zona afectada térmicamente. Para la probeta 316 se observa una mayor estabilidad de la fase austenítica. Además, de ser menos susceptible a la sensitización en comparación con la probeta de acero 304. Uno de los principales factores radica en la estabilidad de la austenita a altas temperaturas la cual se ve influenciada por el mayor contenido de níquel en este acero 10-14%; sin embargo, se observaron algunos precipitados muy pequeños de forma globular, sobretodo en el límite austenita-ferrita. Todo esto hace necesario un estudio adicional para determinar la composición de dichos precipitados. (Ver figura 4.29).



**Figura 4.28** Ferrita acicular alargada en la zona afectada térmicamente. Aumento 1000x.



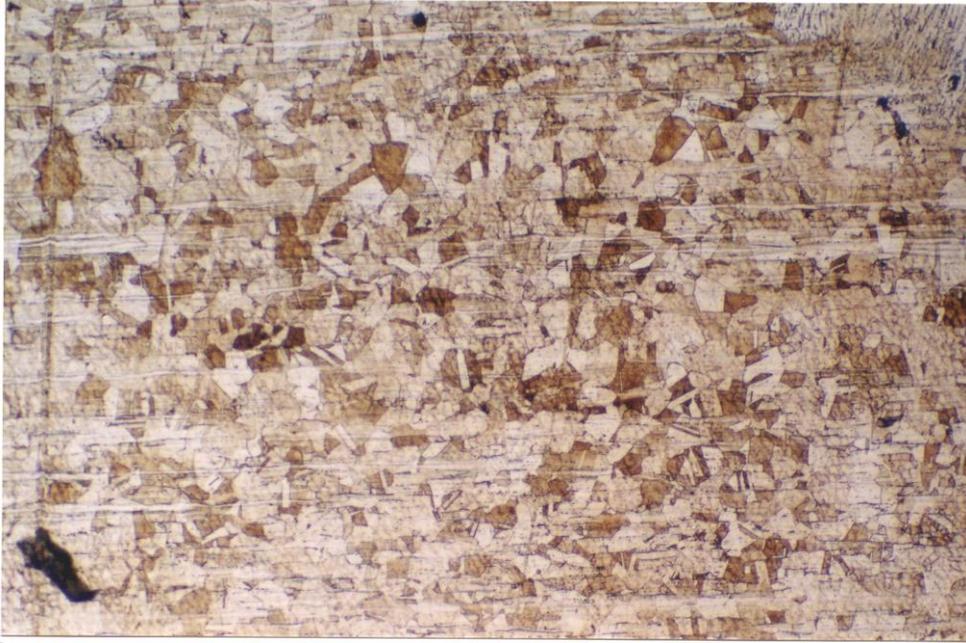
**Figura 4.29** Se aprecia pequeños precipitados en el límite ferrita-austenita en la ZAT. Aumento 1000X.

## C) AISI 316L

### Probeta 10-3:

En cuanto a los cambios microestructurales observados, se apreció crecimiento de grano en la zona afectada térmicamente. Este es un problema particular de los aceros austeníticos cuando están expuestos a alta temperatura. Si comparamos el aporte de calor empleado en la soldadura de esta probeta, (4,58 KJ/min.), es mayor en comparación con el empleado en la soldadura de un acero tipo 316 (3,27 KJ/min.). Es importante señalar que es característico, en la soldadura, que la zona próxima al cordón de soldadura, presente un engrosamiento en el tamaño de grano, para después encontrar grano más fino. El grano próximo a la línea de fusión presenta engrosamiento si lo comparamos con el localizado en la parte inferior izquierda de la micrografía 4.30. En la figura 4.31 se muestra el tamaño de grano, próximo a la línea de fusión. En dicha zona tampoco se observa la presencia de precipitados en los límites de grano o presencia de ferrita del tipo acicular. En comparación con los aceros 316 y 304, la menor cantidad de ferrita acicular (figura 4.32), lo hace menos susceptible a la corrosión del tipo por picaduras (ver punto 2.6), además de su menor contenido de carbono y menor número de inclusiones de sulfuro. El atacante empleado para revelar la microestructura fue el reactivo gliceregia modificado.

Debido al hecho que es un acero bajo en carbono no se esperaba tener sensitización. A diferencia del acero 316, tampoco se observó la presencia de pequeños precipitados en los límites austenita-ferrita. Esto concuerda con el hecho de ser un acero bajo en carbono, por lo que estaría libre de precipitación para largos tiempos de permanencia en el rango de temperaturas peligrosas 500-850°C. El contenido de carbono es uno de los factores para evitar la sensitización de la pieza soldada durante un proceso de soldadura. (Ver punto 2.2.1).



**Figura 4.30** Muestra dos zonas, la zona próxima a la zona de fusión de grano grueso y a continuación una de grano fino. Aumento 200x.



**Figura 4.31** Muestra un engrosamiento de los granos próximos a la línea de fusión. Aumento 1000x.



**Figura 4.32** Zona próxima a la línea de fusión libre de precipitados en la ZAT.  
Aumento 200x.

#### 4.4 Evaluación de los cambios microestructurales por medio de medidas de microdureza.

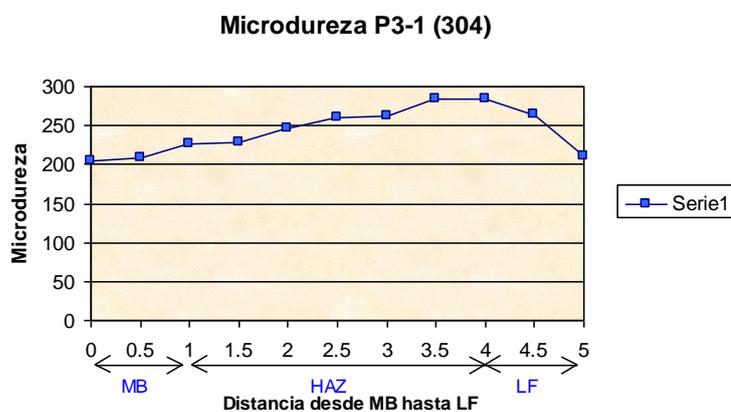
Se realizaron medidas de microdureza desde el metal base hasta la zona de fusión, para las probetas evaluadas. Asimismo, también se realizaron medidas de microdureza en la zona donde se observó la precipitación de carburos intergranulares.

##### AISI 304: Probeta 3-1

Para la probeta 3-1 se tomaron medidas de microdureza desde el metal base hasta la zona de fusión. Ver tabla 4.1 y figura 4.33.

**Tabla 4.1 Valores de microdureza desde el metal base a la zona de fusión.**

Distancia (mm)	0	0,5	1	1,5	2	2,5	3	3,5	4	4,5	5
Dureza (HV)	205	208	227	228	246	260	262	228	285	264	200



**Figura 4.33** Variación de microdureza desde el metal base hasta la unión soldada.

En la figura 4.31 se observa que la microdureza oscila entre los 205 HV hasta los 264HV. La dureza se incrementa progresivamente en la zona afectada térmicamente hasta alcanzar un valor máximo de 285HV y en la línea de fusión hasta 264 HV, para después disminuir hasta los 211 HV, en la zona de fusión.

En la zona afectada térmicamente, se tomaron valores de microdureza con respecto a la zona donde presentó sensitización (figuras 4.26 y 4.27, página 135). Se realizó un barrido de la zona donde se encontraron precipitados, especialmente en los límites de grano y los sitios intragranulares. En la figura 4.34 se muestra la zona donde se realizaron las mediciones, el máximo valor de dureza encontrado fue de 285HV, mientras que el mínimo valor fue de 226 HV.

La zona que presentó la máxima dureza se aprecia en la micrografía 4.35. Para esta zona se encontraron valores de microdureza entre 226-285HV. En la tabla 4.2, se indican los valores de dureza encontrados específicamente en esta última zona.

**Tabla 4.2 Valores de microdureza encontrados en la zona sensitizada.**

Tamaño de huella (um.)	Dureza Vickers (HV)
28,6	226,7
25,9	276,4
28,5	228,3
25,5	285,2
25,5	285,2
28,5	228,3
28,5	228,3
28,5	228,3
26,5	264,1
26,7	260,1
26,5	264,1
26,6	262,1
25,6	283,0
26,9	256,3

En cuanto a los ensayos de microdureza, se puede comentar que la probeta de acero 304 presentó un considerable incremento de dureza en la zona afectada térmicamente. La zona donde se apreció la precipitación arrojó valores de 280 HV aproximadamente 27RC, lo cual indica un considerable aumento de la dureza. El mínimo valor encontrado en esta zona fue de 245 HV. Además, el metal base presentó un valor de dureza de 205HV, con respecto al máximo valor se observa un gradiente de dureza de 75HV. Los resultados indican que la fase que ha precipitado es una fase dura, específicamente carburos del tipo  $M_{23}C_6$ , ocasionando una pérdida de la resistencia del material, además de ser susceptible a la corrosión del tipo intergranular.

**Figura 4.34** Muestra el barrido de la zona mediante medidas de microdureza. 50x.



**Figura 4.35** Medidas de microdureza en la zona que presento los máximos valores de dureza. Aumento 1000X.

#### AISI 316: Probeta 6-2

Al igual que en la probeta anterior se tomaron valores de microdureza, desde el metal base hasta la zona de fusión. Se aprecia un incremento de la dureza en la zona afectada térmicamente, específicamente en la zona cercana a la línea de fusión. En la figura 4.36 se aprecia la variación de la dureza transversalmente a la junta soldada.

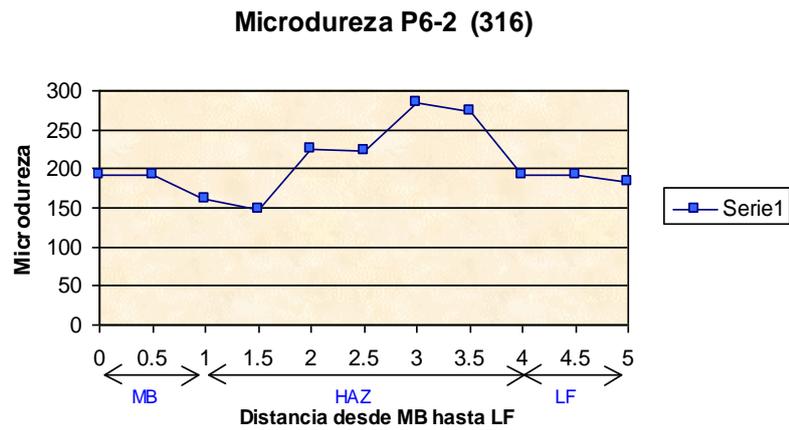
El acero en estado de suministro presentó una dureza de 194 HV (promedio de 4 valores), cercano a los valores de dureza encontrados en la zona del metal base 193-192 HV. En la zona afectada térmicamente el valor máximo encontrado es de 285HV y en la zona de fusión el metal soldado presenta una dureza de 183HV. Ver figura 4.37.

También se tomaron valores de microdureza en la ferrita del tipo acicular que presentaba pequeños precipitados, se obtuvo valores variables 193HV y 285HV. Ver figura 4.38. En el caso de estos precipitados, se hace necesaria la realización de un estudio adicional para determinar dichas fases. En comparación con el acero 304 presenta un ligero endurecimiento de la zona afectada térmicamente, el cual presentó variaciones considerables de dureza a lo largo de esta zona.

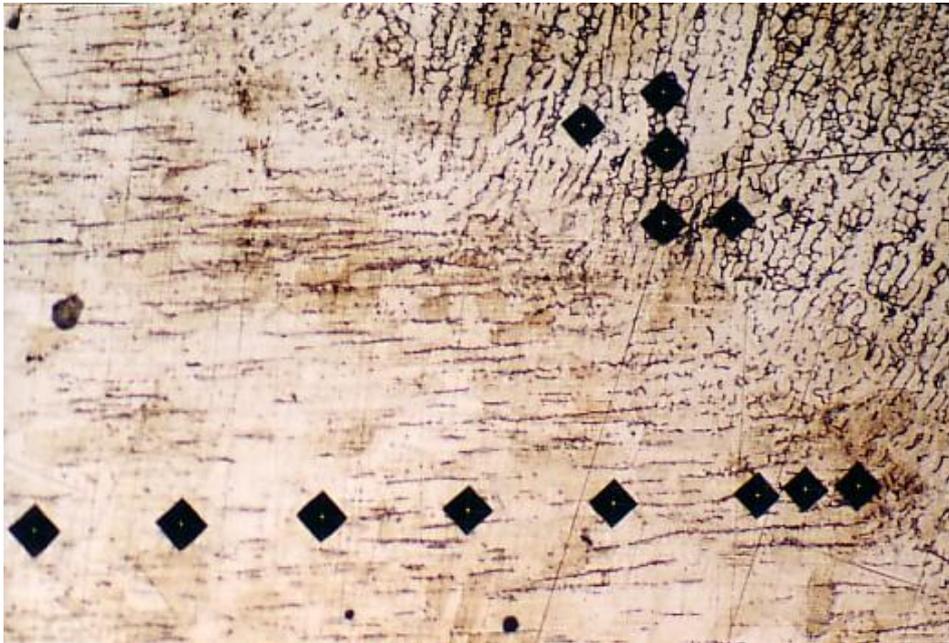
En la siguiente tabla 4.3 se muestran los valores obtenidos desde el metal base hasta la zona de fusión.

**Tabla 4.3 Valores de microdureza desde el metal base a la zona de fusión.**

Distancia (mm)	0	0,5	1	1,5	2	2,5	3	3,5	4	4,5	5
Dureza (HV)	193	192	162	147	225	223	285	274	193	<b>193</b>	183



**Figura 4.36** Se aprecia la variación de la dureza desde el metal base hasta la zona de fusión.



**Figura 4.37** Medidas de microdureza desde el metal base a la zona de fusión. Aumento 200x.



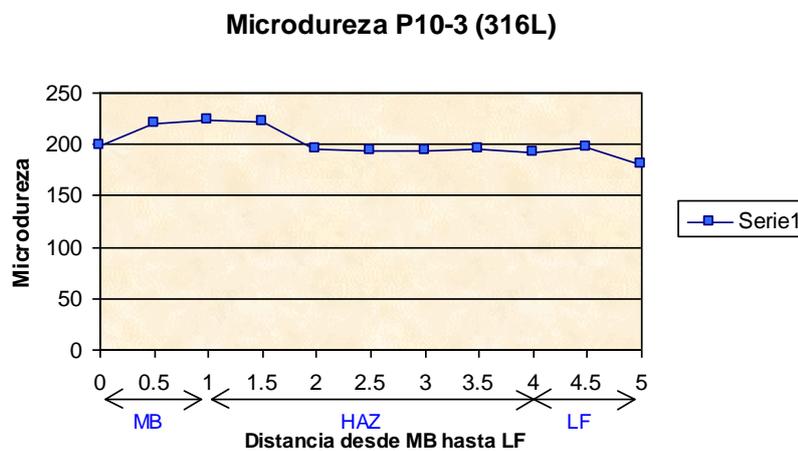
**Figura 4.38** Medidas de microdureza en la ZAT en límite ferrita-austenita. Aumento 1000x.

### AISI 316L: Probeta 10-3

En cuanto al acero 316L, al igual que los anteriores se tomaron valores de dureza desde el metal base hasta la unión soldada. En la tabla 4.4 se muestran los valores obtenidos. En la figura 4.39. se aprecian los valores obtenidos desde el metal base hasta la zona de fusión. Los valores listados a continuación son tomados en dirección transversal al cordón de soldadura.

**Tabla 4.4 Valores de microdureza desde el metal base a la zona de fusión.**

Distancia (mm)	0	0,5	1	1,5	2	2,5	3	3,5	4	4,5	5
Dureza (HV)	195	198	221	223	222	195	194	193	195	192	180



**Figura 4.39** Medidas de microdureza desde le metal base hasta la zona de fusión.

Para el acero 316L, en estado de suministro, presentó un valor de dureza de 204HV, En el metal base se encontraron valores cercanos a la dureza del metal base entre 195-198 HV. Para la zona afectada térmicamente presentó un ligero incremento de la dureza hasta 223HV. En la línea de fusión presentó un valor 192Hv y en la zona de fusión un valor de 180HV. En comparación con los aceros 316 y 304 los máximos valores (223HV) encontrados en la zona afectada térmicamente son menores a los encontrados en los casos anteriores (285HV). Además, estos valores son bastante cercanos a los encontrados en el metal base.

---

## Conclusiones y Recomendaciones.

1. Los tres aceros presentaron una estructura completamente austenítica en condición de suministro, observándose inclusiones alargadas de sulfuro alineadas en dirección del laminado. Además, en los tipos 304 y 316, se apreció que estas inclusiones se encontraban en mayor cantidad en comparación a un 316L. El menor contenido de inclusiones del acero 316L, se traduce principalmente en una mejor resistencia a la corrosión por picaduras y a un mejor acabado superficial (punto 2.6). Además de ser menos susceptible al agrietamiento en caliente por el menor contenido de impurezas.
2. Para los tres tipos de probetas se observó el fenómeno de crecimiento epitaxial, en donde los granos se encontraban preferentemente orientados en dirección del calor. En la probeta 304 se observó una serie de pequeños granos, próximos a la línea de fusión, esta característica es propia para reconocer un modo de solidificación austenítico-ferrítico (Iamboliev, 2003)<sup>30</sup>. Además, la subestructura de grano en la zona de fusión presentaba una morfología del tipo dendrítica, como resultado del sobreenfriamiento constitucional (ver punto 1.6.3). Para los tipos 316 y 316L, los granos son del tipo columnares y alargados, alineados en dirección del máximo gradiente de temperatura. En su interior, presentaron ferrita delta del tipo lathy y vermicular propias de un modo de solidificación ferrítico-austenítico (FA).
3. El acero 304 presentó una mayor susceptibilidad a la sensitización con respecto a los aceros 316 y 316L, los cuales presentaron una mayor estabilidad de la fase austenítica en el rango de temperaturas peligrosas (500-850°C). Estos resultados concuerdan con el tratamiento de sensitización realizado a los tres aceros. Una pieza sensitizada es susceptible a la corrosión intergranular; sin embargo, puede satisfacer sus condiciones de servicio siempre y cuando no esté en contacto con medios agresivos.
4. La precipitación de carburos en el acero 304 se tradujo en un incremento de la dureza en la ZAT hasta un valor de 27RC, lo cual se traduce además en una reducción de la resistencia en dicha zona. La ventaja del acero 316L con respecto al acero 316 radica en su menor contenido de carbono (0.03máx.), descartando su sensibilización para cortos periodos de calentamiento como es el caso de la soldadura, excepto para largos periodos de permanencia.
5. Se resalta el hecho que el modo de solidificación depende de la composición para velocidades de enfriamiento lentas; sin embargo, dicho modo puede cambiar de ferrítico primario a austenítico primario debido principalmente a un incremento en la velocidad de enfriamiento, además de un incremento en la velocidad de pase de soldadura. El modo de solidificación en los aceros austeníticos es de gran importancia, debido a que afecta la susceptibilidad de los aceros austeníticos al agrietamiento en caliente. El modo FA es menos susceptible al agrietamiento que el

modo austenítico-ferrítico (AF). Los aceros 316 y 316L presentaron un modo de solidificación FA a diferencia del acero 304 que presentó un modo AF.

6. El acero 316L presenta una mejor resistencia a la corrosión por picaduras en la ZAT en comparación a los aceros 304 y 316. Esto se debe al menor contenido de ferrita acicular en la zona afectada térmicamente. Además, por el menor contenido de carbono (0,03 máx.) evita el problema de corrosión intergranular. Sus aplicaciones del acero 316L se dan principalmente en las industrias químicas, petroleras y nucleares.
7. El diagrama WRC- 92 es una herramienta eficiente para predecir el modo de solidificación, además del contenido de ferrita a partir de la composición química. En caso de requerirse un certificado de la composición química del metal de aporte, debe ser facilitada por el fabricante y no necesariamente será la misma que el depósito de soldadura debido a los efectos de dilución con el metal base o a los diferentes parámetros de soldadura.
8. La cantidad de ferrita tiene influencia sobre las propiedades de un acero austenítico. Entre ellas se pueden mencionar: la resistencia al agrietamiento en caliente, corrosión, tenacidad, estabilidad térmica de la fase, etc. Por lo tanto, es esencial para las aplicaciones, que el contenido de ferrita se mantenga dentro de los límites recomendados, haciéndose necesario verificar el contenido óptimo de ferrita después de la soldadura. Los equipos empleados para realizar estas mediciones se detallaron en el punto 2.5.2.1.

A continuación se mencionan algunas recomendaciones:

### **Recomendaciones:**

- Un mínimo recomendable de 4FN asegura la resistencia al agrietamiento.
- Se recomienda un coeficiente de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  1,45- 1,9, según equivalentes WRC-1992 para un modo de solidificación FA, el cual es menos susceptible al agrietamiento en caliente (Iamboliev, 2003)<sup>30</sup>.
- Los valores recomendados para las impurezas son 0,005% hasta 0,03% Máx. El método detallado para evaluar la soldabilidad en el punto 2.5.3 se puede aplicar a otros aceros de la serie 300.
- Para un acero 316L se recomienda como mínimo un número de ferrita 2FN para evitar el agrietamiento en caliente. Para el caso de un 316 y 316L con 5FN, se tiene óptima resistencia a altas temperaturas asegurando buena ductilidad tenacidad y resistencia<sup>87</sup>.

## Bibliografía.

1. “Caracterización termomecánica de los aceros austeníticos”. Tesis Doctoral. Capítulo I, pp. 2-15. (<http://www.tdx.cesca.es/TDX-0512103-122109/>).
2. Di Caprio. G, “Los aceros inoxidable”, editorial Grupinox-milano, 1999.
3. Ak steel, Production data bulletin, 1999.
4. Columbier Hochman, “Los aceros inoxidable y refractarios”, editorial urmo, segunda edición, 1968.
5. “High Performance Stainless steel”, pp.14-16. ([www.stainless-steel-world.net/pdf/11021.pdf](http://www.stainless-steel-world.net/pdf/11021.pdf)).
6. Dionisio Padilla, Rosario Francia, “Precipitación Martensítica en aceros austeníticos AISI 304 corrosión bajo tensión”, Departamento de Metalurgia, UNMSM, 1994, pp. 70-71. (<http://www.scielo.org.pe/pdf/iigeo/v5n9/a11v5n9.pdf>).
7. Sourmail, " Precipitation in creep resistant austenitic stainless steel", University Cambridge, Dept. material and metallurgy, January 2001, Capítulo 2, página 21 .
8. Sourmail, " Precipitation in creep resistant austenitic stainless steel", University Cambridge, Dept. material and metallurgy, January 2001, vol. 17, pp 1-14. [www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2000/sourmail.pdf](http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2000/sourmail.pdf).
9. Avner, “Introducción a la metalurgia física”, McGraw Hill, segunda edición, 1988, pp.364-375.
10. Stoter L. P. Journal Material Science, 1981, vol.16, pp.1039-1051.
11. Kikuchi M. Sakabibara,: "Proc. Int. Conference on Creep", Tokio, Japan, April 1986, 215-220.
12. NIDI, “Welding of Stainless Steel”, Nickel Development Institute, 1988, pp3-14. <http://www.ssina.com/publications/welding.html>.
13. Fosca Carlos, “Metalurgia de la soldadura”, Pontificia Universidad Católica del Perú, PUCP, 2002, pp. 5-25.
14. David, Babu, Vitek “ Recent advances in modelling and characterisation of weld microstructures”, science and technology welding, 2001, vol 6, pp 341-345. ([www.ingenta.com](http://www.ingenta.com)).
15. ASM, “Metals handbook Desk-edition”, David & Associates, 1994, pp. 30.1-30.10.
16. Vitek, David, Babu, “Welding: Solidification and Microstructure”, 2003 <http://www.tms.org/pubs/journals/JOM/0306/David-0306.html>
17. V Shankar, T P S Gill, “solidification cracking in austenitic stainless steel”, Sadhana, Vol 28, June/ August 2003, pp 359-382. [www.ias.ac.in/sadhana/Pdf2003JunAug/Pe1119.pdf](http://www.ias.ac.in/sadhana/Pdf2003JunAug/Pe1119.pdf).
18. Folkhard E, "Welding metallurgy of stainless steels" (New York: Springer Verlag), 1988.
19. Fredriksson H., ”Transition from peritectic to eutectic reaction in iron base alloys, Solidification and casting of metals”, (London the metals society, pp131-138)
20. Nassau L., “Ferrite in stainless steel weld metal”, Stainless Steel Europe, April, 1993, volume5.
21. Koseki T, Flemings, “Solidification of undercooled Fe-Cr-Ni alloys part II- microstructural –evolution”, Metallurgy Materilas Transaction, A27, 1996:3226-3240.
22. Hammar O., Svensson U., "Influence of steel composition on segregation and microstructure during solidification of austenitic stainless steels". Solidification and casting of metals, London: The Metals Society, 1979, pp 401–410.
23. Suutala N., "Effect of solidification conditions on the solidification mode in austenitic stainless steels", Metallurgy Transactions, 1983, A14, pp 191–1979.

24. Kujanpää V. P., "Solidification cracking – estimation of the susceptibility of austenitic and austenitic-ferritic stainless steel weld, Metal construction, 12 (6), 282-285.
25. Murugan, Parmar, "Stainless steel cladding deposited by automatic gas metal arc welding", welding journal, vol 76 (10), 1997, 391s-403s.
26. Kotecki D, Sievert, WRC-1992 Constitution diagram for stainless steel weld metal: A modification of the WRC –1988 diagram, Welding Journal, 1992, vol 71:171s-178s.
27. N, Suutala "Effect of solidification conditions on the solidification mode in austenitic stainless steel weld", Met. Trans, 1983, Vol14, pp191-197.
28. Anon, Welding Handbook, Eighth Edition, Volume 4., Materials and Applications Part 2., AWS, Miami, FL. 1998.
29. David, Babu, Vitek, "Recent advances in modelling and characterisation in weld microstructure: Final Report.", 2001, Sci. Tech. Weld., 2001 vol 7, N°6, 362-365. (www.ingenta.com).
30. Iamboiev S, Takayama, Matsunawa, "Interpretation of phase formation in austenitic stainless steel welds", Welding Journal, December 2003. pp 339-347. www.aws.org/wj/supplement/12-2003-IAMBOLIEV-s.pdf.
31. Katayam S, Matsunawa, "Solidification microstructure of laser welded stainless steel. Proc. of Mater. Processing Symposium, Laser Inst. of America. ICA-LEO, 1985 Vol 45, pp 19-25.
32. Elmer J., Allen S., Microstructural development during solidification of stainless steel alloy, Metallurgical Transaction, 1989, A 20(A): 2117-2131.
33. Venkataraman, S., Devletian J., "Rapid solidification of stainless steel by capacitor discharge welding". Welding Journal, 1988, 67 (6): 111s-118s.
34. Vitek J. M, David S. A., Hinman, "Improved ferrite number prediction model that accounts for cooling rate effects-part I: model development", AWS annual meeting, March 4-7, 2002, Chicago
35. Binder N, 32. Elmer J., Allen S., Microstructural development during solidification of stainless steel alloy, Metallurgical Transaction, 1989, A 20(A): 2117-2131.
36. Calvo, "Metales y aleaciones", Ediciones Dossat, 2<sup>da</sup> edición, 1994. pp.378-380.
37. Degalaix- Foct: "Men. Etud. Science Revue metallurgy", 1987, vol 84, 645-653
38. Dunlop y Thorvaldsson, Metallurgy Science, 1980, vol, 1, pp 513-518
39. Laufang, Cesar, "Aceros inoxidables"  
www.fi.uba.ar/materias/6713/ACEROS\_INOXIDABLES.pdf
40. Avery Richard, Tuthill arthur, "Guidelines for the welded fabrication of nickel alloys for corrosion resistant service", 1994, pp23.  
www.stainless-steel-world.net/pdf/11012.pdf
41. Barcik J., Metallurgy transactions A, 1983, 14<sup>a</sup>, 635-641.
42. Marshall P. "Austenitic stainless steel, microstructure and mechanical properties", London elsevier, 1984.
43. Minami Y, H. Kimura, "New developments in stainless steel technology", ediciones Lula, 1985, pp231-232, American society for metals.
44. Grot y Spruielli, Metallurgy transactions, 1975, vol 6A, 2023-2030.
45. Woodyatt., Sims C. T., Beathe, Trans, AIME, 1966, vol 236, pp. 519.
46. Barcik J., Metallurgy transactions A, 1985, 14<sup>a</sup>, 655-661.
47. Kain Vivekanand "Transformation delta ferrite during high heat input welding of austenitic steels", Materials performance, vol 42-3, pp50-54.
48. Borland J. C., "Generalized theory of super-solidus cracking in welds (and castings)" Br. Welding Journal, 1960, 7: 508–512.

49. Matsuda F, "Hot crack susceptibility of weld metal". In Advances in welding metallurgy, Am. Welding Soc./ Japn. Welding Eng. Soc., 1990, pp 19–35.
50. Norma prCEN 17642-1:2003 "Hot cracking test for weldments", CEN, 2003
51. TWI WORLD CENTRE FOR MATERIALS JOINING TECHNOLOGY, "Solidification Cracking", [www.twi.co.uk/j32k/index.xtp](http://www.twi.co.uk/j32k/index.xtp).
52. Hull F C, "The effect of ferrite on the hot cracking of stainless steel". Welding Journal, 1967, 46, 399s–409s.
53. Masumoto I, Takami K, Kutsuna M 1972 Hot cracking of austenitic stainless steel weld metal. *J. Jpn. Welding Soc.* 41: 1306–1314.
54. Kujanpaa V P 1985 Effects of steel type and impurities in solidification cracking of austenitic stainless steel welds. *Met. Constr.* 117: 40R–46R.
55. Kujanpaa V, Suutala N, Takalo T, Moisio T, "Correlation between solidification cracking and microstructure in austenitic–ferritic stainless steel welds", *Welding Res.* 1987, Int. 9, pp. 55–76.
56. Lundin C D, Lee C H, Menon R, Osorio V, "Weldability evaluations of modified 316 and 347 austenitic stainless steels" Part I, *Welding Journal*, 1988, 67: 35s–46s.
57. Brooks J A, Thompson A W "Microstructural development and solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel welds", *International Materials Review.* 1991, vol 36, pp 16–44
58. Rabensteiner G, Tosch J, Schaberiter H, "Hot cracking problems in different fully austenitic weld metals.", *Weld. J.*, 1983, 62: 21s–27s,
59. Persson N G, "The influence of sulphur on the structure and weldability of a titanium-bearing austenitic stainless steel". *Proc. of the Soviet-Swedish Symposium. Clean Steel, Sandviken, Sweden, 1971, I:* 142–151
60. Menon R, Kotecki D J, "Literature review – nitrogen in stainless steel weld metal". *WRC Bulletin*, 1989, No. 389, pp. 142–161.
61. Stevens S M, "Forms of nitrogen in weld metal" *WRC Bulletin*, 1989, N° 369, pp 1–2.
62. Pehlke R D, Elliott J F, *Trans. AIME*, 1960, 218, pp 1088–1101.
63. Cieslak M J, Ritter A M, Savage W F, "Solidification cracking and analytical electron microscopy of austenitic stainless steel weld metals". *Weld. J.*, 1982, 61: 1s–8s
64. Zhitnikov N P, "The hot cracking resistance of austenitic CrNi weld metal and weld zone in relation to nitrogen content" *Welding Production.* 1981, 3, pp. 14–16.
65. Kakhowski N I, "Effects of silicon nitrogen and manganese on chemical heterogeneity in weld metals and their resistance to hot cracking". *Avtomatich. Svarka*, 1971, 8, pp. 11–14.
66. Ogawa T, Tsunetomi E "Hot cracking susceptibility of austenitic stainless steels. *Welding Journal.* 1982, 61, pp. 82s–93s. ogawa tsunomi
67. Shankar V, Gill T P S, Terrance A. L. E., Mannan S. L, Sundaresan S. "Relation between microstructure, composition and hot cracking in Ti-stabilised austenitic stainless steel weldments". *Metall. Mater. Trans.* 2000, A31, pp 3109–3122.
68. Massalski T B, "Alloy phase diagrams", 1996, (Metals Park, OH: ASM).
69. Hoerl A, Moore T J, "The welding of type 347 steels". *Weld. J.*, 1957, 46: 442s–448s.
70. Lundin C D, Lee C H, Menon R, Osorio V, "Weldability evaluations of modified 316 and 347 austenitic stainless steels: Part I – preliminary results". *Weld. J.* 1988. 67: 35s–46s.
71. Strauss B, Maurer E., "Die Hochlegierten chromnickelstahle als nichtrostenden stahle". *Kuppsche monatshefte*, 1(8), pp 129-146.

72. Scherer R, Riedrich G. Hoch, "Einfluss eines Gehaltes an Ferrit in austenitischen Chrom-Nickel-Stählen auf den Kornzerfall. Arch. Für das Eisenhüttenwesen, 1939, vol 13, pp. 52-57.
73. Newell H. D., Fleischmann M. " Hot Rolled metal article and method of making same". U.S. patent No 2,193,818, 1938.
74. Field A., Blomm F., Linnert "Development armor welding electrodes: relation composition of austenitic (20Cr-10Ni) electrodes to the physic and ballistic properties of armor welding.
75. Campbell H. C., Thomas Jr, "The effect of alloying of elements on the tensile properties of 25 20 weld metal. Welding journal, 1946, 25 (11), pp760s-768s.
76. Schaeffler A.L, "Constitution Diagram for stainless steel weld metal", Metal progress,1947, 56 (11), pp.680-680b.
77. Seferian D. "Metallurgie de la Soudure", Donod, 1959, Paris.
78. De Long, W.T., Reid, "Properties of austenitic chromium in austenitic chromium-manganese Stainless steel weld metal". Welding journal, 1957, 37(1), pp. 1-8.
79. Long C.J., De Long W.T., "The ferrite content of austenitic stainless steel weld metal". Welding Journal, 1973, 64(5), pp156-161.
80. D.L.Olson, "Prediction of austenitic weld metal microstructure and properties", Welding research supplement, 1985, vol 305, pp. 281-295.
81. Lundin C.D. Repracht, "Ferrite measurements in austenitic and duplex stainless steel", Materials joining research group-department of materials science and engineering the university of Tennessee", August 1999. (www.osti.gov)
82. AWS A4.2 "Standard procedures for calibrating magnetic instruments to measure the delta ferrite content of austenitic and duplex austenitic-ferritic stainless steel weld metal".
83. ASTM A240, Anon, ASME 1998 Section II, AMSE SA-240/SA-240M, "Specification for heat-resisting chromium and chromium-nickel stainless steel plate, sheet, and strip for pressure vessels," NY, pp. 363-370.i, 1998.
84. ASME Anon, ASME 1998 Section II, AMSE SA-312/SA-312M, "Specification for seamless and welded austenitic stainless Steel Pipes", NY, pp. 477-490, 1998.
85. P. S. Korinko and S. H. Malene " Considerations for the weldability of types 304L and 316L Stainless Steels", Westinghouse Savannah River Company Aiken, SC, 2002, pp. 1-5.
86. Lefebvre, Joseph. "Guidance on specifications of ferrite in stainless steel weld". Welding in the World 13:6 (1993): 21-31.
87. ASTM A262. "Standard Practices for Detecting Susceptibility to Intergranular Attack in Austenitic Stainless Steels"

# **ANEXOS**

## ANEXO I

## Composición y propiedades mecánicas de los aceros austeníticos

AISI Tipo (UNS)	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Otros	Resistencia a la fracción		Resistencia al 0,2 %		dureza Rockwell	Forma del product	
										Ksi	Mpa	Ksi	Mpa			
201 (S20100)	0,15	5,50/7,50	0,060	0,030	1,00	16,00/18,00	3,50/5,50		0,25N		95	655	45	310	B90	
202 (S20200)	15,00	7,50/10,01	0,060	0,030	1,00	17,00/19,00	4,00/6,00		0,25N		90	612	45	310	B90	
205 (S20500)	0,12/0,25	14,00/15,50	0,030	0,030	0,50	16,50/18,00	1,00/1,75		0,32/0,40N		120,5	831	59	476	B98	(Plancha)
301 (S30100)	0,15	2,00	0,045	0,030	1,00	16,00/18,00	6,00/8,00				110	758	40	276	B85	
302 (S30200)	0,15	2,00	0,045	0,030	1,00	17,00/19,00	8,00/10,00				90	612	40	276	B85	
302B (S30215)	0,15	2,00	0,045	0,030	2,00/3,00	17,00/19,00	8,00/10,00				95	655	40	276	B85	
303 (S30300)	0,15	2,00	0,200	0,15(min)	1,00	17,00/19,00	8,00/10,00	0,60*			90	621	35	241		(Barra)
303Se (S80828)	0,15	2,00	0,200	0,060	1,00	17,00/19,00	8,00/10,00		0,15Se(min)		90	621	35	241		(Barra)
304 (S80400)	0,08	2,00	0,045	0,030	1,00	18,00/20,00	8,00/10,50				84	579	42	290	B80	
304L (S30403)	0,030	2,000	0,045	0,030	1,00	18,00/20,00	8,00/12,00				81	558	39	269	B79	
S30430	0,08	2,00	0,045	0,030	1,00	17,00/19,00	8,00/10,00		3,00/4,00Cu		73	503	31	214	B70	(Alambre)
304N S30451	0,08	2,00	0,045	0,030	1,00	18,00/20,00	8,00/10,50		0,10/0,16N		90	621	48	331	B85	
305 (S30500)	0,12	2,00	0,045	0,030	1,00	17,00/19,00	10,50/13,00				85	586	38	262	B80	
308 S30800	0,08	2,00	0,045	0,030	1,00	19,00/21,00	10,00/12,00				115	793	80	552		(alambre)
309 (S30900)	0,20	2,00	0,045	0,030	1,00	22,00/24,00	12,00/15,00				90	621	45	310	B85	
309S (S30908)	0,08	2,00	0,045	0,030	1,00	22,00/24,00	12,00/15,00				90	621	45	310	B85	
310 (S31000)	0,25	2,00	0,045	0,030	1,50	24,00/26,00	19,00/22,00				95	655	45	310	B85	
310S (S31008)	0,08	2,00	0,045	0,030	1,50	24,00/26,00	19,00/22,00				95	655	45	310	B85	
314 (S31400)	0,25	2,00	0,045	0,030	1,50/3,00	23,00/26,00	19,00/22,00				100	689	50	345	B85	
316 (S31600)	0,08	2,00	0,045	0,030	1,00	16,00/18,00	10,00/14,00	2,00/3,00			84	579	42	290	B79	
316F (S31620)	0,08	2,00	0,200	0,10(min)	1,00	16,00/18,00	10,00/14,00	1,75/2,50			85	586	38	262	B85	
316L (S31603)	0,030	2,000	0,045	0,030	1,00	16,00/18,00	10,00/14,00	2,00/3,00			81	558	42	290	B79	
316N (S31651)	0,08	2,00	0,045	0,030	1,00	16,00/18,00	10,00/14,00	2,00/3,00	0,10/0,16N		90	621	48	331	B85	
317 (S31700)	0,08	2,00	0,045	0,030	1,00	18,00/20,00	11,00/15,00	3,00/4,00			90	621	40	276	B85	
317L (S31703)	0,030	2,00	0,045	0,030	1,00	18,00/20,00	11,00/15,00	3,00/4,00			86	593	38	262	B85	
321 (S32100)	0,08	2,00	0,045	0,030	1,00	17,00/19,00	9,00/12,00		5xC= Ti(min)		90	621	35	241	B80	
329** (S32900)	0,10	2,00	0,040	0,030	1,00	25,00/30,00	8,00/6,00	1,00/2,00			105	724	80	552	230	(Strip)
330 (N0330)	0,08	2,00	0,040	0,030	0,75/1,50	17,00/20,00	3,40/3,70		0,10Ta 0,20Cb		80	552	38	262	B80	
347 (S34700)	0,08	2,00	0,045	0,030	1,00	17,00/19,00	9,00/13,00		10xC Cb*Ta(min)		95	655	40	276	B85	
348 (S34800)	0,08	2,00	0,045	0,030	1,00	17,00/19,00	9,00/13,00		10xC Cb*Ta(min)		95	655	40	276	B85	
384 (S34800)	0,08	2,00	0,045	0,030	1,00	15,00/17,00	17,00/19,00		(Ta 0,10- 0,20 Co max)		75	517	35	241	B70	(alambre)

\*Podría ser agregado

\*\* Duplex aleación austenita - ferrita

## ANEXO II

Relativa susceptibilidad de varios aceros austeníticos a la sensitización durante la soldadura

Grado	Composición comercial			Susceptibilidad a la formación de carburos intergranular comparada a un tipo 304. ( Ver nota 3)			Causa de la diferencia				
	%	%	%	Mayor	Menor	N/P	contenido de carbono		Taza Ratio Cr& Ni / C		
							Alto	Bajo	Alto	Bajo	
304	18,0/12,0	8,0/10,5	0,08Max								
302	17,0/19,0	8,0/10,0	0,15Max	x			x				x
301	16,0/18,0	6,0/8,0	0,15Max	x			x				x
305	17,0/19,0	10,5/13,0	0,12Max		Nota 1			usualmente x		x	
308	19,0/21,00	10,0/12,0	0,08Max		x			Igual			
316	16,0/18,00	10,0/14,0	0,08Max					Aproximadamente la misma como el tipo 304			
317	18,0/20,00	11,0/15,0	0,20Max					Aproximadamente la misma como el tipo 304			
309	22,0/24,00	12,0/15,0	0,08Max				x			Nota 1	
309S	22,0/24,01	12,0/15,01	0,25Max		x			Igual		x	
310	24,0/26,00	19,0/22,00	0,25Max	x			x			Nota 1	
314	23,0/26,00	19,0/22,01	0,25Max	x			x			Nota 1	
304L	18,0/20,0	8,0/12,0	0,03Max			Nota 4			x	x	
316L	16,0/18,0	10,0/14,0	0,03Max			Nota 4			x	x	
347	17,0/19,0	9,0/13,0	0,08Max			Nota 2					
321	17,0/19,1	9,0/12,0	0,08Max			Nota 2					
309C	22,0/24,0	12,0/15,0	0,08Max			Nota 2					
318	17,0/19,0	13,0/15,0	0,08Max			Nota 2					

Nota 1. Depende de su análisis dentro de su rango de composición

Nota 2. Previene la formación de carburos por el contenido de agentes estabilizantes

Nota 3. Temperatura y tiempo constante

Nota 4. Formación de carburos mayormente minimizados en la soldadura pero no para condiciones de servicio a alta temperatura

prGEN ISO/TR 17641-3:20Q3 (E)  
Table 1 - Designation and symbols

Symbol	Designation	Unit	
Hot tensile test			
BTR	Brittle temperature range, Le. difference between NST and DTR (see Figure 2)	°C	
DRR	Ductility recovery rate, difference (2-3)/(1-3) x 100 (see Figure 2)	°i°	
DRT	Ductility recovery temperature, Le. temperature at 5% reduction in area measured during "on cooling" tensile test	°C	
NDR	Nil ductility temperature range, distance (4-6 see Figure 2)	°C	
NST	Nil strength temperature, <u>Le.</u> peak temperature of the test (See Figure 2, Point 6)	°C	
RDR	Ratio of ductility recovery, area (2-3-4)/area (1-3-5) x 100 (See Figure 2)	-	
R <sub>m</sub>	Ultimate strength	MPa	
Z	Reduction in area	°io	
T <sub>s</sub>	Solidus temperature (See Figure 2, Point 7)	°C	
Varestraint- and Trans-varestraint test			
L <sub>c</sub> <sup>t</sup>	Total length of <u>al</u> <sub>i</sub> detected hot cracks	mm	
l	Specimen length	mm	
R	Radius of the former	mm	
t	Specimen thickness	mm	
w	Specimen width	mm	
Flat tensile test			
S <sub>g</sub>	Specimen strain	°i°	
S <sub>γ</sub>	Strain rate	mmls	
V <sub>«n</sub>	Critical strain to form the first hot crack	mm/s	
W <sub>§</sub>	Welding speed	mm/mín	

## 5 Principle

Externally loaded hot cracking tests may be used to provide quantitative information on solidification, liquation and ductility dip cracking in accordance with Table 2. They are suitable for assessing the susceptibility to hot cracking of parent materials, weldments and weld metals. However it should be recognised that the exact mechanisms of the various forms of hot cracking are not fully understood. The different externally loaded tests described in this Technical report use different criteria for the assessment of susceptibility to hot cracking. None of the tests reproduce exactly the conditions of temperature, cooling rate, restraint and externally applied strains, which occur in a wide range of fabrications where hot cracking may be considered to be a potential problem. Although work continues to address these issues, the tests in their presently developed form can only be used to rank materials, welding consumables and welding conditions. The results can then be compared with databases of relevant experience to make judgements as to potential suitability. For this reason it is not possible to state that any particular test is the most appropriate for any specific requirement. The user of the test shall decide on the basis of past experience, or on preliminary experiments, which is the most appropriate test for the required application.

Four types of hot cracking test are described and their relevance to the various forms of hot cracking, and their possible range of application, are summarised in Table 2.

All the hot cracking tests described depend on the imposition of an external load on the specimen using suitable test equipment.

This external loading can produce a measurable strain and strain rate on the specimen during the brittle temperature range (BTR) and can therefore reproduce certain aspects of the welding process. The results produced from this test are quantitative and are generally reproducible for the same test using a defined testing procedure and similar equipment.

Unfortunately, equipment and testing procedures are not standardised between different laboratories, and absolute reproducibility between laboratories is limited. Repeatability of results within a single laboratory using consistent procedures and the same equipment is generally good.

When parent materials are to be tested, the test specimen is heated either with a TIG melt run in the case of the Vareststraint and flat tensile test or by resistance heating in the hot tensile test. In both cases a HAZ is formed which is subjected to straining and hence assessment of susceptibility to cracking.

When weld metal is to be tested, a weld deposit is made by the appropriate arc welding process and in the cases of the Vareststraint and flat tensile test, is subjected to straining as the weld solidifies. Any cracking, which occurs, forms the basis of the assessment. For the hot tensile test the specimen is extracted from a multipass welded joint and assessment is based on measured mechanical properties using the appropriate procedure, see 6.1.1

Multipass welds can also be assessed using the Vareststraint and flat tensile test, but for these tests, samples with multipass deposits have to be prepared and the weld metal is then reheated using a similar TIG melt run to that utilised in parent material tests.

Table 2 - Hot cracking tests, types of cracking and applications

Type of test	Type of cracking	Results	Applications
Vareststraint	Solidification	Lt-c BTR	Parent material, selection and approval.
	Liquation	L <sub>10t</sub>	Weld metal, selection and approval.
	Ductility Dip	L <sub>tot</sub>	Welding procedures
Transvareststraint	Solidification	L <sub>iot</sub>	Weld metal selection Welding procedures
Flat tensile type (PVR test)	Solidification	V <sub>a; ;</sub>	Material selection,
	Liquation	V <sub>em</sub>	Multipass weldments
	Ductility Dip	V <sub>a;t</sub>	Welding procedures Material combinations
Hot tensile test (Gleeble -FM)	Solidification	BTR	Material selection and approval
	Liquation	BTR	

Although it is possible for more than one form of hot cracking to be present in a given test piece it should be noted that the formation of one type of cracking e.g. solidification, may relieve the test strain on the specimen to such an extent that other forms of cracking do not occur. Therefore the lack of a particular form of cracking in the testpiece, does not mean that there is no risk of that type of cracking occurring in practice.

The Transvareststraint test was primarily designed to assess weld metal solidification cracking by applying strains transverse to the length of the weld. It is possible that other types of hot cracking form and if these do occur, they should be noted on the test report.

**prCEN ISO/TR 17641-3:2003 (E)**

**6 Description**

**of the tests 6.1**

**Hot tensile test**

**6.1.1 General**

The hot tensile test determines the hot cracking susceptibility of a material in a simulated welding thermal cycle using a cylindrical shaped tensile specimen. The specimen can be abruptly broken at any convenient moment in the welding thermal cycle. For the study of hot cracking where it is necessary to simulate fusion welding thermal heating, a specimen shall be heated to its melting temperature. A number of cylindrical tensile test specimens are used, which can be loaded to failure at a predefined point (Procedure A),

To simulate the HAZ thermal history and liquation cracking, the specimen is heated only as far as the  $n_i$  strength temperature (NST) rather than the melting point. This procedure is the same for both liquation cracking in the HAZ of parent materials and the interrun HAZ's of multipass welds (Procedure B). The test procedures are primarily used in weld metal hot cracking studies. The tests are characterised by good reproducibility.

### 5.1.2 Specimen size

Procedure A - to simulate solidification cracking and heating to the melting point, a specimen of length 130 mm and diameter 10 mm should be used.

Procedure B - to simulate HAZ liquation cracking and to determine the NST, a specimen of length 116 mm and diameter 6 mm should be used.

The specimen dimension together with the location of the weld joint are shown in Figure 1.

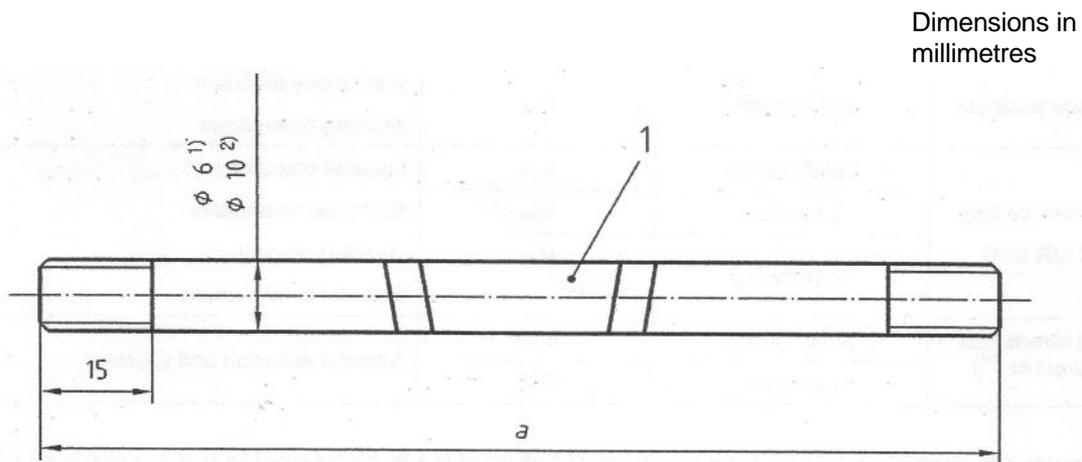


Figure 1 - Specimen **dimensions** for the hot tensile test

#### Key

1 Weld metal

a = 130 for solidification cracking

110 for liquation cracking

1) for **liquation cracking**

2) for **solidification cracking**

prCEN ISO/TR 17641-3:2003 (E)

### 6.1.3 Protective atmosphere

The test specimens shall be heated in a chamber, which is first evacuated and then back-filled with Argon to prevent excessive oxidation at high temperature. Any suitable means of back filling can be used, provided the oxygen content of the atmosphere at the start of the test does not exceed 0,1 %.

### 6.1.4 Test procedure

Temperature measurement of the specimen should be carried out by percussion welding a 0,2/0,25mm diameter Pt-PtRh thermocouple fixed to middle of the specimen length and perpendicular to the diameter of the specimen.

#### 6.1.4.1 Procedure A - Solidification cracking studies

The 10 mm diameter specimen is mounted in water cooled copper jaws and then heated to the melting point using controlled resistance heating. The central portion of the specimen is prevented from collapse, as it nears the melting point, by a close-fitting quartz tube. During solidification and on further cooling the jaws are held fixed so that the shrinkage strains/restraint can induce cracking.

Controlled compression can be superimposed after the heating cycle to establish the strain necessary to avoid cracking.

In subsequent tests, controlled compression can be superimposed after the heating cycle to establish the strain necessary to avoid cracking.

#### 6.1.4.2 Procedure B - Liquation cracking studies

To determine the peak nil strength temperature (NST), the 6 mm diameter specimen should be heated to between 50 °C and 100 °C below the solidus temperature at heating rate of approximately 50 °C/s (and up to 250 °C/s for some alloys). At this stage the heating rate should be reduced to about 2 °C/s until the specimen breaks under a constant load of approximately 100 N. The hot ductility can be determined using on-heating and on-cooling tests. For the on-cooling tests the specimen shall be heated to the NST and then cooled to the test temperature in order to conduct the tensile test.

For on-heating tests the specimen need only be heated to the test temperature and then subjected to the tensile loading at a strain rate of 50 mm/s. Heating and cooling rates should correspond to the weld metal thermal cycle being simulated.

During heating, free expansion of the specimen should be permitted. However, if data is available from a real situation, using the equipment programmes can simulate then welding strains. During cooling, free shrinkage of the specimen should be permitted or, alternatively, a controlled compression can be applied until the ductility recovery temperature (DRT) is reached.

This compensates for the specimen contraction in the axial direction and can be used to provide a quantitative measurement of strains necessary to prevent cracking in the specimen. A minimum of 12 specimens is usually required to establish a reliable hot ductility curve.

### 6.1.5 Test results

After testing, the reduction in area (Z) shall be calculated from the fractured cross sectional area as a fraction of the original cross section of the test specimen. The ultimate tensile

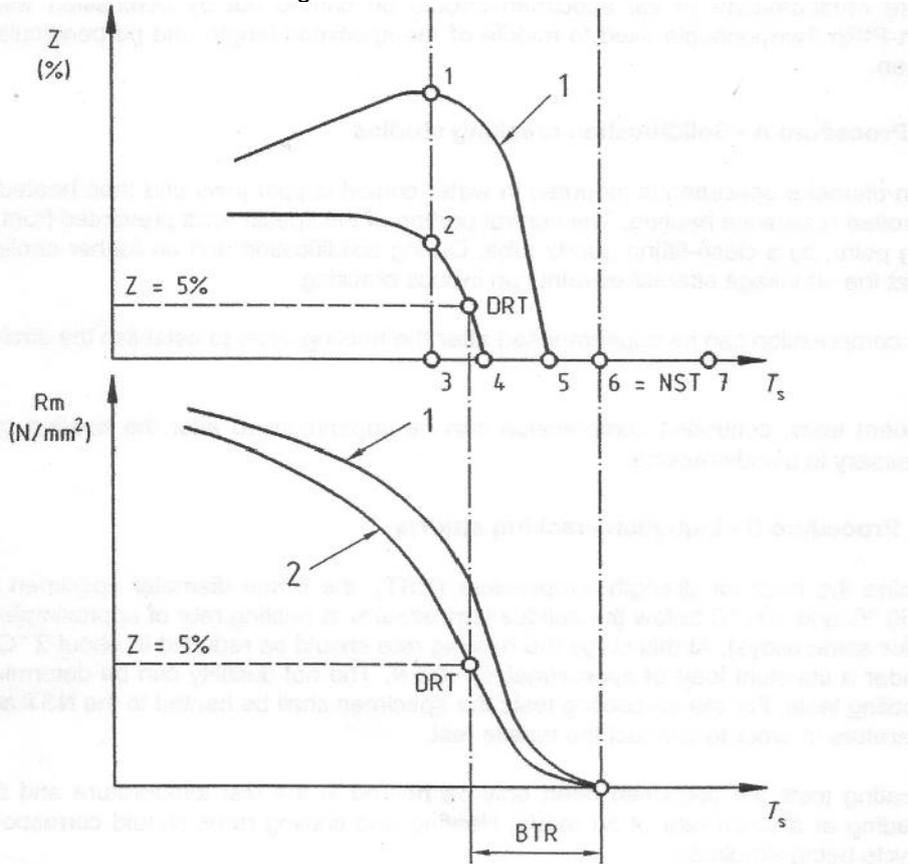
strength ( $R_m$ ) can be obtained by dividing the maximum force by the initial cross-sectional area of the specimen. This ultimate tensile strength and the reduction of area should be plotted for both on-heating and on-cooling tests as a function of test temperature. Typical plots are shown in Figure 2.

prGEN ISOITR 17641-3:2003 (E)

The material is considered to be susceptible to hot cracking whilst it is in the brittle temperature range (BTR) and this is defined as the difference between the nil strength temperature (NST) and the ductility recovery temperature (DRT). For the purpose of comparing materials, the DRT is defined as the temperature at which the reduction of area in an on-cooling test reaches 5%.

The susceptibility to liquation cracking of a material can be characterised by the ratio of ductility recovery (RDR), the ductility recovery rate (DRR), and the nil ductility temperature range (NDR) - see Table 1.

The most reliable criterion is the ratio of ductility recovery (RDR), and can be used to predict base metal HAZ hot cracking behaviour.



Key

1 On heating 2 On cooling

Figure 2 - Results presentation

## 6.2 Principles of the Varesstraint and Transvaresstraint tests

### 6.2.1 General principles

The Varesstraint and Transvaresstraint tests can be used to provide a measure of the hot cracking susceptibility of base material(s), filler materials and weldments by simultaneously depositing a weld bead and applying a test strain. In the Varesstraint test the load is applied in the longitudinal direction of the weld bead under test. It is capable of producing all three types of hot cracking - namely, solidification, liquation and ductility dip (see Table 2).

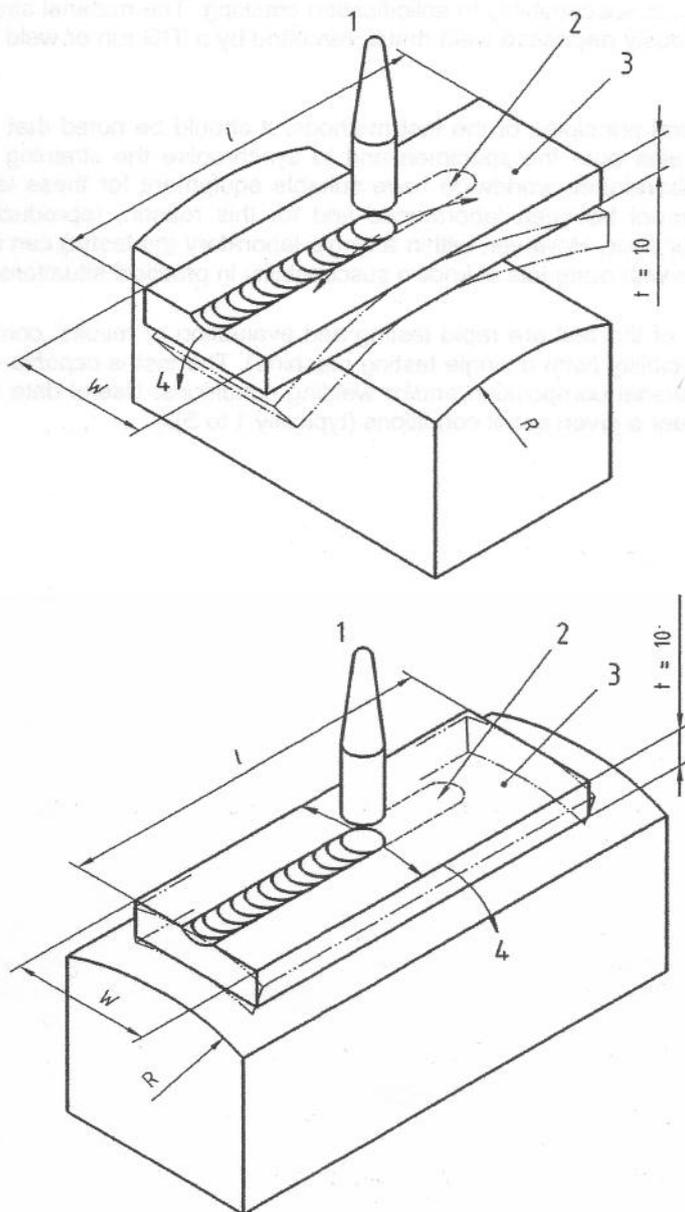
prGEN ISOITR 17641-3:2003 (E)

In the Transverse restraint test the load is applied transverse to the direction of the weld bead under test, and is primarily designed to assess susceptibility to solidification cracking. The material strained in the tests may be a parent metal, or a previously deposited weld metal, remelted by a TIG run or weld metal deposited during a test.

Figure 3 shows the general principles of the test methods. It should be noted that specialised equipment is required to apply the strains onto the specimen and to synchronise the straining and welding operations. Although a number of laboratories worldwide have suitable equipment for these tests, there are significant differences in the equipment between laboratories and for this reason, reproducibility of results between laboratories may be rather poor. However, within a single laboratory the test(s) can be used to rank materials and to make comparisons with materials of known susceptibility in practical situations.

The claimed advantages of the test are rapid testing and evaluation of results, combined with low scatter of results and good reproducibility (with a single testing machine). The test is capable of discriminating between small changes in test material composition and/or welding conditions. Useful data can be generated from a small number of tests under a given set of conditions (typically 1 to 3).

prCEN ISO/TR 17641-3:2003 (E)  
Dimensions in millimetres



Key

1 Torch position at bending  
2 Welding stop  
3 Specimen

4 Variable controlled bending speed by hydraulic system

Figure 3 - Principle of Vareststraint (up) | Transvareststraint tests (down)  
prCEN ISO/TR 17641-3:2003 (E)

### 6.2.2 Specimen size

Specimen size is not fixed and is dependent on the material available for testing, the exact nature of the test and the loading capacity of the test machine.

- - Vareststraint test

The most common form of specimen is a simple flat bar with: - a length (l) of between 80 mm and 300 mm

- a width (w) of between 40 mm and 100 mm  
and

- a thickness (t) dependent on the material being tested and the loading capacity of the test machine.

- - Transvareststraint test

Typical specimen dimensions are: - length (l) 100 mm

- width (w) 40 mm and  
- thickness (t) 10 mm.

NOTE However, specimen dimensions can be modified to enable both longitudinal and transverse welds to be tested in addition to thin sheet materials and pipes.

### 6.2.3 Test procedure

Performance of the tests in their standard form involves the production of a TIG melt run on parent material or previously deposited weld metal.

Welding parameters can be chosen to suit particular applications, but the standard

conditions are: - 12,5V, 85A, 18cm/min travel speed (low heat input).

- 13,5V, 2205A, 11cm/min travel speed

(high heat input). Welding parameters used

should be recorded.

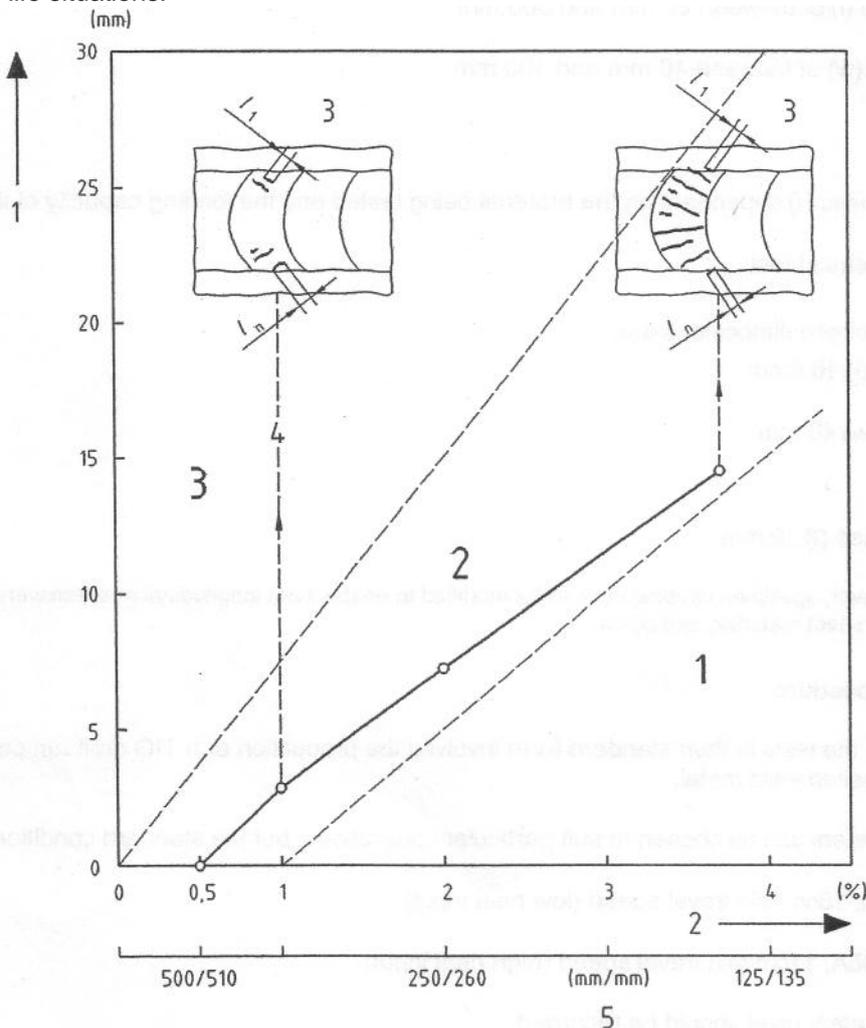
At a fixed point in the TIG melt run, usually the centre of the specimen, deformation of the specimen takes place by bending over a pre-shaped former (Figure 3). The loading is usually applied by hydraulic rams at a controlled speed which should exceed 1,8 mm/s. The loading sequence is automatically synchronised with the welding operation.

## 6.2.4 Test results

On completion of each test, the specimen should be visually examined for cracks at a magnification of x25. The total length of all visible cracks ( $L_t$ ) should be determined and plotted as a function of the bending strain. The relative position of the crack length/surface strain curve can enable an assessment of susceptibility to hot cracking to be carried out (see Figure 4).

Although the results shown as an example in Figure 4 apply to the Varestraint test, similar diagrams can be constructed for the Transvarestraint test by plotting total crack length against surface bending strain. The presentation of the results in Figure 4 is simply a representation of how the data might be assessed, in relation to known welding behaviour. The three areas indicating 'weldable', 'restricted weldability' and 'not weldable' are shown purely as an illustration and are not intended to indicate any absolute assessment of weldability or sensitivity to hot cracking.

Since it is extremely difficult, if not impossible to relate the strains imposed during the test, to those that might be experienced by a welded joint in a real life fabrication, it is strongly recommended that the tests be used to compare new materials or welds with those of known performance in real life situations.



Key

- 1 Total crack length
- 2 Radius former/plunger
- 3 Varestraint specimen

Field 1 resistant to hot cracking

Field 2 increasing risk of hot cracking

Field 3 high risk of hot cracking

Figure 4 - Typical presentation of results for The Varestraint and Transvarestraint tests

### 6.3 Flat

tensile test

#### 6.3.1

General

The flat tensile test (for example Programmable Deformation Cracking Test) is capable of quantifying the hot cracking susceptibility of base metals, weld metals and a range of welding procedures.

This hot cracking test is carried out by the use of a single flat tensile test specimen, which is strained in a horizontal tensile test equipment programmed with a linearly increasing tension speed. The PVR test (Programmable deformation test) procedure differs from that of the Varestraint and Transvarestraint tests in the fact that a programmable deformation by a linearly increasing tension speed is imposed during the deposition of a weld run in the same direction as the weld run. In principle, the test can be carried out with or without filler materials.

Base materials can be assessed using a TtG melt run with standardised welding parameters.

Filler materials can be assessed using weld conditions recommended by the consumable manufacturer or actual welding conditions can be applied to reproduce a practical situation.

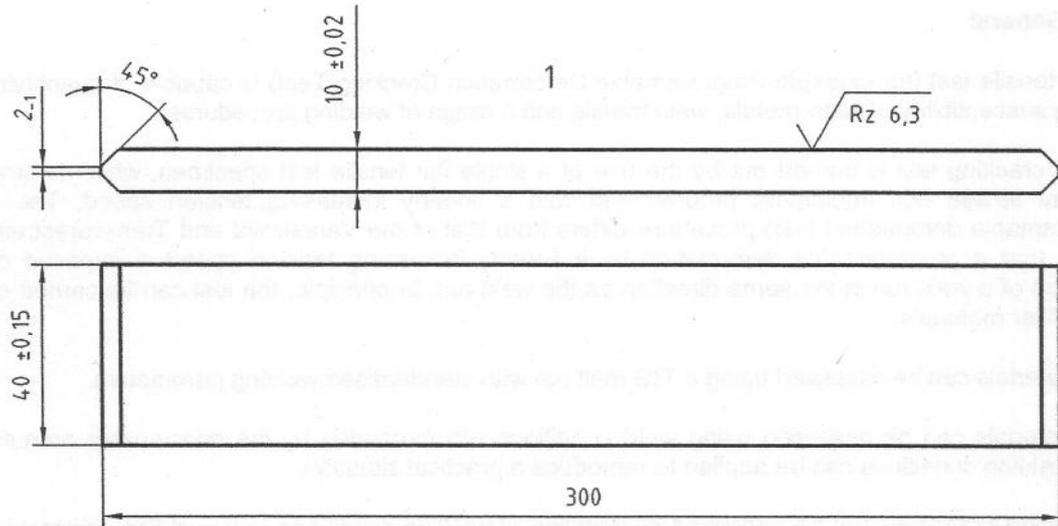
The welding procedure can be optimised by variation of welding conditions (e.g. welding parameters, type of consumable, shielding gas mixtures, flux-wire-compositions etc). in order to minimise the risk of hot cracking. All three types of hot cracking (solidification, liquation, ductility dip) can be reproduced in a single test dependent upon the material susceptibility.

In principle, only a single test is required to establish the hot cracking sensitivity of a base metal or weld metal provided that reference data is available for comparison.

It is claimed that the test is reproducible with low scatter and is capable of good discrimination between the three main types of hot cracking.

#### 6.3.2 Specimen size

The exact size of the flat tensile specimen is determined by the capacity of the testing machine. The most commonly used dimensions are (40 x 10 X 300) mm (width x thickness x length), as shown in Figure 5. The specimen surface should be prepared by machining and grinding in the longitudinal direction to a finish of 6,3 N or better. Surface marks perpendicular to the direction of welding, which might initiate spurious cracks, should be avoided. The flat tensile specimen is then welded into a special fixture to ensure the programmable deformation in the tensile test equipment.



**Key**  
 1 Surface is sharpened lengthways

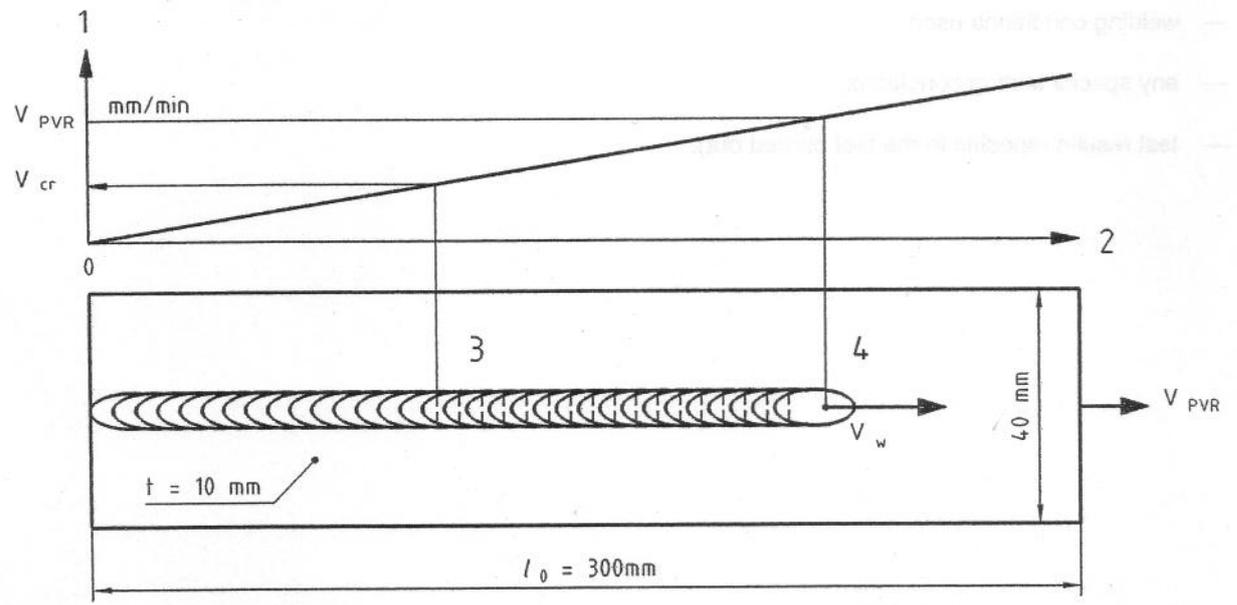
Figure 5 - Programmable Deformation Cracking Test (PVR-Test) - Test piece dimension

### 6.3.3 Test procedure

The test procedure in its standard form is shown in Figure 6. The welding procedure (using a constant welding speed) is made in combination with a linearly increased tension speed  $v_{P,R}$  starting from zero and constantly accelerating to 70 mm/min, on completion of the test procedure. Although the standard form of the test is carried out with the weld parallel to the direction of straining, it is possible to evaluate welds perpendicular to the direction of straining.

On completion of the test, the weld run on the test specimen is examined by microscopy (enlarged 25X) to establish the critical tension speed  $v_{c,r}$  corresponding to the appearance of the first hot crack, for each of the different hot cracking types (if more than one type is produced during the test).

Dimensions in millimetres



Key

1 Linearly increased tension speed

2 Time, s

fi  
r  
s  
t  
h  
o  
t  
c  
r  
a  
c  
k

4  
W  
e  
l  
d  
i  
n  
g

s  
p  
e  
e  
d

Figure 6 - Test procedure of Programmable Deformation Cracking Test

(PVR-Test) 6.3.4 Test results

$v_c$  corresponds to the first onset of cracking. It is defined as that point where the first hot crack is detected visually at a magnification of X25. This critical tension speed  $v_a$  is used as the test criteria for the PVR-Test to quantify hot cracking susceptibility. It can be established for each of the hot crack types.

## 7 Test reports

Any assessment of hot cracking Susceptibility should include the following information, as a minimum, in any test report.

- reference to this technical report,
- description of the test(s) being used,
- description of base (parent) material and filler material, if any
- identification of the test specimens,
- dimensions of the test

piece/test specimens, 16

## ANEXO IV

### Recomendaciones para la selección del electrodo.

Es necesario una adecuada selección del material de aporte, para conseguir una soldadura con óptima resistencia a la corrosión y buenas propiedades mecánicas. Un producto bien diseñado puede fallar en la zona soldada, si el material de aporte contiene menor contenido de aleación que el material base. Las características de la zona soldada son dependientes tanto del contenido de aleación del metal de aporte y del grado de protección del baño de fusión, con respecto al medio ambiente. Para cumplir este último objetivo se emplea una mezcla de gases o suministros químicos, en ciertos procesos de soldadura.

El primer criterio para la selección del electrodo es la composición de la aleación, la tabla 1 lista los materiales de aporte sugeridos para aceros austeníticos.

La larga lista de materiales de aporte para aceros austeníticos, a menudo, causa confusión para seleccionar el material más adecuado. La regla general es usar una aleación mayor en composición al metal base o similar. Por ejemplo, el tipo 308, se utiliza para los metales base 302 y 304, por la mayor cantidad de cromo y níquel. Además, es el electrodo estándar para aleaciones bajas en cromo y níquel. Para el tipo 316, se aplica el mismo principio, donde la mínima cantidad de cromo es mayor en el metal soldado que en el metal base.

Ciertos electrodos estándares tienen una estructura completamente austenítica, por ejemplo, los tipos 310, 310Cb, 310Mo y 330. En estos tipos, la relación de formadores de ferrita y los formadores de austenita, tiene que ser pequeña dentro de los límites permisibles, con la finalidad de minimizar la presencia de ferrita en el depósito. Estos materiales de aporte deben ser utilizados cuidadosamente en juntas que presenten altas tensiones residuales y también sobre metales base que contienen elementos como fósforo, azufre y silicio, como por ejemplo los metales base 302B, 303, y 314.

Al seleccionar materiales para soldadura, existe un concepto equivocado al pensar que, mientras mayor es el número AISI mayor es el contenido de la aleación. Esta regla no siempre es verdad, como en el caso del tipo 347, grado estabilizado, para servicio a alta temperatura. El tipo 347 no debe ser usado, como material de aporte de propósito general para soldar otras aleaciones, dado que el 347 es sensible a fisurarse.

Los materiales de aporte de acero inoxidable son de varios tipos, como:

- Electrodos revestidos para soldadura eléctrica manual SMAW.
- Hilo sólido, protegido por un gas ligeramente oxidante en la soldadura MIG/GMAW, o con flux en la soldadura por arco sumergido SAW.
- Hilo o varilla de aportación para soldadura TIG/GTAW, con un gas inerte de protección.

Los electrodos para aceros inoxidables se muestran en la siguiente tabla 1.

Tabla 1. Metales de aporte sugeridos para la soldadura de aceros austeníticos.

Fuente : Welding of Stainless steel.

Tipo	Condición (en servicio)	Electrodo	Comentarios
201	Aw-R	308	Tipo 308 referido a la composición 18-8 o 19-9 Requerimientos reales 0.08maxC, 19minCr, 9minNi, tipo 310 puede ser usado pero el incremento de silicio ocasionaría el agrietamiento en caliente.
202			
301	Aw-R	308	
302			
304			
305			
308			
302B	Aw	309	
304L	Aw-SR	308L	
		347	
303	Aw-R	312	Metal base libre de maquinado incrementará la tendencia la agrietamiento en caliente en la zona de fusión tipo 312 su composición está ajustada para una gran cantidad de ferrita para evitar el problema del agrietamiento.
303Se			
309	Aw	309	
309S			
310	Aw	309	
310S		310	
		316	
316	Aw-SR	316	Soldaduras realizadas con los electrodos 316, 316L, 317, 317Nb y 318 podrían ocasionalmente mostrar pobre resistencia a la corrosión en condición bruto de soldadura. Tratamientos sugeridos: 1) Para los tipos 316 y 317 metal base, recocido 1950°F- 2050°F. 2) Para los tipo 316L y 317L metal base alivio de esfuerzos 1600°F. 3) Para 316Nb metal base, 1600-1650°F tratamiento estabilización. Cuando el tratamiento térmico no es posible otros metales de aporte deben ser especialmente seleccionados para satisfacer los requerimientos de resistencia a la corrosión de la aplicación
316L	Aw-R	316L	
316-Nb	Aw-Ht	316Nb	
317	Aw-R	317	
317L	Aw-SR	317Nb	
321	Aw-Ht	321	Electrodos 321 no son manufacturados, debido a que el titanio no es fácilmente recuperado durante la deposición.
		347	
347	Aw-Ht	347	Precaución al soldar secciones gruesas debido a problemas de fisuración en el metal base y zona afectada térmicamente.
348	Aw-Ht	347	Ta restringido a 0.10 Max, y Co restringido a 0.20 Max. para servicio nuclear.

Aw: Bruto de soldadura.

R : Recocido.

Sr : Alivio de esfuerzos

Ht : Después de tratamiento de estabilización.

En la tabla 2, se muestra las propiedades mecánicas requeridas para electrodos inoxidables revestidos según especificación AWS A5.4.

**Tabla 2. Propiedades mecánicas de electrodos revestidos, mínimos requerimientos y valores típicos.** Fuente: Welding of Stainless Steel.

Mínimos requerimientos			Valores típicos			
AWS-ASTM	Resistencia a la tracción (psi)*	Elongación (2pulg) %	Resistencia a la tracción (psi)*	Fluencia (psi)*	Elongación (2 pulg) %	Reducción de área %
E308	80 000	35	80 000-90 000	50 000-60 000	35-50	40-60
E308L	75 000	35	80 000	53 000	48	63
E309	80,000	35	85 000-95 000	50 000-60 000	35-45	35-50
E309Cb	80 000	30	80 000	50 000	30	35
E309Mo	80 000	35	80 000	50 000	35	35
E310	80 000	30	85 000-95 000	50 000-60 000	35-45	35-50
E310Cb	80 000	25	80 000	50 000	25	30
E310Mo	80 000	30	80 000	50 000	30	30
E312	95 000	22	105 000-115 000	70 000-80 000	25-35	45-65
E16-8-2	80 000	35	92 000	64 000	38	-
E316	80 000	30	80 000-95 000	55 000-70 000	30-45	35-50
E316L	75 000	30	80 000-90 000	55 000-65 000	35-55	40-65
E317	80 000	30	-	-	-	-
E318	80 000	25	-	-	-	-
E330	75 000	25	80 000-90 000	45 000-60 000	30-40	40-50
E347	80 000	30	85 000-95000	60 000-75 000	30-45	40-50

\*Especificaciones AWS A5.4 y ASTM A 289, propiedades como material depositado

## Soldadura por arco metálico protegido (SMAW).

Los electrodos para SMAW se seleccionan primero basándose en la composición de la aleación, como se muestra en la tabla 1, y luego de acuerdo al recubrimiento. Los recubrimientos son generalmente en base a óxido de calcio y óxido de titanio, dependiendo del tipo de soldadura y de acuerdo a la fuente de poder. Por ejemplo la tabla 3 muestra las clasificaciones, según AWS para 17 electrodos revestidos. El sufijo 15 indica que el recubrimiento es principalmente en base a óxido de calcio, estos electrodos son utilizados con corriente continua (DC), polaridad inversa. Los electrodos con el sufijo-16 son empleados con corriente continua (DC) o alterna AC y podrían tener un revestimiento en base a óxido de cal o titanio. Además se pueden emplear en todas las posiciones de soldadura.

El manejo y almacenamiento de electrodos revestidos SMAW, es muy importante debido a que el recubrimiento absorbe humedad. La humedad en la zona soldada puede provocar porosidad, lo cual debilita la soldadura, además de convertirse en puntos focales

de corrosión. Generalmente un tratamiento de 260-316°C, durante una hora o tan altas como 427 °C, restaura el electrodo a condición normal, Se recomienda siempre consultar con el proveedor. Por esta razón, los electrodos deben ser almacenados en un ambiente caliente y seco, preferiblemente en un contenedor sellado. Deben evitarse otras fuentes de humedad en el área soldada. Se puede trabajar en AC Y DC (la polaridad inversa mejora la penetración en la soldadura y una mejor fusión cuando se sueldan planchas de aceros inoxidable).

**Tabla 3. Electrodo para soldadura manual con electrodo revestido (SMAW) según clasificación AWS.**

DC- polaridad invertida		AC-DC polaridad invertida	
E308-15	E312-15	E308-16	E312-16
E308-L-15	E16-8-2-15	E308L-16	E16-8-2-16
E309-15	E316-15	E309-16	E316-16
E309Cb-15	E316L-15	E309Cb-16	E316L-16
E309Mo-15	E317-15	E309Mo-16	E317-16
E310-15	E318-15	E310-16	E318-16
E310Cb-15	E330-15	E310Cb-16	E330-16
E310Mo-15	E347-15, E 349-15	E310Mo-16	E347-16, E 349-16

**Los electrodos DC (EXXX-15)**, operan sólo en DC, se caracterizan por tener buena penetración, producen filetes ligeramente convexos son recomendados para:

- Soldadura vertical horizontal y otras posiciones (tuberías), la escoria solidifica rápidamente.
- Pases de raíz en planchas pesadas. Una mayor garganta del cordón de soldadura ayuda prevenir el agrietamiento.
- Aceros austeníticos soldados que no contengan ferrita, como los tipos 310 y 330.

**Los electrodos (EXXX-16)**, operan en AC-DC, pero se prefiere usar en DC, muestra un mejor acabado en el cordón, pero tiene menor penetración en comparación con el tipo EXXX-15. Se recomiendan para:

- Todas las aplicaciones, cuando la mayoría de la soldadura se encuentra en posición plana.
- Soldadura vertical ascendente y soldadura en posición sobrecabeza “overhead”. Se requiere tener cuidado por la mayor cantidad de inclusiones, para poder evitar inclusiones de escoria “slag-inclusion”.

Para soldaduras de alta calidad, las juntas deben ser limpiadas y secadas la elección del desgrasado, pulido o limpieza depende del tipo y cantidad de suciedad. Se recomienda :

- 1.-Remover la humedad calentando a través de un compresor de aire seco.
- 2.-Eliminar componentes orgánicos como pinturas, grasa, desperdicios de cortes, adhesivos etc.

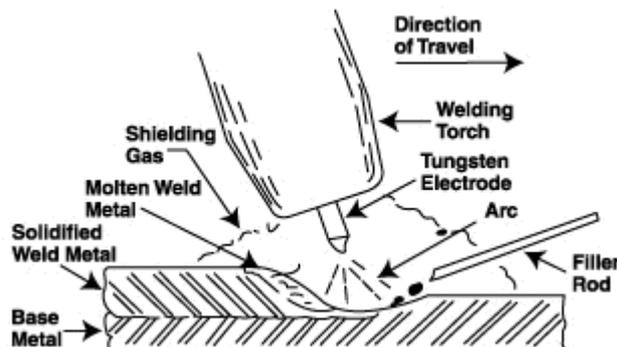
Tabla 4. Rangos de corriente recomendados para electrodos austeníticos.

Tamaño de electrodo		Amperaje Recomendado (Amp)	
		Tipo de electrodo	
mm	Pulg	<b>E3XXX-15</b>	<b>E3XXX-16</b>
2,4	3/32	30-70	30-66
3,2	1/8	45-95	55-95
4	5/32	75-130	80-135
4,8	3/16	95-165	120-185
6,4	1/4	150-225	200-275

Para los dos tipos de electrodos, **E3XXX-15** y **E3XXX-16**, la corriente óptima para posición plana es 10% debajo del máximo valor. Para el tipo E3XXX-15, para posición vertical-arriba es 20% debajo del máximo y para la posición vertical-abajo es casi el máximo. Para el tipo E3XXX-16 en AC es 10% mayor al máximo.

### Soldadura por electrodo de tungsteno GTAW.

El proceso TIG (Tungsten Inert Gas) se usa ampliamente para soldar acero inoxidable. Un gas inerte (normalmente argón) se utiliza para proteger del aire al metal fundido de la soldadura. El calor para fundir el metal es provisto por un arco eléctrico entre un electrodo de tungsteno no consumible y la pieza de trabajo (Figura 1). Si se necesita, se agrega metal de aporte en forma de alambre dentro del arco, ya sea manual o automático. El proceso GTAW suelda fácilmente todos los aceros inoxidables, pero particularmente se aplica en la soldadura de tuberías. El metal de aporte es alimentado manualmente por el soldador, pero este método se utiliza especialmente para componentes de gran espesor.

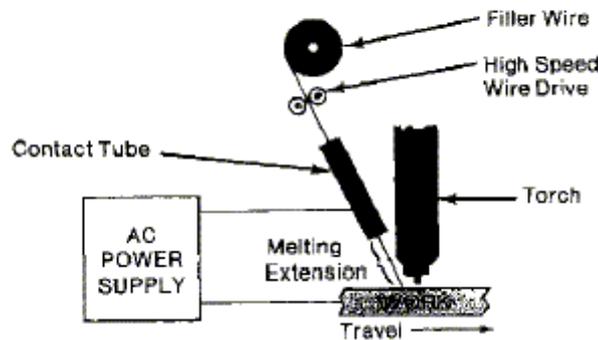


**Figura 1. Proceso GTAW**

Una de las variantes de esta técnica de soldadura, se realiza calentado el alambre o metal de aporte por una resistencia, con la finalidad de incrementar la velocidad de deposición. A Este proceso se llama Alambre caliente GTAW (*“hot wire GTAW”*) y se puede incrementar hasta en un 100% la velocidad de soldadura. (ver figura 2). Otra variación del proceso es el arco pulsado donde se obtiene una mayor penetración y disminución de la porosidad. La figura 3 muestra típicas preparaciones de junta para soldadura GTAW, y la tabla 5 muestra parámetros recomendados para soldadura GTAW de aceros inoxidables, según el espesor del metal base, la configuración de la junta y la posición de la soldadura. Como en toda soldadura la limpieza de la junta es imperativa para obtener óptimos resultados. Mediante el proceso TIG se puede soldar materiales tan finos como algunas centésimas hasta espesores grandes, pero normalmente se usa hasta 1/4" (6.4 mm).

**Tabla 5. Requerimientos generales de Soldadura GTAW.**  
**Fuente : Welding of Stainless steel**

Parámetros de soldadura										
Espesor	Tipo de junta(figura)	Características	Plana	Vertical	"Overhead"	Diámetro del electrodo	Velocidad de pase	Tamaño de la varilla de soldadura	Flujo Argón	Notas
1/16	1,2 butt	Polaridad AC o DC	80-100	70-90	70-90	1/16	12	1/16	10	
	5,6 lap		100-120	80-100	80-100	1/16	10	1/16	10	
	7 corner		80-100	70-90	70-90	1/16	12	1/16	10	
	8,9 fillet		90-100	80-100	80-100	1/16	10	1/16	10	
3/32	1,2 butt		100-120	90-110	90-110	1/16	12	1/16 o 3/32	10	
	5,6 lap		110-130	100-120	100-120	1/16	10	1/16 o 3/32	10	
	7 corner		100-120	90-110	90-110	1/16	12	1/16 o 3/32	10	
	8,9 fillet		110-130	100-120	100-120	1/16	10	1/16 o 3/32	10	
1/8	1,2 butt		120-140	110-130	105-125	1/16	12	3/32	10	
	5,6 lap		130-150	120-140	120-140	1/16	10	3/32	10	
	7 corner		120-140	110-130	115-135	1/16	12	3/32	10	
	8,9 fillet		130-150	115-135	120-140	1/16	10	3/32	10	
3/16	1,2 butt		200-250	150-200	150-200	3/32	10	1/8	15	
	6 lap		225-275	175-225	175-225	3/32,1/8	8	1/8	15	
	7 corner		200-250	150-200	150-200	3/32	10	1/8	15	
	8,9 fillet		225-275	175-225	175-225	3/32,1/8	8	1/8	15	
1/4	2,3 butt	275-350	200-250	200-250	1/8	—	3/16	15	1 o 2 pases	
	6 lap	300-375	225-275	225-275	1/8	—	3/16	15	1 o 2 pases	
	7 corner	275-300	200-250	200-250	1/8	—	3/16	15		
	8,10 fillet	300-375	225-275	225-275	1/8	—	3/16	15	1 pase	
1/2	3,4 butt	350-450	225-275	225-275	1/8,3/16	—	1/4	15	2 o 3 pases	
	6 lap	275-475	230-280	230-280	1/8,3/16	—	1/4	15	3 pases	
	8,10 fillet	375-475	230-280	230-280	1/8,3/16	—		15	3 pases	



**Figura 2. Esquema para la soldadura GTAW Hot-Wire.**

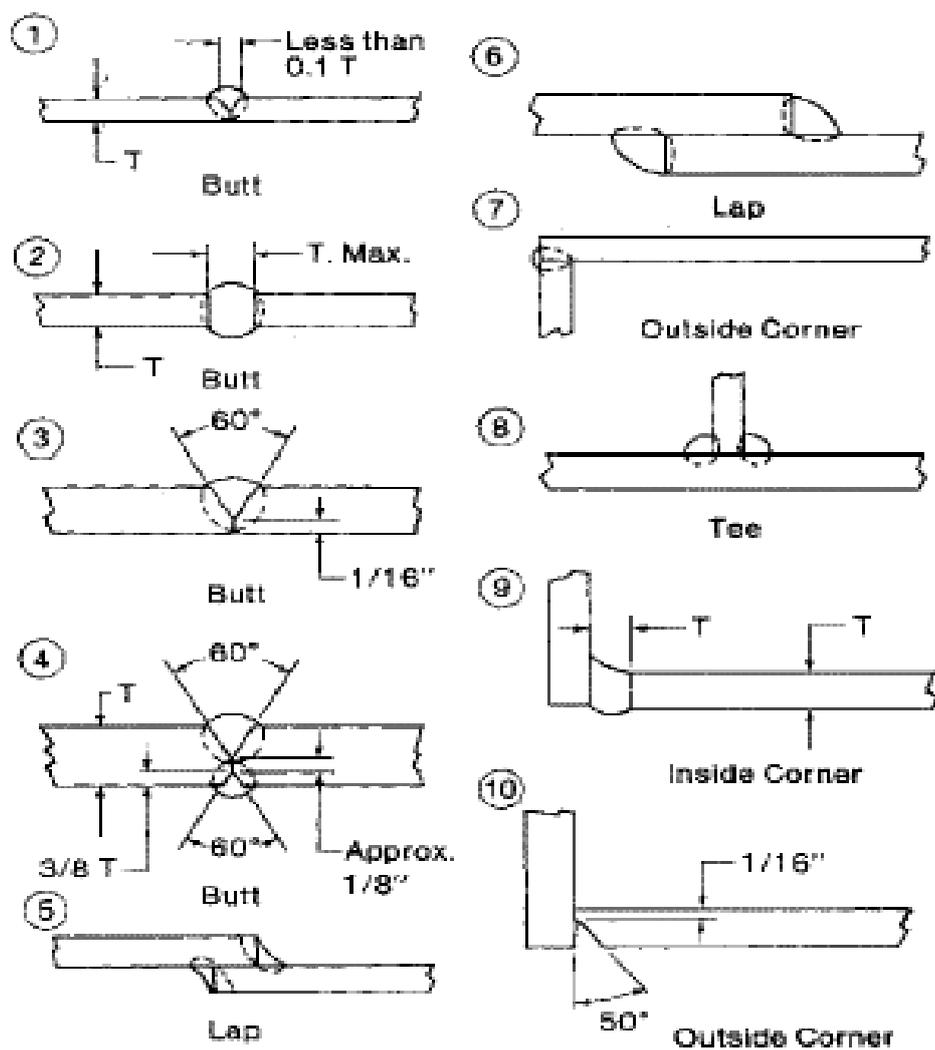


Figura 3. Tipos de juntas recomendados para soldadura GTAW de aceros inoxidables.