



*Certificación ISO 9001:2008 ‡*

---

---

# DETERMINACIÓN DE LA SOLDABILIDAD ENTRE UN ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO Y UN ACERO AL CARBONO PARA APLICACIONES ESTRUCTURALES

José Trinidad Pérez Quiroz  
Jorge Terán Guillén  
Elia Mercedes Alonso Guzmán  
Wilfrido Martínez Molina  
Mariela Rendón Belmonte  
Andrés Torres Acosta  
Miguel Martínez Madrid

**Publicación Técnica No. 395  
Sanfandila, Qro. 2014**



---

**SECRETARÍA DE COMUNICACIONES Y TRANSPORTES**  
**INSTITUTO MEXICANO DEL TRANSPORTE**

**Determinación de la soldabilidad entre un acero  
inoxidable austenítico AISI 304 y un acero al  
carbono ASTM A615 para aplicaciones  
estructurales**

**Publicación Técnica No. 395**  
**Sanfandila, Qro, 2014**

---



Esta investigación fue realizada en la Coordinación de Ingeniería Vehicular e Integridad Estructural del Instituto Mexicano del Transporte, por el Dr. José Trinidad Pérez Quiroz, Dr. Jorge Terán Guillén, Dra. Mariela Rendón Belmonte.

Se agradece la colaboración del Dr. Andrés Torres Acosta y del Dr. Miguel Martínez Madrid, ambos del Instituto Mexicano del Transporte así como a la Dra. Elia Mercedes Alonso Guzmán y al M en A Wilfrido Martínez Molina de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo.



# Contenido

---

Resumen		iv
Abstract		vi
Resumen	Ejecutivo	viii
Capítulo 1.	Introducción	1
Capítulo 2.	Antecedentes	5
Capítulo 3.	Desarrollo experimental	45
Capítulo 4.	Resultados y análisis de resultados	66
Capítulo 5.	Conclusiones	103
Capítulo 6.	Recomendaciones	104
Bibliografía		105



## Resumen

---

En el presente estudio se determinó la soldabilidad entre el acero al carbono y el acero inoxidable, con la finalidad de rehabilitar estructuras de concreto que son dañadas por corrosión en la zona de marea. La propuesta experimental se hizo para conocer los parámetros de operación óptimos del proceso de soldadura empleado. Se destaca que los tipos de bisel empleados indican que ambos biseles son aptos para utilizarse en la reparación de estructuras de concreto. Los resultados de los ensayos mecánicos, mostraron que es factible unir acero al carbono con acero inoxidable, siempre que se tenga cuidado en realizar el diseño del proceso de soldadura utilizando el diagrama de Schaeffler, ya que éste toma en cuenta la composición química de los materiales empleados, y ayuda a predecir la microestructura que resultará.



# Abstract

---

The weld ability between carbon steel and stainless steel, for the purpose of rehabilitating concrete structures, damaged by corrosion in the tidal area, were determined in the present study. The experimental approach was to find optimum operating parameters of the welding process. Likewise, bevel types employed indicate that these are suitable for use in the repair of reinforcing steel in concrete structures. The results of the mechanical tests showed that it is feasible to join carbon steel with stainless steel, as long as special care is taken in designing the welding process using the diagram Schaeffler, as this takes into account the chemical composition of the sued materials, and helps to predict the resultant microstructure.

...



## Resumen ejecutivo

---

Esta investigación está dividida en 5 capítulos. El capítulo 1 es la introducción, que provee información en relación con el panorama del proyecto, relación del problema, objetivos, estudio del proyecto, metodología del diseño y el *layout* del trabajo de investigación. El capítulo 2 inicia con la revisión de literatura que describe la teoría sobre la soldadura de aleaciones metálicas distintas, características, propiedades de los metales base, diagramas de equilibrio y modos de solidificación etc. La investigación de normas del análisis conveniente. El capítulo 3 corresponde a un escrito del desarrollo experimental. El capítulo 4 presenta los resultados y la discusión del proyecto. El análisis en términos de pruebas de dureza, pruebas de tensión y análisis metalográfico, son presentados en este capítulo. El capítulo 5 contiene las conclusiones finales del proyecto. El capítulo 6 enmarca las referencias bibliográficas.



# 1 Introducción

---

En la literatura se reporta que, la unión de aceros inoxidable austeníticos y aceros al carbono han sido ampliamente experimentados para aplicaciones en industrias de energía térmicas y otras aplicaciones, debido a razones económicas y técnicas. La adopción de combinación de metales distintos provee posibilidades para un diseño flexible de un producto para el uso eficiente de cada material, beneficiando las propiedades específicas de cada material en una forma funcional. **(Sun y Karppi, 1996; Kurt. B 2007).**

Durante la primera mitad del Siglo XX, la soldadura sustituyó al atornillado y al remachado en la construcción de muchas estructuras, como puentes, edificios y barcos. Es una técnica fundamental en la industria automotriz, en la aeroespacial, en la fabricación de maquinaria y en la de cualquier producto hecho con aleaciones metálicas. El tipo de soldadura más adecuado para unir dos piezas de aleación metálica depende de las propiedades físicas de los materiales, de la utilización a la que está destinada la pieza y de las instalaciones disponibles. Los procesos de soldadura se clasifican según las fuentes de presión y calor utilizadas. **(Carabali Loba, 2006)**

La soldadura como proceso de unión de aleaciones metálicas es muy antigua **(López. M. y colaboradores, 2000)**. Su inmediata aplicación estuvo condicionada por el propio desarrollo industrial y las necesidades de realizar construcciones soldadas, con gran rigidez y calidad, para facilitar cada vez más el proceso de fabricación, garantizando la disminución del costo, la seguridad, fiabilidad y la resistencia ante las condiciones de trabajo impuestas. Es necesario por lo tanto, tener razonable cuidado durante el proceso de soldadura para minimizar o prevenir cualquier efecto de deterioro que pueda ocurrir y preservar el mismo grado de resistencia a la corrosión y esfuerzo en la zona soldada que es una parte inherente del metal base.

Hay muchas consideraciones metalúrgicas a tener en cuenta cuando se procesa el acero. Una pequeña alteración en la composición, en la solidificación y en el tratamiento térmico o termomecánico, pueden tener un impacto significativo sobre la microestructura final y las propiedades del acero. Por lo tanto, es necesario conocer profundamente estos efectos antes de pasar a la etapa de producción. **(Capdevila, Carlos, 2008)**

En la actualidad existen miles de aleaciones metálicas diferentes que sirven como materiales de construcción **(Coy, Ana, 2006)**; los diseñadores pueden escoger el material que mejor se comporte de acuerdo a las necesidades particulares. Estos materiales no sólo difieren de su composición sino también en la forma como han

sido manufacturados; lo que los hace más o menos soldables creándose, la necesidad de evaluar a fondo las formas disponibles para su soldadura.

Los aceros inoxidables austeníticos han ocupado, sin duda alguna, un lugar preponderante no sólo dentro de los materiales de interés tecnológico desarrollados en el siglo XX, sino también como un material que ha influido decididamente sobre la vida cotidiana actual. Su nacimiento se debe a Strauss y Maurer quienes indicaron las propiedades de resistencia a la herrumbre y a los ácidos de los aceros que contenían cromo y níquel y patentaron lo que sería el primer acero inoxidable austenítico industrial: la aleación 18%Cr-8%Ni, desde entonces es muy utilizada en numerosas aplicaciones tecnológicas. A pesar del indudable avance experimentado por los aceros inoxidables ferríticos y martensíticos, en materia de ductilidad y tenacidad, los austeníticos del tipo Fe-Cr-Ni representan todavía el 80% del mercado mundial del acero inoxidable. Esto, debido a sus excelentes propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión, combinada con su fácil fabricación y soldabilidad. **(Coy. Ana, 2006)**

Aceros inoxidables austeníticos constituyen la familia más grande de acero inoxidable en términos de tipo de aleación y se utilizan en diversas condiciones corrosivas sobre temperaturas que van desde criogénico hasta elevadas. Son, en general, considerados como materiales fácilmente soldables sin el riesgo de grietas y con gran tolerancia de las variaciones en las condiciones de soldadura. **(Cui. Y, y colaboradores)** La resistencia a la corrosión y otras propiedades de los aceros inoxidables se incrementan con una cantidad mayor de cromo, molibdeno, níquel y nitrógeno, que es lo que afecta **los costos de los aceros inoxidables**.

En realidad, ninguno de estos aceros es completamente inmune a toda clase de ataques corrosivos. Unos resisten bien a ciertos ácidos y otros a determinadas soluciones, otros resisten el calor, etc. Por eso es conveniente, en cada caso, estudiar cual es el más adecuado. **(EURO/INOX, 2003)**

En la fabricación de equipos y máquinas destinados a la transformación de energía, es cada vez más frecuente las aplicaciones de soldadura en aceros distintos, así también como es pretendido en aplicaciones estructurales. Esto lleva a que se tenga que investigar y ensayar cuidadosamente con el fin de descubrir las mejores condiciones bajo las cuales se deban efectuar dichas uniones. Para los aceros inoxidables es necesario hacer un mejor análisis cuando de materiales distintos se trata y en especial aceros inoxidables, este análisis parte del estudio e interpretación del diagrama de Schaeffer, con el cual, partiendo del níquel y el cromo equivalente del material base y de los materiales de aporte, es posible predecir la estructura de aleación metálica de soldadura depositado en una unión de aceros distintos, o de aceros inoxidables con aceros al carbono. **(Ospina. López R, y colaboradores, 2007)**

La unión de aleaciones metálicas distintas es más desafiante que el de metales similares debido a diferencia en las características físicas, mecánicas y metalúrgicas de los metales base que se unirán. Para tomar una ventaja completa

de las características de diversos metales es necesario producir uniones de alta calidad entre ellos. Solamente de esta manera el diseñador puede usar la mayoría de los materiales convenientes para cada parte de una estructura dada. La mayor disponibilidad de nuevos materiales y de requisitos más exigentes que de los materiales creando una mayor necesidad de uniones de metales distintos. (Satyanarayana, V. V, y colaboradores 2005)

El objetivo principal de este proyecto es determinar la soldabilidad entre un acero al carbono con un acero inoxidable austenítico y evaluar comparativamente el comportamiento mecánico de barras soldadas de materiales diferentes con dos tipos de bisel en “V” y bisel simple “BS”, así como, estudiar el efecto de los cambios metalúrgicos, en la unión.

El análisis de este proyecto es asegurar o examinar la soldabilidad y propiedades de uniones de la soldadura de aleaciones metálicas distintas

La metodología de diseño que ha sido empleada para este proyecto empezó con la revisión de literatura. La investigación ha sido hecha de varias fuentes. Para este proyecto el proceso para la unión de materiales disímiles utilizado es SMAW.

Este trabajo empezó con el corte de las muestras para obtener una sub-muestra, la longitud de cada muestra es 20mm usando una máquina de corte. Para las muestras de acero al carbono y acero inoxidable, éstas deben ir a través de un proceso de maquinado para conseguir una superficie plana.

En seguida las muestras se soldan con una máquina SMAW, cumpliendo el diseño de unión que refieren las especificaciones de soldadura. Finalmente se hace un análisis de la soldabilidad. En el siguiente diagrama de flujo se muestra la metodología del diseño de este proyecto.

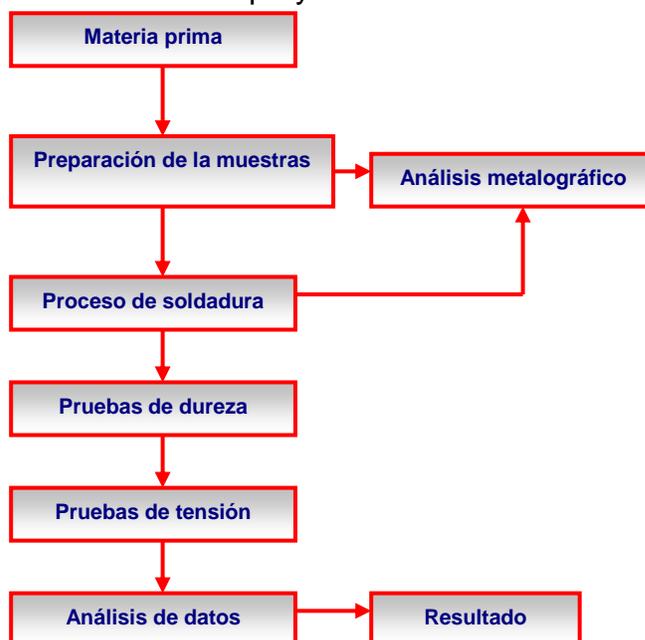


Figura 1.1 Diagrama de flujo Metodología del diseño de este proyecto.



## 2 Antecedentes

---

### 2.1 Soldadura de metales disímiles

La soldadura por fusión es uno de los métodos ampliamente usados para la unión de metales distintos ([Z. Sun, y R. Karppi, 1996](#)), las consideraciones más importantes son las propiedades y la composición del metal de soldadura. Esta última depende sobre las composiciones de los metales base, del metal de aporte y de la dilución relativa de estos. La composición del metal soldado es generalmente no uniforme, en particular con pasadas múltiples de soldadura, y posiblemente un gradiente de composición puede existir en la parte adyacente metal de soldadura en cada metal base. Seleccionar el proceso de soldadura para realizar una unión de metales distintos es tan importante como la selección de las propiedades del metal de aporte. La profundidad de fusión en los metales base y el resultado de la dilución pueden variar con las diferentes técnicas y procesos de soldadura.

Existe una cantidad de combinaciones de aleaciones metálicas distintas especificadas hasta la actualidad. Los aceros inoxidable austeníticos, ferríticos, o martensíticos pueden ser soldados por fusión fácilmente con acero al carbono o aceros de baja aleación usando un metal de aporte que pueda sobrellevar la dilución de ambos metales base sin la formación de fallas en la unión. La selección de procesos y aleaciones metálicas distintas depende sobre la aplicación y las condiciones de servicio. ([Kotecki, 2005. y colaboradores, 2005](#))

### 2.2 Aceros inoxidables

Los aceros inoxidables se seleccionan en función de su resistencia a la corrosión. Todos los aceros inoxidables contienen un mínimo de aproximadamente 11% en cromo, lo que permite la formación de una delgada capa superficial de óxido de cromo ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ) cuando el acero queda expuesto al oxígeno, esta película es extremadamente delgada (2 a  $5 \times 10^{-7}$  mm) y se encuentra aún en los aceros inoxidables con acabado espejo. El cromo es un metal reactivo y se combina con el oxígeno del aire o en cualquier otra condición oxidante para formar una película sobre el acero inoxidable que lo aísla del medio agresivo. Se cree, aunque no por todos los investigadores, que la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables es el resultado de la presencia de esta fina, densa (no porosa), continua, insoluble, adherente, tenaz, autoregenerante e impermeable capa de óxido hidratado de cromo en la superficie de estos aceros que impide, una vez formada ésta, el contacto del acero con el medio oxidante. ([Sergio G. Laufgang, 2003, CENDI \(IMINOX\), 2007](#))

A esta situación se la denomina pasivación y la película formada es inerte frente a las condiciones oxidantes de la atmósfera terrestre. El rango de condiciones bajo las cuales un acero inoxidable desarrolla pasivación puede ser amplio o reducido, la pasividad puede ser destruida por pequeños cambios de las condiciones. En condiciones favorables a la pasivación el metal adquiere potenciales de disolución cercanos al de los metales nobles. Cuando la pasividad se destruye el potencial se acerca al del hierro.

Hay un número importante de distintos aceros inoxidables. Su resistencia a la corrosión, soldabilidad, propiedades mecánicas y costo, varía en un rango muy amplio, por esa razón es importante especificar el acero inoxidable más apropiado para una dada aplicación. El costo se eleva entre 5 y 10 veces el de un acero al carbono.

Pueden estar aleados además, con Cu, Al, Si, Ni, Mo, Nb, Ti, que también aumentan su resistencia a la corrosión, directa o indirectamente, en condiciones específicas. Algunos aceros se auto templean, otros no toman temple, resisten las altas temperaturas, se mecanizan con facilidad, tienen capacidad de deformarse plásticamente o son soldables. **(Sergio G. Laufgang, 2003)**

**Tabla 2.1 Sistema de numeración de los aceros inoxidables**

<b>Designación de la serie AISI</b>	<b>Grupos</b>
2xx	Cromo-níquel-manganeso; no endurecibles, Austeníticos, no magnéticos
3xx	Cromo-níquel; no endurecibles austeníticos, no magnéticos
4xx	Cromo; endurecibles, martensíticos, magnéticos
4xx	Cromo; no endurecibles, ferríticos, magnéticos
5xx	Cromo; bajo cromo, resistentes al calor

Un sistema de numeración de tres números se utiliza para identificar los aceros inoxidables. Los últimos dos números no tienen significado específico, pero el primero indica el grupo como lo indica la Tabla 2.1. **(Avner, 1979)**

## 2.2.1 Clasificación de aceros inoxidables

Existen varias clases de aceros inoxidables en función de la estructura cristalina y del mecanismo de endurecimiento. Puesto que la microestructura tiene una influencia decisiva en las propiedades, los aceros inoxidables son divididos en categorías en función de su microestructura a temperatura ambiente, estos son:

- Aceros inoxidables austenítico
- Aceros inoxidables ferríticos
- Aceros inoxidables martensíticos
- Aceros inoxidables dúplex
- Aceros inoxidables endurecibles por precipitación

### 2.2.1.1 Aceros inoxidables austeníticos

Los aceros inoxidables austeníticos son del tipo más ampliamente utilizados y tienen una microestructura completamente austenítica a temperatura ambiente, esto le da una excelente ductilidad, y resisten a un amplio rango a temperaturas de servicio, propiedades no magnéticas y buena soldabilidad lo que resulta una ventaja para muchas aplicaciones. La gama de aplicaciones de acero inoxidable austenítico incluye aparatos domésticos, contenedores, buques y tuberías industriales, de arquitectura, fachadas y estructuras.

Contienen de 15 a 28% de cromo y en general de 6 a 26% de níquel, dependiendo del grado específico pueden contener nitrógeno, titanio niobio y molibdeno. El contenido de carbono por lo general es menor de 0.15%. Estos son los aceros inoxidables el cromo-níquel (tipo 3XX) y al cromo-níquel-manganeso (tipo 2XX) que resultan austeníticos. ([CENDI \(IMINOX\), 2007](#), [Askeland, 2004](#))

Los elementos que promueven la formación de austenita, el mayor notablemente el níquel, es agregado a esos aceros en cantidades grandes (generalmente sobre 8% en peso) otros elementos generadores de la austenita son C, N, y Cu. El carbono es agregado para mejorar resistencia (resistencia a la fluencia *creep*). El nitrógeno es agregado en algunas aleaciones para mejorar resistencia, principalmente a temperatura ambiente y criogénica.

Son más caros que los martensíticos y grados ferríticos de medio y bajo cromo, debido al más alto contenido de aleantes que tienen esos aceros. A pesar del costo del acero, ofrecen ventajas distintas de ingeniería, particularmente con respecto a la formabilidad y la soldabilidad, que frecuentemente reduce el costo total comparado a otros grupos de aceros inoxidables. Aunque hay una amplia variedad de aceros inoxidables austeníticos, las aleaciones de la serie 300 son los más antiguos y los más comúnmente utilizados. La mayoría de estas aleaciones son basadas en un sistema 18Cr-8Ni, con la adición de elementos aleantes o

modificaciones para proporcionar características únicas. El tipo 304 es el fundador de esta serie de aleaciones junto con el acero inoxidable 304 L.

Los aceros inoxidables austeníticos son usados en un amplio rango de aplicaciones, incluyendo contención y soporte estructural, usos arquitectónicos, utensilios de cocina y herramientas médicas. Son ampliamente usados no sólo por su resistencia a la corrosión, sino porque son realmente formables, producibles y durables. (Andersson, 2005)

### **2.2.1.2 Aceros inoxidables ferríticos**

Los aceros ferríticos contienen hasta un 30% en cromo y menos de 0.12% de carbono. Debido a la estructura cúbica centrada en cuerpo (BCC), los aceros inoxidables austeníticos tienen una buena resistencia y ductilidad moderada, derivadas del endurecimiento por solución sólida y del endurecimiento por deformación, no es posible tratarlos térmicamente, sino solo moderadamente mediante trabajo en frío; son magnéticos y pueden trabajarse en caliente o en frío, pero alcanzan su máxima suavidad, ductilidad y resistencia a la corrosión en la condición de recocido. En esta condición la resistencia de estos aceros es aproximadamente 50% mayor que la de los aceros al carbono, además, son superiores en resistencia a la corrosión y maquinabilidad a los aceros inoxidables martensíticos. El recocido es el único tratamiento térmico aplicado a aceros verdaderamente ferríticos. Este tratamiento sirve sobre todo para eliminar tensiones por soldadura o trabajo en frío. Las propiedades de los aceros inoxidables ferríticos son similares a las de los aceros de bajo carbono pero con mejor resistencia a la corrosión. (CENDI (IMINOX), 2007, Askeland, 2004)

### **2.2.1.3 Aceros inoxidables martensíticos**

Estos son principalmente aceros entre 11.5 y 18% de cromo y difieren de los ferríticos por su mayor contenido de carbono (de 0.12 a 1.20%), son magnéticos, pueden trabajarse en frío sin dificultad especialmente con bajo contenido de carbono, pueden maquinarse satisfactoriamente, tienen buena tenacidad, gran resistencia a la corrosión atmosférica y a algunos agentes químicos, y se trabajan fácilmente en caliente, tienen pobre soldabilidad.

Alcanzan su óptima resistencia a la corrosión cuando se endurecen desde la temperatura recomendada, pero no son tan buenos como los aceros inoxidables austeníticos o ferríticos. Algunos ejemplos de este grupo son los tipos 403, 410, 416, 420, 440.

El rango de aplicaciones de este tipo de aceros incluye; láminas de turbina, accesorios quirúrgicos, accesorios para procesadores de alimentos, válvulas de admisión y emisión. (Avner, 1979, Askeland, 2004)

#### **2.2.1.4 Aceros dúplex**

Este tipo de aceros son ampliamente usados en la industria petroquímica, papel, pulpa e industrias de la construcción naval debido a su alta resistencia y ductilidad. Son una familia de aleaciones que tienen dos fases: ferrita y austenita, con un contenido típico de ferrita entre 40 y 60%. La relación ferrita/austenita se logra en las aleaciones forjadas por ajustes en la composición junto con trabajo en caliente y prácticas de templado en la usina. Las aleaciones podrían ser llamadas aceros inoxidable ferrítico-austeníticos, pero el término "dúplex" es más usado.

#### **2.2.1.5 Aceros inoxidables endurecibles por precipitación**

Las aleaciones de hierro-cromo-níquel que contienen elementos tales como cobre, aluminio y titanio tienen buena soldabilidad, comparable a la de los aceros inoxidables austeníticos, pero a menudo se utilizan en componentes que no necesitan casi procesos de soldadura. Cuando ésta se requiere es mejor soldar estas aleaciones en la condición templada antes del tratamiento térmico de endurecimiento. (Acerind, 2000) Estos aceros inoxidables son endurecibles por una combinación de trabajo en frío y tratamiento térmico a baja temperatura (455°C a 595°C).

### **2.2.2 Efecto de algunos elementos aleantes en el acero inoxidable**

Los aceros inoxidables son aleaciones base hierro con un contenido de hierro que va de 50 a 88% en peso de composición. Las adiciones de aleantes principales para los aceros inoxidables grados austeníticos, ferríticos y martensíticos son el cromo y el níquel. Esencialmente todos los aceros inoxidables contienen manganeso y silicio como adiciones intencionales. Otras adiciones de aleantes incluyen molibdeno, niobio, titanio, aluminio, cobre, tungsteno, nitrógeno y otros que mejoran la fabricación, propiedades especiales a desarrollar, elevan la resistencia a la corrosión o influyen en la microestructura. Comúnmente elementos como impurezas encontradas en los aceros inoxidables incluyen nitrógeno, oxígeno, sulfuros y fosfatos. Todos estos aleantes y elementos como impurezas tienen algún efecto en la soldabilidad y funcionamiento.

La resistencia a la corrosión y otras propiedades de los aceros inoxidables se incrementan con una cantidad mayor de cromo, molibdeno, níquel y nitrógeno, que es lo que afecta los costos de los aceros inoxidables. En la Tabla 2.2 se muestran los efectos que tiene cada uno de los elementos aleantes sobre el acero inoxidable. (Rodríguez. M, y Rodríguez. A, 2007)

**Tabla 2.2. Efecto de los elementos aleantes en los aceros inoxidables**

<b>Elemento</b>	<b>Característica</b>
Cromo	Proporciona resistencia a la corrosión.
Níquel	Formador de austenita, incrementa la resistencia contra los ácidos minerales, genera una fuerte adherencia a los óxidos a alta temperatura.
Molibdeno	Incrementa la resistencia contra los iones cloruro.
Cobre	Proporciona resistencia al ácido sulfúrico y es un endurecedor por precipitación junto con Al y Ti.
Manganeso	Formador de austenita, combinado con azufre aumenta la solubilidad de nitrógeno.
Azufre	Formador de austenita, mejora la resistencia, la soldabilidad de algunos aceros inoxidables austeníticos y el maquinado de algunos aceros austeníticos inoxidables.
Titanio	Estabiliza los carburos, y previene la formación de carburos de cromo, favorece el endurecimiento por precipitación.
Niobio	Estabilizador de carburos, favorece el endurecimiento por precipitación.
Aluminio	Desoxidante, favorece el endurecimiento por precipitación.
Carbono	Generador de resistencia y formador de carburos.

### 2.2.2.1 Cromo (Cr)

El cromo se agrega sobre todo para proporcionar protección sobre la corrosión al acero. Esto es especialmente efectivo en ambientes oxidantes tal como ácido nítrico. Con la adición de cromo, se forma un óxido de estequiometría  $(Fe, Cr)_2O_3$  sobre la superficie del acero. La presencia de cromo aumenta la estabilidad del óxido ya que éste tiene una mayor afinidad para el oxígeno que para el hierro.

El cromo también es un formador de ferrita, las aleaciones Fe-Cr que contienen más de 12% en peso en cromo será completamente ferrítica. Aumentando Cr en aleaciones Fe-Cr-C y Fe-Cr-C-Ni, promoverá la retención y formación de ferrita en los grados martensíticos, austeníticos y duplex.

El cromo es también un fuerte formador de carburos. El carburo más común rico en cromo es  $M_{23}C_6$ , donde la "M" es predominantemente Cr pero también puede presentar algo de fracción de Fe y Mo. Éste es normalmente el caso en la mayoría de los sistemas de acero inoxidable, y el término  $M_{23}C_6$  es usado para entender que el cromo es el elemento metálico predominante. Este carburo es encontrado en virtualmente todos los aceros inoxidables. Éste también es posible para formar un carburo  $Cr_7C_3$ , sin embargo este tipo de carburo no es muy común. Otros carburos y carbonitruros complejos  $[M_{23}(C,N)_6]$  también son posibles. El cromo también se combina con el nitrógeno para formar nitruros. El más común es  $Cr_2N$ , que ha sido observado en los grados ferríticos y dúplex.

El cromo también es un componente dominante en la formación de componentes metálicos, muchos de los cuales tienden a fragilizar a los aceros inoxidables. La fase sigma ( $\sigma$ ) es el más común de estos componentes metálicos, en el sistema Fe-Cr se presenta por debajo de 815°C a altos contenidos de cromo. La fase sigma se puede formar virtualmente en algunos aceros inoxidables pero tiende a ser más común en las aleaciones austeníticas con alto cromo, ferríticas y dúplex.

### 2.2.2.2 Níquel (Ni)

La función primaria del níquel es promover la fase de austenita, predominante en las aleaciones austeníticas o austeníticas-ferríticas producidas por la adición de níquel, el campo de la fase austenita puede expandirse tal que la austenita es estable a temperatura ambiente y por debajo de esta. El níquel no es un fuerte formador de carburos y generalmente no promueve la formación de componentes metálicos. Hay algo evidente que la presencia de níquel en aleaciones ferríticas generalmente mejoran la resistencia a la corrosión, particularmente en ambientes reductores tal como aquellos que contienen ácido sulfúrico. Sin embargo, el níquel ha estado asociado con una disminución a la resistencia a la corrosión por esfuerzos bajo tensión (SCC).

### **2.2.2.3 Manganeso (Mn)**

El manganeso es agregado para mejorar a todos los aceros. En aceros inoxidables austeníticos, está normalmente presente en el rango 1 a 2% en peso. En aceros inoxidables ferríticos y martensíticos, está comúnmente más presente a menos de 1% en peso. Históricamente éste fue agregado para prevenir efecto por calentamiento *hot shortness* durante la fundición. Ésta es una forma de agrietamiento por solidificación que está asociada con la formación de los componentes eutécticos de puntos de fusión bajo hierro-sulfuro. (Kotecki, 2005)

## **2.2.3 Propiedades mecánicas de los aceros inoxidables austeníticos**

Los aceros inoxidables austeníticos tienen resistencia equivalente a la de los aceros suaves, aproximadamente 205Mpa (30ksi) mínimo de esfuerzo a la fluencia a temperatura ambiente y no son endurecibles térmicamente. Las propiedades de impacto a bajas temperaturas son buenas para estas aleaciones, haciéndolas útiles en aplicaciones criogénicas. Las temperaturas de servicio pueden ser hasta 760°C o aún más altos, pero la fuerza y la resistencia a la oxidación de la mayoría de estos aceros es limitada a tal temperatura alta. Estos son generalmente considerados para ser soldables, si es apropiado se siguen las precauciones.

Las propiedades mecánicas a temperatura ambiente de un número de aceros inoxidables austeníticos son proporcionadas en la tabla 2.3. Estas propiedades se muestran a condiciones de recocido. Considerablemente la resistencia puede ser dada a esas aleaciones trabajadas en frío. En general los aceros inoxidables austeníticos no pueden ser endurecidos sustancialmente por transformación o precipitación también. Algunas aleaciones especialmente en aquellas que contienen más altos contenidos de níquel y adiciones de titanio pueden ser endurecidas por precipitación, Ni<sub>3</sub> (Al,Ti), que es un agente endurecedor común en las súper aleaciones base níquel.

También es posible la formación de martensita en algunos grados austeníticos, pero esto sólo ocurre bajo condiciones muy especiales. La martensita ha sido observada en aleaciones trabajadas en frío o cuando las aleaciones son enfriadas a temperaturas criogénicas. (Kotecki, 2005)

**Tabla 2.3 Propiedades mecánicas a temperatura ambiente de aceros inoxidables austeníticos**

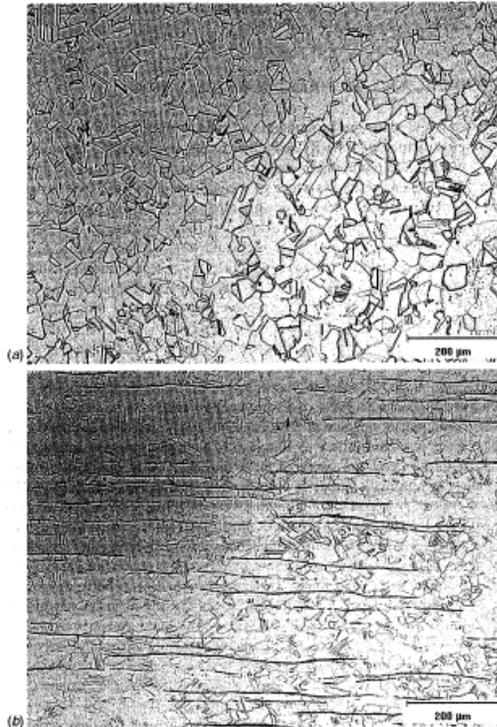
Aleación	Resistencia a las tensión		Resistencia a la fluencia		Elongación (%)	Reducción En área (%)
	MPa	Ksi	Mpa	Ksi		
302	515	75	205	30	40	50
<b>304</b>	<b>515</b>	<b>75</b>	<b>205</b>	<b>30</b>	<b>40</b>	<b>50</b>
304L	480	70	170	25	40	50
308	515	75	205	30	40	50
309	515	75	205	30	40	50
310	515	75	205	30	40	50
316	515	75	205	30	40	50
316L	480	70	170	25	40	50
317	515	75	205	30	40	50
321	515	75	205	30	40	50
330	480	70	205	30	30	-
347	515	75	205	30	40	50

## 2.2.4 Metalurgia

Los aceros inoxidables austeníticos son formulados y procesados termo mecánicamente tal que la microestructura es primordialmente austenita. Dependiendo en el balance de los elementos formadores de ferrita y formadores de austenita, la microestructura fundida o forjada será completamente austenita o una mezcla de austenita y ferrita. Dos ejemplos de la microestructura de aceros inoxidables austeníticos forjados son mostrados en la Figura 2.1. En el caso uno, algo de ferrita residual a alta temperatura (ferrita delta) es alineada a lo largo de la dirección de rolado. Esta ferrita resulta de la segregación de los elementos formadores de ferrita (principalmente Cr) durante el proceso termomecánico y de solidificación. Ésta generalmente se presenta a baja fracción de volumen (menos

de 2 a 5%). Aunque no está considerado perjudicial en la mayoría de las aplicaciones, la presencia de ferrita en la microestructura forjada puede reducir la ductilidad y el potencial de tenacidad de los aceros inoxidables austeníticos. Esto puede también ser un sitio preferencial para la precipitación de carburos  $M_{23}C_6$  y fase sigma, de la cual el ultimo es un compuesto frágil en los aceros inoxidables. El comportamiento de transformación de los aceros inoxidables austeníticos pueden ser descritos usando diagrama pseudobinario Fe-Cr-Ni a 70% hierro constante.

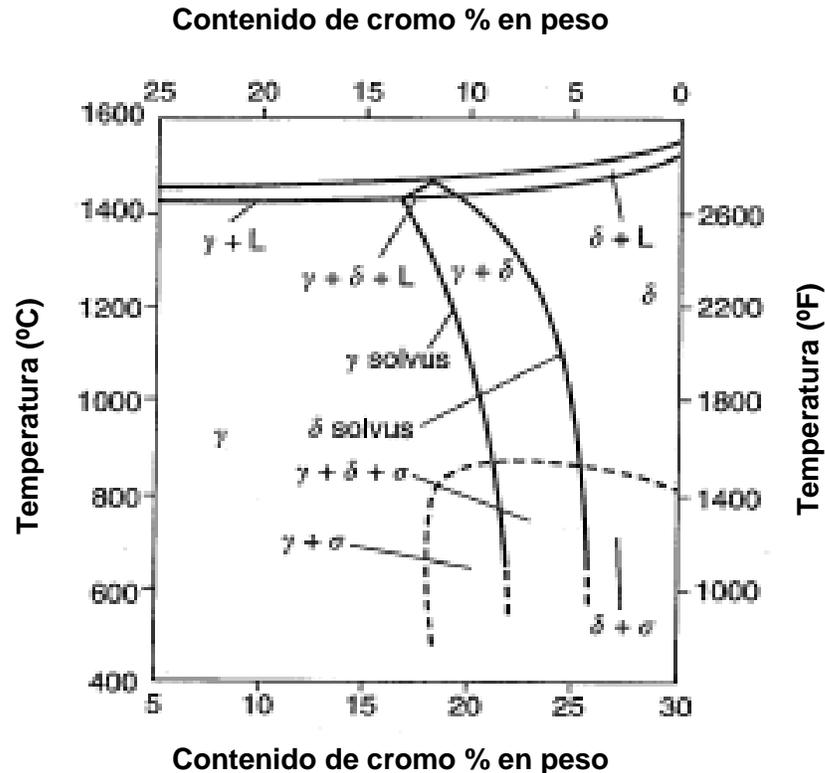
En la Figura 2.2 se observa que la solidificación primaria de los aceros inoxidables austeníticos puede ocurrir como austenita o ferrita. La zona entre esas dos fases primarias de solidificación está en aproximadamente 18Cr-12Ni en un sistema ternario. A más altas fracciones de Cr/Ni, la solidificación ocurre como ferrita delta y a fracciones más bajas como austenita. Notar que hay una región triangular dentro del rango de temperatura de solidificación donde la austenita, ferrita y el líquido coexisten.



**Figura 2.1 Microestructura de acero tipo 304 (a) completamente austenita, (b) austenita con ferrita**

Las aleaciones que solidifican como austenita para la izquierda de esta región del triángulo son estables como austenita sobre un enfriamiento a temperatura ambiente. Sin embargo, cuando las aleaciones solidifican como ferrita pueden ser completamente ferrita o consiste de una mezcla de ferrita y austenita al final de la solidificación, porque de la pendiente de las líneas de solvus austenita y ferrita, la mayor parte o toda la transformación de ferrita a austenita se da bajo condiciones

de enfriamiento en equilibrio, como puede ser vista por una aleación nominal de 20Cr- 10Ni donde la estructura llega a ser completamente austenita sobre un enfriamiento a 1000°C (1830°F). Para las condiciones de enfriamientos rápidos experimentados durante la soldadura, esta transformación es suprimida y algo de ferrita quedará atrapada en la microestructura.



**Figura 2.2 Sección pseudobinario del sistema Fe-Cr-Ni a 70% Fe (Kotecki, 2005)**

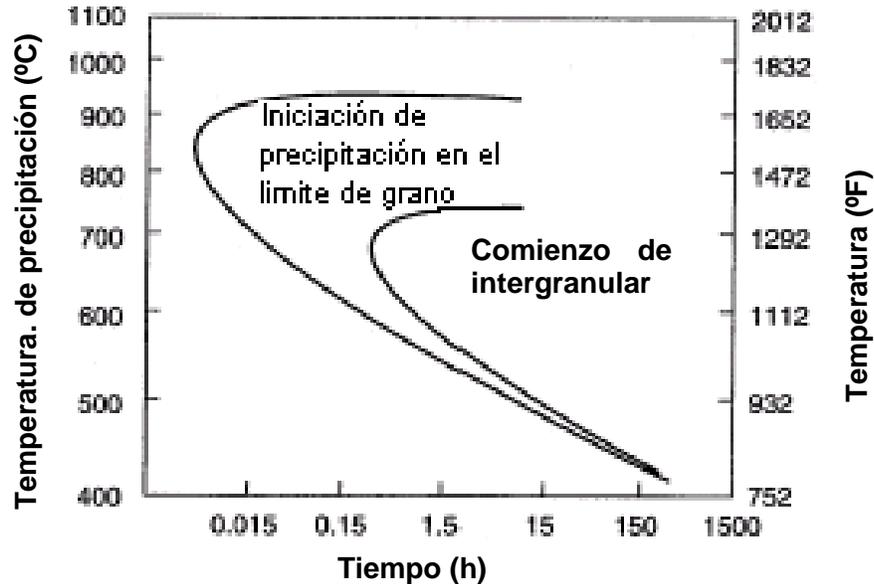
Una variedad de precipitados pueden estar presentes en los aceros inoxidable austeníticos, dependiendo de la composición y tratamiento térmico. Una lista de esos precipitados, sus estructuras y la estequiometría se proporciona en la Tabla 2.4. Los carburos están presentes posiblemente en cada acero inoxidable austenítico, ya que el cromo es un fuerte formador de carburos. Las adiciones de otros formadores tal como Mo, Nb y Ti, también promueven la creación de carburos.

La naturaleza de la formación de carburos, que incluye el efecto de la composición y el rango de temperatura de formación, es absolutamente compleja. (Padilha y Ríos, 2002)

**Tabla 2.4 Precipitados en los aceros inoxidables austeníticos**

Precipitados	Estructura cristalina	Parámetros de red (nm)	Estequiometría
MC	FCC	a= 0.424-0.447	TiC, NbC
M <sub>6</sub> C	Diamante cúbico	a= 1.062-1.128	(FeCr) <sub>3</sub> Mo <sub>3</sub> C, Fe <sub>3</sub> Nb <sub>3</sub> C, Mo <sub>5</sub> SiC
M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	FCC	a= 1.057-1.068	(Cr,Fe) <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , (Cr,Fe,Mo) <sub>23</sub> C <sub>6</sub>
NbN	FCC	a= 0.440	NbN
Fase Z	Tetragonal	a= 0.307, c=0.7391	CrNbN
Fase sigma	Tetragonal	a= 0.880, c= 0.454	Fe-Ni-Cr-Mo
Fase (η)	Hexagonal	a= 0.473, c= 0.772	Fe <sub>2</sub> Mo, Fe <sub>2</sub> Nb
Fase (X) Chi	BCC	a= 0.8807-0.8878	Fe <sub>36</sub> Cr <sub>12</sub> Mo <sub>10</sub>
Fase G	FCC	a= 1.12	Ni <sub>16</sub> Nb <sub>6</sub> Si <sub>7</sub> , Ni <sub>16</sub> Ti <sub>6</sub> Si <sub>7</sub>
R	Hexagonal	a= 1.0903, c= 1.9342	Mo-Co-Cr
	Romboédrica	a= 0.9011, α= 74°27.5'	Mo-Co-Cr
ε Nitruro (Cr <sub>2</sub> N)	Hexagonal	a= 0.480, c= 0.447	Cr <sub>2</sub> N
Ni <sub>3</sub> Ti	Hexagonal	a= 0.9654, c= 1.5683	Ni <sub>3</sub> Ti
Ni <sub>3</sub> (Al,Ti)	FCC	a= 0.681	Ni <sub>3</sub> Al

La precipitación de carburos de M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> ha recibido enorme atención debido a su efecto sobre la resistencia a la corrosión. Como se muestra en la Figura 2.3, esta precipitación de carburos varía rápidamente a lo largo de los límites de granos en un intervalo de temperatura de 700 a 900°C (1290 a 1650°F).



**Figura 2.3 Precipitación de carburos  $M_{23}C_6$  en el acero inoxidable tipo 304 con 0.05% en peso de carbono**

La presencia de estos carburos en los límites de grano puede llevar a corrosión intergranular cuando se expone a ciertos ambientes. Esta reacción de precipitación se acelera en aleaciones que son deformadas por trabajo en frío. Las fases sigma, chi, eta, G, y la  $\eta$  (eta) también pueden formarse en aceros inoxidables austeníticos, particularmente en esos que contienen adiciones de Mo, Nb y Ti. Típicamente estas fases se forman después de estar expuestas por largo tiempo a temperaturas elevadas y el resultado es una fragilización en el acero. Un ejemplo del efecto de la fase sigma sobre la resistencia al impacto de la aleación Fe-Cr-Ni se muestra en la figura 6.5. Se puede notar que menos del 5% de fase sigma es efectivo para reducir la resistencia al impacto por encima de 50%. (Kotecki, 2005)

## 2.3 Diagramas de equilibrio

Los diagramas de equilibrio pueden ser usados para describir la transformación de fase y la estabilidad de fase en los aceros inoxidables. Estos diagramas sólo pueden aproximarse a la microestructura que se desarrolla en la soldadura ya que los aceros inoxidables metal base y metal de aporte contienen arriba de 10 elementos de aleación que no pueden ser alojados fácilmente con diagramas de fase estándar, y los diagramas de fase están basados sobre condiciones de equilibrio, mientras tanto a condiciones de enfriamiento y calentamiento rápidos relacionados con soldadura, resultan claramente de no equilibrio. (Kotecki, 2005, Padilha y Ríos, 2002).

### 2.3.1 Sistema Fe-Cr

Es el punto de inicio para describir la estabilidad de fase en los aceros inoxidables, ya que el cromo es el elemento de aleación primario. Se puede ver en la Figura 2.4 que hay solubilidad completa de Cr en el Fe a temperaturas elevadas, y la solidificación de todas las aleaciones Fe-Cr ocurre como ferrita. El intervalo de solidificación para aleaciones Fe-Cr es muy reducido. A bajas concentraciones de Cr existe un "loop" de austenita en un intervalo de temperatura de 912 a 1394°C éste comúnmente se llama como el "loop" gamma. Aleaciones con más de 12.7% en peso de Cr serán completamente ferríticas a temperatura elevada, mientras que con menos de esa cantidad de cromo se formará al menos alguna austenita a temperaturas dentro del "loop" gamma. Aleaciones con menos de 12% en peso de Cr serán completamente austeníticas a temperaturas dentro del "loop" gamma. Sobre un enfriamiento rápido, esta austenita puede transformarse a martensita. Una fase de equilibrio a baja temperatura, llamada fase sigma, está presente en el sistema Fe-Cr. Esta fase tiene una estructura cristalina tetragonal y una estequiometría (Fe, Cr). La fase sigma se forma en la mayoría de las aleaciones que exceden 20% en peso de cromo. Porque la fase sigma se forma a bajas temperaturas, la cinética de formación es bastante lenta y requiere precipitación a tiempos prolongados en un Intervalo de temperatura de 600 a 800°C. Porque la fase sigma es dura y quebradiza. Esta presencia en los aceros inoxidables es generalmente no deseable.

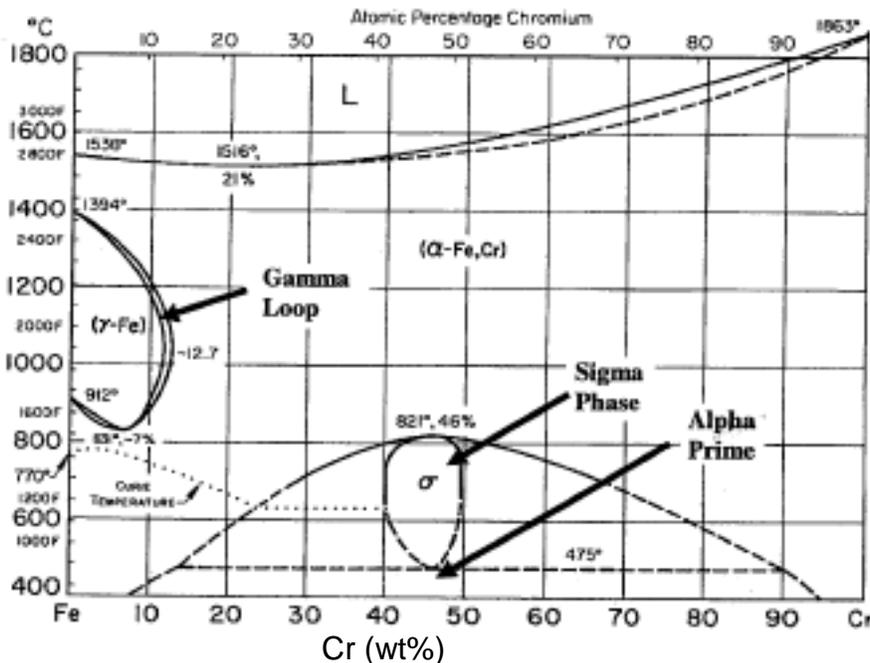


Figura 2.4. Diagrama de equilibrio de fase Fe-Cr (12)

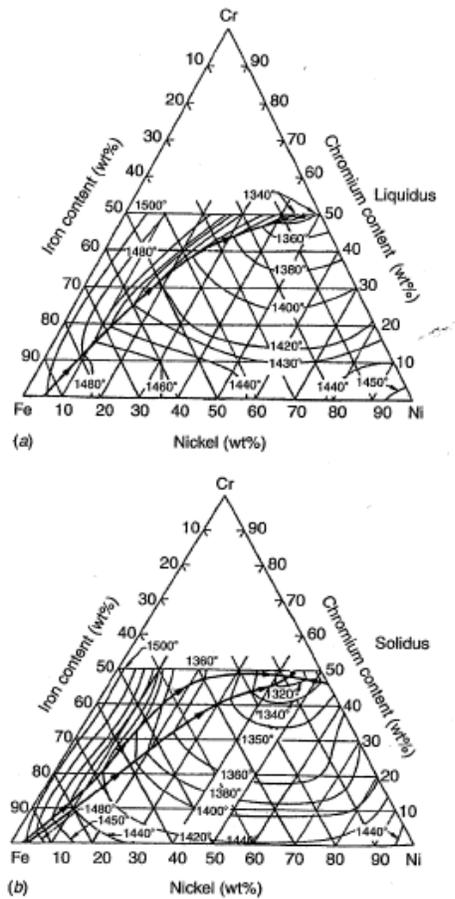
El diagrama contiene una línea horizontal dentro del campo de la fase  $\sigma + \alpha$  a 475°C, cuando el acero inoxidable se somete a esta temperatura sucede un fenómeno conocido como fragilización resultado de la formación de precipitados

coherentes ricos en cromo dentro de la matriz alfa. Estos precipitados son llamados alfa prima  $\alpha'$ . Generalmente en el intervalo de temperaturas de 400 a 540 °C y ha sido mostrado por tener un efecto severo de fragilización en aleaciones con más de 14% en peso de cromo.

### **2.3.2 Sistema Fe-Cr-Ni**

La adición de níquel en el sistema Fe-Cr también expande el campo de la fase austenítica y permite a la austenita ser una fase estable a temperatura ambiente. Este sistema ternario es la base para los aceros inoxidable austeníticos y dúplex. Ambas proyecciones liquidus y solidus del sistema Fe-Cr-Ni (Figura 2.5) están disponibles y pueden ser usados para describir el comportamiento de solidificación en aleaciones basadas sobre este sistema, considerando visualizar la superficie solidus y liquidus que definen el comienzo y la finalización de solidificación respectivamente. Observe que la superficie de liquidus exhibe una sola línea oscura que va cerca del vértice rico en Fe al lado del diagrama Cr-Ni. Esta línea separa las composiciones que solidifican como ferrita primaria (arriba y a la izquierda) de composiciones que solidifican de austenita primaria a composiciones aproximadas de 48Cr-44Ni-8Ni.

La superficie de solidus presenta dos líneas oscuras que van cerca del vértice rico en Fe, al lado del diagrama rico en Cr-Ni. Entre estas dos líneas coexisten las fases austenita y ferrita con líquido justo encima de solidus, pero sólo uno del otro por debajo de solidus. Esta región separa los campos monofásicos de austenita y ferrita por debajo de solidus. Observe que estas líneas terminan en el punto eutéctico ternario. Las flechas sobre estas líneas representan la dirección de disminución de temperatura.



**Figura 2.5 Proyecciones en un sistema ternario Fe-Cr-Ni (Kotecki, 2005)**

Tomando el contenido de Fe constante de la sección del diagrama de fase ternario de liquidus a temperatura ambiente, puede generarse un diagrama de fase Fe-Cr-Ni pseudobinario. Dos diagramas han sido construidos a 70% en peso de Fe y 60% en peso de Fe, basado en secciones ternarias isotérmicas y se muestran en la Figura 2.6. Dado que éste es un sistema ternario, los campos de fase existen en tres dimensiones, resulta un campo trifásico que no puede ocurrir sobre un diagrama de fase binario estándar.

Observe la región triangular pequeña entre las líneas de solidus y liquidus. Ésta es la región trifásica austenita + ferrita + líquido que separa aleaciones que solidifican como austenita (a la izquierda) de esas que solidifican como ferrita. En el estado sólido, la ferrita es estable a temperaturas elevadas con contenido de cromo mayor a 20% en peso. Conforme la temperatura disminuye, la ferrita se transformará parcialmente a austenita en un intervalo de 20 a 25% en peso.

Las aleaciones que solidifican como austenita (a la izquierda del triángulo trifásico) permanecen como austenita sobre enfriamiento a temperatura ambiente. Aleaciones que solidifican como ferrita a composiciones justo a la derecha del triángulo trifásico, deberán enfriarse a través de la región austenita + ferrita

bifásica, esto resulta en la transformación de un porcentaje pequeño de ferrita a austenita. Composiciones cercanas a la derecha del triángulo (índices más altos Cr/Ni) la ferrita llegará a ser sumamente estable.

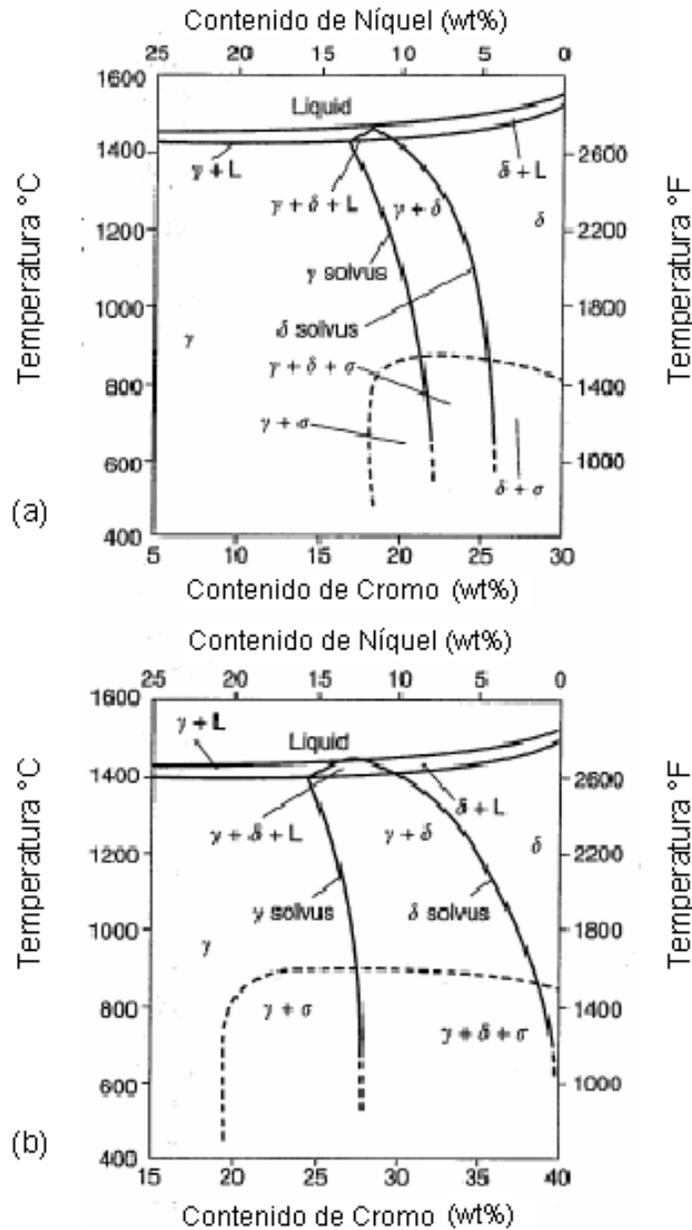


Figura 2.6 Sistema ternario de sección pseudobinaria Fe-Cr-Ni en (a) 70% Fe (b) 60% Fe (Kotecki, 2005)

## 2.4 Soldabilidad

Es la capacidad del material a soldar bajo las condiciones de fabricación impuestas en una estructura específica, diseñada adecuadamente para realizar satisfactoriamente el servicio previsto. (AWS A3.0M/A3.0:2010) Los factores que deben tomarse en cuenta son:

- a. Sólidos vs. líquidos
- b. Difusión
- c. Expansión térmica
- d. Tratamientos para relevado de esfuerzos

**a) Sólidos vs. líquidos.** En el estado sólido cada átomo tiene una posición de origen, estos átomos están alineados de fila en fila y de capa en capa. Los átomos ocupan sus posiciones atrayendo o repeliendo a los átomos vecinos, mientras todos ellos comparten una nube de electrones.

Mientras ocupan esas posiciones origen en el estado sólido, los átomos vibran y oscilan alrededor en sus lugares origen. Este movimiento es directamente proporcional a la temperatura. Mientras sube la temperatura, el movimiento de los átomos se acelera y se torna más rápido. La fusión ocurre cuando los átomos adquieren movimientos (energía) suficiente para alejarse de sus vecinos y moverse libremente en el líquido.

**b) Proceso de difusión.** La difusión en los metales es el desplazamiento de los átomos en un cuerpo cristalino a distancias que superan las medias interatómicas en la sustancia dada. Los átomos pueden cambiar de posición en el estado sólido. De hecho, cualquier átomo puede alejarse paso a paso del origen. Estos cambios de posición que ocurren en el estado sólido, se denominan difusión. La energía necesaria se disipa en forma de calor.

**c) Expansión térmica.** Los metales se expanden y contraen por la entrada de energía en las vibraciones atómicas. El calentamiento del metal proporciona más energía a las vibraciones la cual provoca en los átomos un mayor distanciamiento.

Como resultado, se expande el metal. Cuando el metal se enfría se contrae. Cuando se aplica o quita uniformemente el calor de una pieza de metal, cambian las dimensiones, pero el esfuerzo no se induce desde el interior. Sin embargo, cuando la aplicación de calor no es uniforme, como sucede en el caso de la soldadura, donde se pueden inducir esfuerzos, puede resultar alguna distorsión.

**d) Tratamientos térmicos para relevado de esfuerzos.** Cuando la temperatura del metal sólido está cerca de la fusión, la estructura de la red es menos rígida que cuando está a temperaturas bajas. Esta condición permite que los átomos migren más allá de sus posiciones dentro de su red cristalina, aunque reduciendo previamente el esfuerzo inducido, cuando el metal está caliente, también es más

maleable y puede cambiar de configuración sin experimentar esfuerzo. ([AWS A3.0M/A3.0:2010](#))

## 2.5 Solidificación y transformaciones de fase en la soldadura

De acuerdo con varios estudios elaborados por diversos autores, ([Kotecki, 2005](#), [Kou, 2003](#), [Shankar, 2003](#), [Ares y colaboradores, 2005](#), [Brooks y colaboradores, 2003](#), [Baldissin y colaboradores 2007](#)) hay cuatro posibilidades de solidificación y transformación en estado sólido para uniones soldadas de aceros inoxidable austeníticos. Estas reacciones se listan en la Tabla 2.5 y relacionado con el diagrama de fase Fe-Cr-Ni en la Figura 2.7. Se puede observar que los modos de solidificación A y AF se asocian con la solidificación de austenita primaria, por lo que la austenita es la primera fase en formarse en la solidificación. Los tipos de solidificación FA y F tienen ferrita delta como fase primaria. Después de la solidificación, la modificación microestructural adicional ocurre en el estado sólido para los tipos FA y F, debido a la inestabilidad de la ferrita a temperaturas más bajas. ([Kotecki, 2005](#))

**Tabla 2.5 Tipos de solidificación, reacciones y microestructuras resultantes**

Tipo de solidificación	Reacción	Microestructura
A	$L \rightarrow L+A \rightarrow A$	Completamente austenita, estructura de solidificación bien definida.
AF	$\begin{array}{c} L \rightarrow L+A \rightarrow L+A+ \\ \hline (A+F)_{eut} \\ \rightarrow A+F_{eut} \end{array}$	Ferrita en límites dendríticos y celulares.
FA	$\begin{array}{c} L \rightarrow L+F \rightarrow L+F+ \\ \hline (F+A)_{per/eut} \\ \rightarrow F+A \end{array}$	Ferrita lathy y/o Skeletal resultado de una transformación de ferrita a austenita.
F	$\begin{array}{c} L \rightarrow L+F \rightarrow \\ \hline F \rightarrow F+A \end{array}$	Ferrita acicular o una matriz de ferrita con austenita en el límite de grano y placas al lado de Widmanstätten.

Por lo tanto, es esencial que las transformaciones de fase post-solidificación sean totalmente comprendidas para entender la microestructura y las características del metal de aporte en el proceso de soldadura.

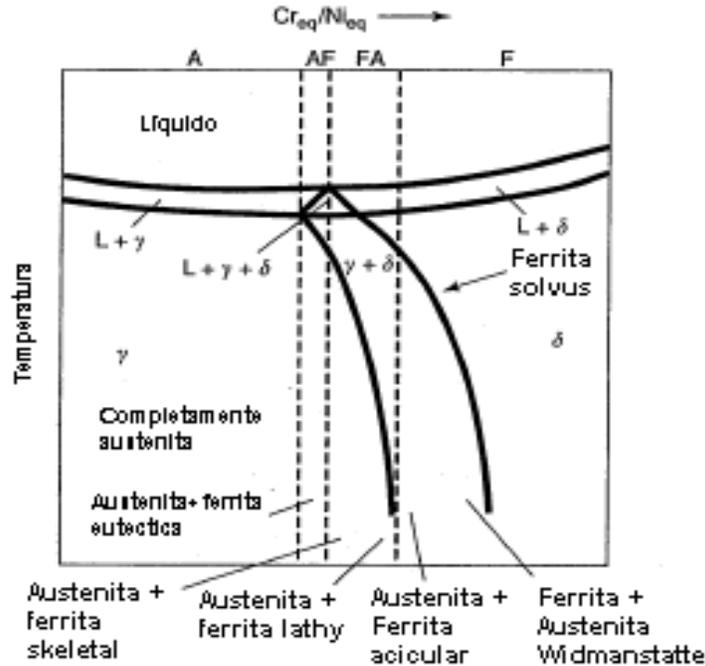


Figura 2.7 Relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  sobre el tipo de solidificación en un diagrama de fase pseudobinario

Hay dos importantes tipos de transformaciones de fase post-solidificación en el metal de aporte (soldadura). La primera implica la transformación de ferrita-austenita en la soldadura de los aceros inoxidables austeníticos, y la segunda transformación involucra de austenita-ferrita en soldaduras de aceros de bajo carbono y aceros aleados.

### 2.5.1 Solidificación completamente austenita tipo A

Cuando la solidificación ocurre como austenita primaria, dos microestructuras del metal soldado son posibles. Si la microestructura es completamente austenita al final de la solidificación, ésta permanecerá austenítica sobre el enfriamiento a temperatura ambiente y presentará una estructura de solidificación distinta cuando ésta se observe en el microscopio metalográfico. Ésta se define como solidificación tipo A y se muestra esquemáticamente en la Figura 2.8a. Un ejemplo de solidificación tipo A se muestra en la Figura 2.8b. Observe que la subestructura de solidificación (celular y dendritas) es realmente aparente en esta microestructura. Esta estructura es particular en la solidificación de austenita

primaria debido a la segregación de elementos aleantes e impurezas que ocurren durante la solidificación y la difusión relativamente baja de estos elementos a temperaturas elevadas, el cual preserva el perfil de la segregación que se convierte durante la solidificación.

Cuando aleaciones tal como los tipos 304 y 316 solidifican como tipo A, el Cr y Mo han mostrado repartir el límite de grano tipo celular con el dendrítico. (Kotecki, 2005)

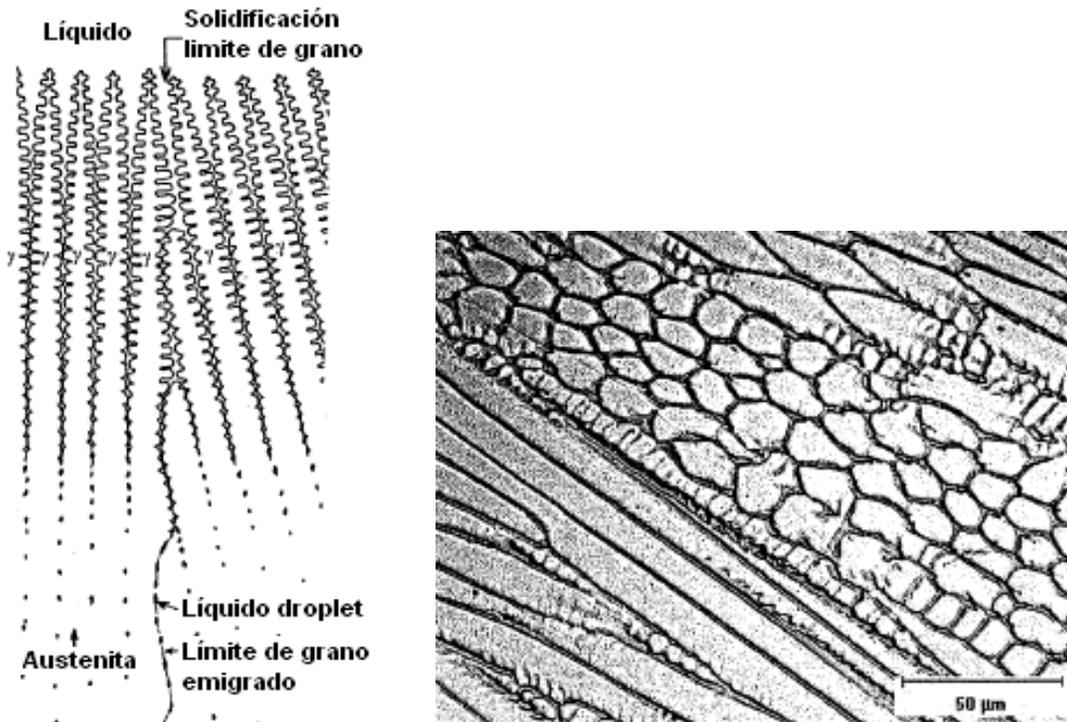


Figura 2.8 a) Solidificación tipo A, completamente austenita, b) Microestructura resultado de la zona de fusión de una solidificación (tipo A) completamente austenita

## 2.5.2 Solidificación tipo AF

Si hay algunas formas de ferrita al final de los procesos de solidificación de austenita primaria vía una reacción eutéctica, la solidificación se llama tipo AF. Esto ocurre si hay suficiente distribución de los elementos formadores de ferrita (principalmente Cr y Mo) en la solidificación de los límites de subgranos durante la solidificación para promover la formación de ferrita como un producto final de la solidificación. Se piensa que esto ocurre por la reacción eutéctica y se representa por la región triangular de tres fases del diagrama de fase de las Figuras 2.2 y 2.7.

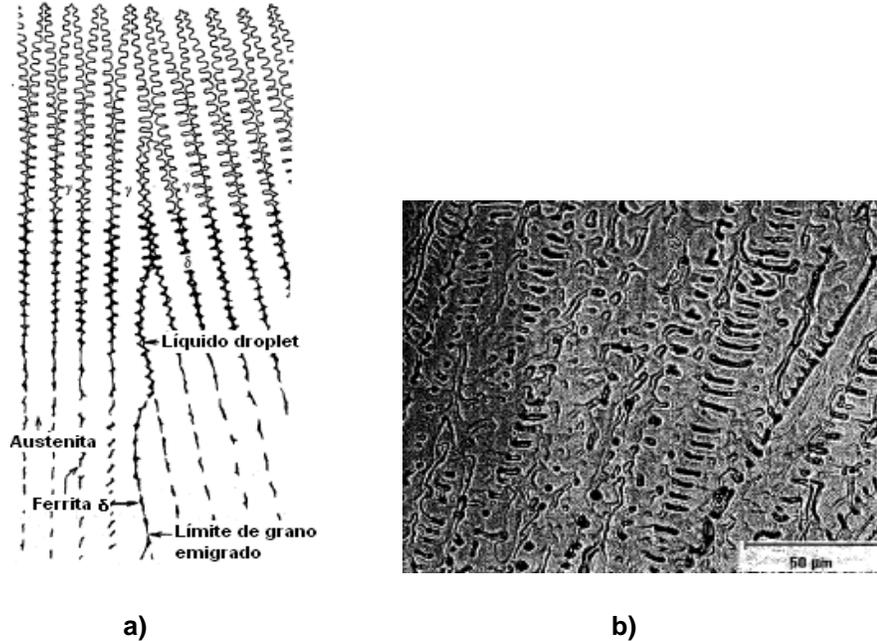


Figura 2.9. a) Microestructura esquemática de la solidificación (tipo AF), b) microestructura de la zona de fusión resultado de una solidificación (tipo AF). (Kotecki, 2005)

La ferrita que se forma en el límite de grano, es relativamente estable y resiste la transformación de la austenita durante el enfriamiento de la soldadura, puesto que se enriquecen de los elementos formadores de ferrita. Un esquema de la solidificación AF se muestra en la Figura 2.9a. Un ejemplo de la microestructura que exhibe ferrita a lo largo de los límites de subgranos de solidificación es mostrado en la Figura 2.9b. Se aprecia que debido a ésta existe solidificación de austenita primaria, aunque la subestructura de solidificación es realmente aparente.

### 2.5.3 Solidificación tipo FA

Cuando la solidificación ocurre como ferrita primaria, también hay dos posibilidades. Si algo de austenita se forma al final de la solidificación, ésta se conoce como tipo FA. Esta austenita se forma vía una reacción peritética-eutética y existe en los límites de la solidificación de la ferrita, al final de la solidificación.

1. Al final de la solidificación de la ferrita primaria, una reacción peritética-eutética resulta en la formación de austenita a lo largo de los límites de la ferrita celular y dendrítica. Esta reacción ocurre dentro y a lo largo de la región trifásica del triángulo como se muestra en las Figuras 2.2 y 2.7. Esta reacción se conoce como reacción peritética-eutética porque ésta es una composición dependiente y resulta de una transición de una reacción peritética en el sistema Fe-Ni a una reacción eutética en el sistema Fe-Cr-Ni (ver Figura 2.5).

2. Cuando se completa la solidificación, la microestructura consiste de dendritas de ferrita primaria con una capa interdendrítica de austenita. La cantidad de austenita que ésta presenta depende de las condiciones de solidificación y del valor  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ . A incrementos de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , la cantidad de austenita decrece hasta que la solidificación es totalmente ferrita. En este caso el tipo de solidificación cambia de FA a F.

3. Como el metal de aporte (soldadura) se enfría a través del campo bifásico ferrita + austenita, la ferrita llega a ser cada vez más inestable y la austenita comienza a consumir ferrita vía una reacción de difusión-controlada. Anteriormente hubo algún debate sobre la naturaleza de esta reacción, pero ahora generalmente se acepta que la difusión a través de la interfase austenita–ferrita controla la velocidad natural de la transformación.

4. Cuando la velocidad de enfriamiento en soldadura es moderada y/o cuando el  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  es bajo, pero aún dentro del intervalo de FA (Figura 2.7), la morfología de la ferrita es vermiforme o tipo esquelético. Esto es consecuencia del avance de la austenita consumiendo la ferrita hasta que la ferrita se enriquece lo suficiente en elementos formadores de ferrita (Cr y Mo) y vaciada en elementos formadores de austenita (Ni, C y N) que es estable a temperaturas más bajas cuando la difusión está limitada. Esta microestructura de esqueleto se muestra esquemáticamente en la Figura 2.10a y en la micrografía de la Figura 2.10b.

5. Cuando las velocidades de enfriamiento son altas y/o cuando la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  aumenta dentro del intervalo FA, resulta en una morfología de ferrita conocida como listón (lathy). La morfología listón se forma en lugar de la morfología esqueleto, debido a la difusión durante la transformación de ferrita a austenita. Cuando se reducen las distancias, la difusión es más eficiente y la transformación resulta en listones firmemente espaciados, con ferrita residual que corta a través de la dendrita original o en dirección del crecimiento celular. Éste proceso se muestra esquemáticamente en la Figura 2.11a y en la micrografía en la 2.11b.

6. Cuando las velocidades de enfriamiento y solidificación son extremadamente altas, el proceso de soldadura por haz de electrón y láser, la transformación completa de ferrita a austenita puede ser posible debido una transformación “masiva”, sin difusión. Un cambio en el modo de solidificación primaria de ferrita a austenita también puede ocurrir a velocidades altas de solidificación.

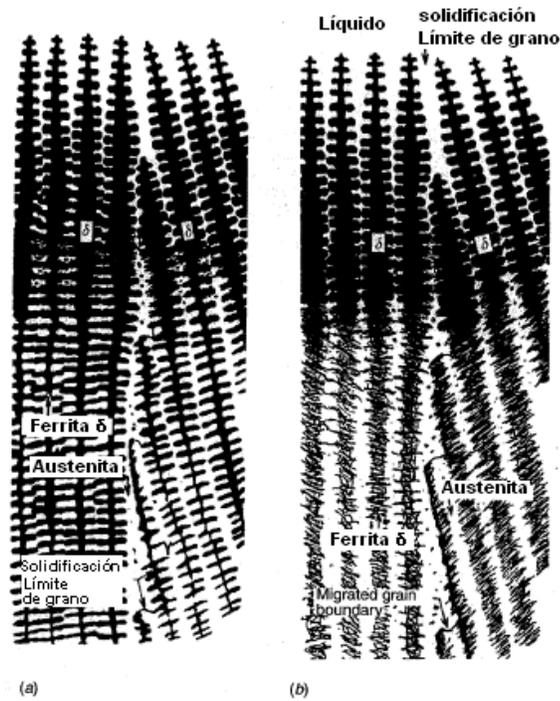


Figura 2.10 Solidificación tipo FA. (a) Ferrita en esqueleto, (b) morfología lathy

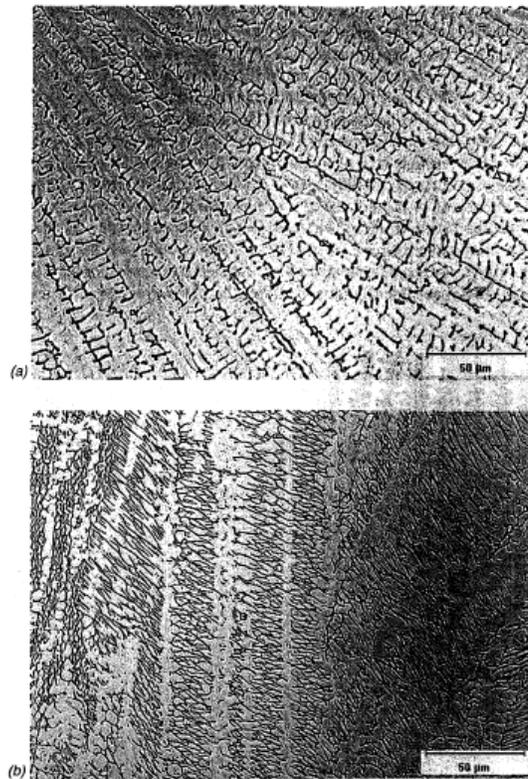


Figura 2.11 Microestructura en la zona de fusión resultado de una solidificación FA. (a) Morfología de ferrita en esqueleto, (b) morfología de ferrita lathy

## 2.5.4 Solidificación tipo F

Si la solidificación ocurre completamente como ferrita, es llamada tipo F. En este caso la microestructura es completamente ferrita al final de la solidificación, como se muestra en la Figura 2.7. Cuando el metal de aporte se enfría debajo de la línea de solvus de la ferrita, la austenita se forma dentro de la microestructura, generalmente primero en los límites de grano de la ferrita. Porque la estructura fue completamente ferrita en el estado sólido entre el solidus y solvus de la ferrita, la difusión elimina la mayoría o todos los gradientes de composición resultado de la solidificación, y así, cuando la transformación comienza, la microestructura presenta granos de ferrita homogéneos relativamente grandes. El grado de transformación a austenita depende otra vez de la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  y de la velocidad de enfriamiento. A valores bajos de la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  dentro del intervalo F (Figura 2.7), la transformación empieza a una temperatura más alta, y a velocidades de enfriamiento de soldadura moderadas, mucha de la ferrita es consumida. Con velocidades de enfriamientos más altas, la difusión es suprimida y la austenita no consumirá mucha ferrita. Similarmente, si el valor de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  se incrementa dentro del intervalo F, la ferrita de solvus se reduce y la transformación ocurrirá a temperaturas más bajas. En ambos casos, resultarán metales soldados con altos contenidos de ferrita.

La microestructura que forma como resultado de la solidificación tipo F en aceros inoxidable austeníticos, está en función de la composición y la velocidad de enfriamiento. A valores bajos de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  dentro del intervalo F (Figura 2.7) una estructura de ferrita acicular se formará dentro de los granos de ferrita. Esta estructura se muestra esquemáticamente en la Figura 2.12a. Observe que la red de austenita continua está presente en los límites de grano de la ferrita y que la ferrita acicular contenida dentro los límites de las dendritas de la ferrita original no es más grande, como durante la solidificación FA con la formación de la ferrita liston figura 2.10b. Esto ocurre debido a la falta de austenita dentro de los granos de ferrita durante la solidificación tipo F.

La estructura es completamente ferrita en el estado sólido antes de la transformación para el comienzo de austenita. Cuando esta estructura se enfría por debajo de ferrita de solvus, la primer austenita se forma en el límite de grano de la ferrita, pero se analiza el frente de transformación y las agujas paralelas de austenita que se forman dentro de la ferrita, como en el caso de la solidificación FA con ferrita lathy. La restricción de la difusión de largo alcance en la temperatura más baja de transformación forzarán a la transformación para que ocurra sobre distancias más cortas. Esto produce la estructura acicular como se muestra en la Figura 2.12a. A valores más altos de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  (dando las mismas velocidades de enfriamiento) la microestructura será una matriz de ferrita con austenita en los límites de grano y placas de austenita Widmanstätten que nuclean en los límites de grano de la austenita o dentro de los granos de la ferrita. Esta microestructura se muestra esquemáticamente en la Figura 2.12b y en una micrografía en la Figura 2.13. En este caso, la transformación no ocurre totalmente a través del grano de ferrita. Otra vez la austenita inicial se forma en el límite de grano de la

ferrita, pero la transformación a través del grano completo es suprimida por las velocidades de difusión bajas y una fuerza impulsora más baja (la microestructura en equilibrio contiene más ferrita). Esto se puede entender en el diagrama pseudobinario en la Figura 2.2. Cuando aumenta  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , la ferrita solvus disminuye y el contenido de ferrita en equilibrio aumenta, así reduciendo la fuerza impulsora para la transformación de ferrita-austenita y la temperatura en la cual empieza la transformación. ((Kotecki, 2005, Kou, 2003, Shankar, 2003, Ares y colaboradores, 2005, Brooks y colaboradores, 2003, Baldissin y colaboradores 2007)

En la práctica, la solidificación tipo F es muy inusual en metales soldados de aceros inoxidables austeníticos. La mayoría de los metales de aporte están formulados de forma tal que la solidificación ocurra en el modo FA, con un intervalo en contenidos de ferrita en el metal de soldadura de 5 a 20 FN (Número de Ferrita). Sólo metales de aporte altamente aleados tal como el tipo 309LMO y el tipo 312 (30Cr-10Ni) se esperaría que exhibieran microestructuras con niveles más altos de ferrita.

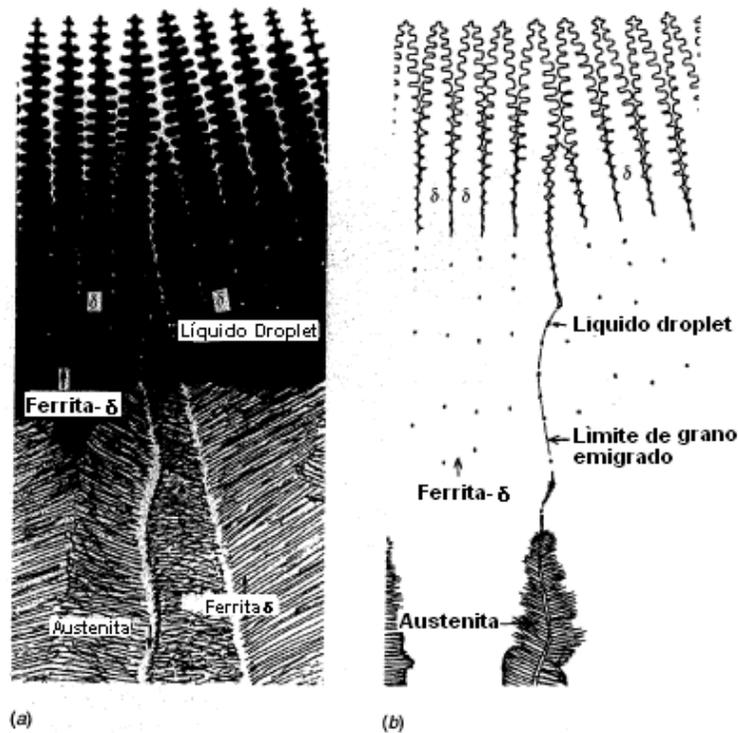
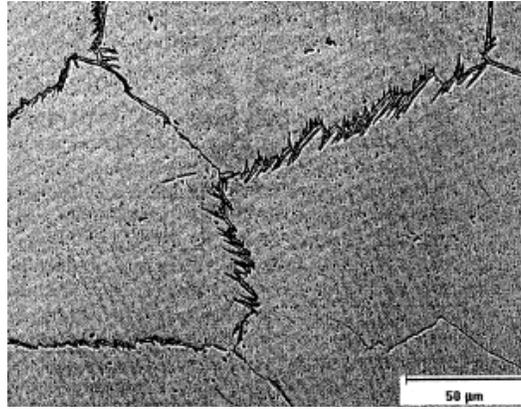


Figura 2.12 Solidificación de tipo F. (a) Ferrita acicular, (b) ferrita y austenitaWidmanstätten



**Figura 2.13 Microestructura de la zona de fusión resultado de solidificación F, núcleos de austenita Widmanstätten a lo largo de los límites de grano de ferrita. Esta microestructura es muy inusual en los aceros inoxidable austeníticos**

## 2.6. Zona afectada por el calor (ZAC)

Durante la soldadura de aceros inoxidable la temperatura del metal adyacente alcanza puntos de calentamiento altos a los cuales ocurren transformaciones microestructurales. El grado a los cuales ocurren estos cambios, y su efecto en las propiedades finales de la soldadura (en términos de resistencia a la corrosión y propiedades mecánicas) dependen del contenido de la aleación, espesor, metal de aporte, diseño de la junta, el método de soldadura y la técnica del soldador. A pesar de todos los cambios que toman lugar, el principal objetivo en la soldadura de aceros inoxidable es proporcionar una buena unión con cualidades iguales o mejores a las del metal base. (Andersson, 2005)

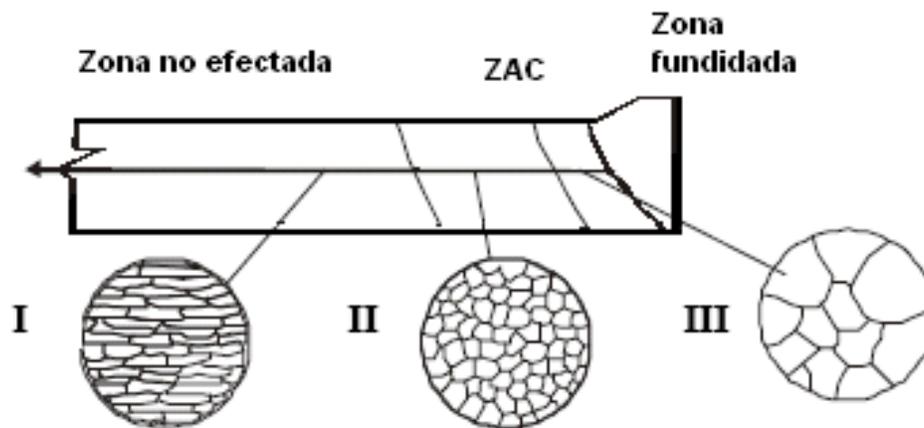
La naturaleza de la zona afectada por el calor (ZAC) en los aceros inoxidable austeníticos depende de la composición y microestructura del metal base. Las siguientes reacciones metalúrgicas pueden ocurrir en la ZAC de aleaciones austeníticas.

Existen tres zonas de principal interés:

([www.ssina.com/download\\_a\\_file/weldingbook.pdf](http://www.ssina.com/download_a_file/weldingbook.pdf))

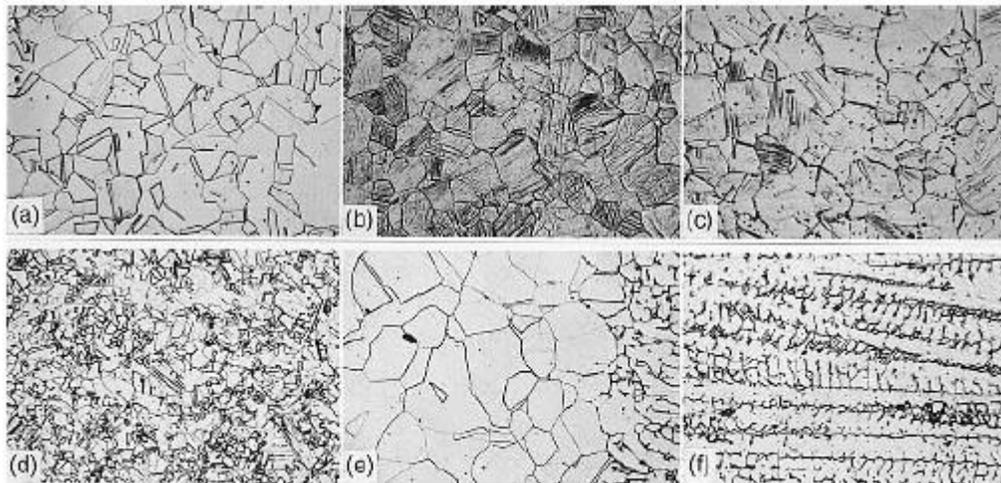
- La solidificación del metal soldado, compuesto de metal base o metal de aporte y metal base.
- La zona afectada por el calor (ZAC) en donde el metal base es calentado a altas temperaturas pero menores a la temperatura de fusión.
- El metal base el cual es calentado sólo moderadamente o no calentado por completo.

Las tres zonas se ilustran en la Figura 2.14.



**Figura.2.14 Área afectada por el calor del metal debido a la soldadura (Calderón, 2004)**

El crecimiento de grano, severo de la ZAC puede dar lugar a granos gruesos en la zona de fusión debido al crecimiento epitaxial. (Kou, 2003) La microestructura del mismo material antes de endurecer por trabajo, se puede ver en las figuras siguientes donde se incluyen para comparación (Figura 2.15a). La recrystalización (Figura 2.15d) y el crecimiento del grano (Figura 2.15e) son evidentes en el ZAC.



**Figura 2.15 Microestructura transversal de la soldadura de un acero inoxidable 304 endurecido por trabajo. (a) Antes de endurecer por trabajo, (b) metal base, (c) precipitación de carburos en el límite de grano, (d) recrystalización, (e) crecimiento de grano enseguida del límite de fusión, (f) zona de fusión. Reprinted from Metals Handbook**

## 2.6.1 Formación de la zona parcialmente fundida

La zona parcialmente fundida (PMZ) es el área inmediata fuera del metal de soldadura donde la licuación puede ocurrir durante la soldadura.

## 2.6.2 Crecimiento de grano

La mayoría de los aceros inoxidable son soldables en condiciones de rolado en caliente y en condición de recocido, así que el crecimiento del grano está generalmente definido a menos que las entradas del calor de la soldadura sean extremadamente altas. Algo de grano grueso puede ser observado generalmente. En metales base que han sido deformados (endurecidos) por trabajo en frío, la recrystalización y el crecimiento de grano pueden resultar en ablandamiento significativo en la ZAC. En este caso, un resultado distinto en la ZAC y el tamaño de grano es claramente más grande que la del metal base.

## 2.6.3 Zona de recrystalización

Cuando se realiza un proceso de soldadura en aleaciones que han sido trabajadas en frío, el calentamiento del ciclo térmico conduce a una recrystalización del metal base, debido a que sufre un tratamiento térmico localizado. La importancia de estas transformaciones se debe al ciclo térmico y a la naturaleza de la aleación. [\(Calderón, 2004\)](#)

## 2.6.4 Precipitación

Puesto que la ZAC es calentada a temperaturas cercanas a la temperatura de solidus de la aleación, muchos de los precipitados que están presentes en el metal base pueden disolverse. Esto puede llevar a una sobresaturación de la matriz de austenita durante el enfriamiento, resultando la formación de varios precipitados. Carburos y nitruros son los precipitados más probables a formarse en la ZAC de los aceros inoxidable austeníticos. Estos generalmente se formaran a lo largo del límite de grano o en la interfase de la ferrita-austenita (si la ferrita está presente). [\(Kou, 2003, Andersson, 2005\)](#)

## 2.6.5 Formación de ferrita

La formación de ferrita a lo largo de la ZAC en el límite de grano restringirá el crecimiento de grano y también minimiza la susceptibilidad a agrietamiento en la ZAC. El grado de formación de la ferrita es generalmente bajo, ya que la transformación de austenita a ferrita es relativamente inactiva y el ciclo térmico en la ZAC es normalmente bastante rápido.

## **2.7 Resistencia a la corrosión en la soldadura**

Los aceros inoxidables austeníticos se especifican normalmente por su excelente resistencia a la corrosión. La soldadura puede reducir esa resistencia en ambientes agresivos. En la soldadura, el calor que se genera produce un gradiente de temperatura en el metal de base. La soldadura también puede inducir tensiones residuales en el área soldada, lo cual en ciertos ambientes puede resultar en fallas por corrosión bajo tensión. ([Acerind, 2000](#))

Uno de los primeros problemas de corrosión relacionados con la soldadura fue el ataque intergranular, en la zona soldada afectada por la temperatura. En el intervalo de temperaturas que va de 425 a 900 °C, el carbono se combina con el cromo para formar carburos de cromo en el borde de los granos. El área adyacente a los carburos tiene menor cantidad de cromo. Cuando la red de carburos es continua, la envoltura empobrecida en cromo alrededor de los granos puede ser atacada selectivamente, resultando en corrosión intergranular. En el peor de los casos, la capa empobrecida en cromo se corroe completamente y los granos se separan del metal base.

Se dice que las aleaciones están sensibilizadas, cuando por soldadura o tratamientos térmicos, existen áreas empobrecidas en cromo que puedan ser atacadas en estos ambientes corrosivos. Las aleaciones sensibilizadas aún pueden prestar buenos servicios en muchos de los ambientes moderados en que se usan los aceros inoxidables. Hoy, con la tendencia de las industrias a proveer productos con bajo carbono, el ataque intergranular de los aceros inoxidables austeníticos ocurre menos. ([Acerind, 2000](#))

En la soldadura de los aceros inoxidables austeníticos es práctica generalizada mantener la temperatura del material base (y la ZAC) lo más baja posible, esto se logra usando bajas intensidades de corriente (compatibles con una adecuada penetración y fusión), arco corto, cordones cortos, o simplemente esperando que la pieza se enfríe entre cordón y cordón. Es una práctica corriente limitar la temperatura a valores donde el material pueda tocarse con la mano (70°C).

### **2.7.1 Problemas durante la soldadura**

Estos aceros podrían tener tres tipos de problemas durante la soldadura, estos son:

#### **2.7.1.1 Sensibilización**

En el intervalo de 420 - 850°C la precipitación del cromo en el área adyacente al borde del grano, deja una cantidad insuficiente de cromo para procurar que se mantenga la protección necesaria de la película de óxido. La disminución de Cr de la solución sólida en las adyacencias del borde de grano deja poco Cr para formar la película protectora de óxido de cromo. Esta situación deja al acero inoxidable vulnerable a ciertos medios y se le denomina sensibilización. La corrosión intergranular es resultado de la precipitación de los carburos de Cr, y en este orden cronológico. La soldadura de estos aceros produce áreas adyacentes al cordón que alcanzan las temperaturas antedichas, debido a ello estos aceros se sensibilizan en dos bandas paralelas al cordón de soldadura levemente alejadas de éste.

### **2.7.1.2 Formación de fisuras y el rol de la ferrita**

Bajo condiciones de uniones extremas, a veces se producen fisuras en la soldadura o alrededor de ella, conocidas como fisuras de solidificación.

Se ha determinado que una pequeña cantidad de ferrita, alrededor de un 2 a 5%, liberará a la soldadura de las fisuras de solidificación. Principalmente porque la ferrita aumenta el tamaño de grano, aumentando el área disponible de éste, lo cual reduce la concentración de segregaciones en impurezas dañinas, que permanecen dentro de los límites y propicia la nucleación de fisuras. [\(Cortes y colaboradores, 2004\)](#)

El mecanismo de fisuración parece ser el resultado de la ruptura de una película intergranular líquida de bajo punto de fusión (1100 – 1200°C) durante la contracción que tiene lugar cuando una estructura totalmente austenítica se enfría desde su temperatura de fusión (1420 – 1450°C). Los 250 – 300°C de diferencia producen tensiones de tracción cuando hay restricción a la contracción. La presencia de pequeñas cantidades de ferrita  $\delta$  provee un número de soluciones. Una pequeña cantidad de ferrita  $\delta$  evita la fisuración en caliente, también se debe agregar que además se mejora la resistencia mecánica y algunas veces la resistencia a la corrosión. La cantidad de ferrita  $\delta$  no conviene que sea mayor de 12 - 15% debido a que ella, en el diagrama Fe-Cr, se transforma en fase sigma, aumentando los riesgos de fisuración así como también disminuyendo la resistencia a la corrosión. [\(Laufgang, 2003\)](#)

### **2.7.1.3 Fase sigma**

La fase sigma es un compuesto intermetálico concentrado de hierro-cromo duro y frágil, que puede ser solamente removido mediante un calentamiento a la temperatura de 1010°C, en donde éste se disolverá. Figura 2.16

La formación de esta fase, se ve favorecida si las partes fabricadas son destinadas para servicios con intervalos de temperatura de 590°C a 930°C, o porque las piezas fabricadas requieren tener un tratamiento térmico de alivio de tensiones en estos intervalos, reduciendo notablemente su ductilidad. A

temperaturas de 730°C, la fase sigma se puede formar rápidamente, pero a bajas temperaturas es necesario un mayor tiempo para su formación. Una variación en la composición, cambiará la velocidad de formación de esta fase y la temperatura a la cual se inicia. El molibdeno y el niobio aceleran la reacción sigma, mientras que el níquel eleva al máximo la temperatura a la cual esta fase aún está presente. **(Cortes y colaboradores, 2004)**

En la figura.2.16 se aprecia la fase sigma. Estos son los pequeños trazos rectos y negros que se encuentran en forma desordenada. Además se observa una grieta que cruza la micrografía por el centro.



**Figura 2.16 Fase sigma (Cortes y colaboradores, 2004)**

## **2.8 Aceros al carbono**

Los aceros al carbono son los más comúnmente utilizados, contienen principalmente hierro con unas pequeñas adiciones de carbono, manganeso, fósforo, azufre y silicio. La cantidad de carbono presente tiene un gran efecto sobre las propiedades del metal. **(López y colaboradores, 2007, N CMT 2 03 001/04)**

### **2.8.1 Clasificación de aceros al carbono**

Los aceros pueden clasificarse (Tabla 2.6) con base en su composición o según la forma en que han sido procesados. Los aceros al carbono contienen hasta 2% C. Estos aceros también pueden contener otros elementos como, por ejemplo, silicio (máximo 0.6%), cobre (hasta 0.6%) y manganeso (hasta 1.65%).

Los aceros de ultrabajo carbono contienen un máximo de 0.03% C, también contienen niveles muy reducidos de otros elementos, como silicio (Si) y manganeso (Mn).

Los aceros de bajo carbono contienen de 0.04 a 0.15% en peso. Estos aceros de bajo carbono se utilizan para fabricar carrocerías automotrices y cientos de otras aplicaciones. Los aceros dulces (suaves) contienen de 0.15 a 0.3% de carbono. Este acero se utiliza en edificios, puentes, tuberías, etc.

Los aceros de medio carbono contienen de 0.3 a 0.6% en peso. Estos se utilizan en la construcción de maquinaria, tractores y equipos para minas, etc. Los aceros de alto carbono contienen más de 0.6% en peso, se utilizan en la fabricación de muelles, ruedas para carros de ferrocarril y similares. (Askeland, 2004)

**Tabla 2.6 Clasificación de los aceros al carbono (López y colaboradores, 2007)**

Nombre común	%C	Usos	Soldabilidad
Aceros de bajo carbono	0.15% máximo	Electrodos para soldadura, láminas y chapas	Excelente
Acero suave ( <i>mild steel</i> )	0.15-0.30%	Perfiles y barras estructurales laminados	Buena
Acero de medio carbono	0.30-0.50%	Partes de maquinaria	Poca (precalentar y postcalentar)
Acero de alto carbono	0.50-1.00%	Resortes, troqueles, rieles de ferrocarril	Poca (difícil soldar si no se precalienta y postcalienta adecuadamente)

## 2.8.2 Especificaciones de los aceros al carbono

Las especificaciones para los aceros representan resultados del esfuerzo conjunto de la *American Iron and Steel Institute* (AISI) y de la *Society of Automotive Engineers* (SAE).

El primero de los cuatro o cinco dígitos de la designación numérica indica el tipo al que pertenece el acero. De este modo, 1 indica un acero al carbono, en el caso

del acero de aleación simple, el segundo dígito indica el porcentaje aproximado del elemento predominante en la aleación. Los dos o tres últimos dígitos generalmente indican el contenido de carbono medio dividido entre 100.

Además de los números, las especificaciones AISI pueden incluir un prefijo literal para indicar el proceso de manufactura empleado en la producción del acero. (Avner, 1979)

### **2.8.3 Soldabilidad de aceros al carbono**

Comprender el fenómeno químico y físico que ocurre en la soldadura, es necesario para soldar los aceros modernos. Por lo tanto, la influencia de parámetros operacionales, ciclos térmicos y factores metalúrgicos sobre las transformaciones del metal soldado y la susceptibilidad de agrietamiento en frío y en caliente son de importancia para obtener uniones soldadas resistentes.

Los aceros de bajo carbono son principalmente usados en aplicaciones estructurales. Aceros al carbono que contienen menos de 0.30% en peso de C y 0.05 % en peso pueden soldarse generalmente por la mayoría de los métodos con poca atención en mediciones especiales para prevenir grietas en la unión. El proceso de soldadura en secciones mayores a 25 mm (1plg) de espesor particularmente si el contenido de carbono del metal base excede de 0.22% en peso, puede requerir que el acero sea precalentado hasta aproximadamente 40°C (100°F) y un relevado de esfuerzos a 525 a 675°C (1000 a 1250°F). Tradicionalmente, han sido desarrolladas ecuaciones empíricas para expresar la soldabilidad. El carbono equivalente (CE) es una de esas expresiones, ésta se desarrolló para estimar la susceptibilidad al agrietamiento durante el proceso de soldadura y determinar si el acero necesita pre y pos calentamiento y así evitarlo.

El Instituto Internacional de Soldadura (IIW) presenta esta ecuación de CE:

$$CE = C + Mn/6 + Ni/15 + Cu/15 + Cr/5 + Mo/5 + V/5 \quad (1)$$

Donde la concentración de los elementos aleantes está dada en porcentaje en peso.

Aceros con valores de CE bajos generalmente presentan buena soldabilidad. Cuando el CE de un acero es menor a 0.45 % en peso, es imposible que haya agrietamiento en la soldadura y no se requiere un tratamiento de calentamiento. Cuando el CE está entre 0.45 y 0.60 % en peso, el agrietamiento en la soldadura es posible y se recomienda un calentamiento en el intervalo de 95 a 400°C, (200 a 750°F). Cuando el CE de un acero es mayor que 0.60 % en peso. Hay una alta probabilidad de agrietamiento en la soldadura y ambos tratamientos de precalentamiento y poscalentamiento son requeridos para obtener una soldadura de calidad. (Metals Handbook, 1990)

## 2.8.4 Fallas características de soldaduras

Para entender la soldabilidad, es necesario conocer las diferentes regiones de soldadura. La soldadura generalmente está dividida en dos regiones principales: la zona de fusión o metal soldado, y la zona afectada por el calor (ZAC), como se muestra en la figura. Dentro de la zona de fusión, la temperatura máxima excede el punto de fusión del metal base, y la composición química del metal soldado dependerá sobre el tipo de metal de aporte en la soldadura, relación de dilución del metal base, y las condiciones de operación. En condiciones de enfriamiento rápido y solidificación del metal de soldadura, impurezas y elementos aleantes son segregados ampliamente en el centro de regiones interdendriticas o intercelulares así como en la parte central de la soldadura, resultando, en heterogeneidades químicas locales. En consecuencia, el comportamiento de transformación del metal soldado puede ser bastante diferente en el metal base.

La composición química permanece en gran parte sin cambiar en la ZAC porque la máxima temperatura permanece por debajo del punto de fusión. Sin embargo, el cambio microestructural toma lugar dentro de la ZAC durante la soldadura como resultado de diferentes ciclos térmicos, como lo muestra la Figura 2.17.

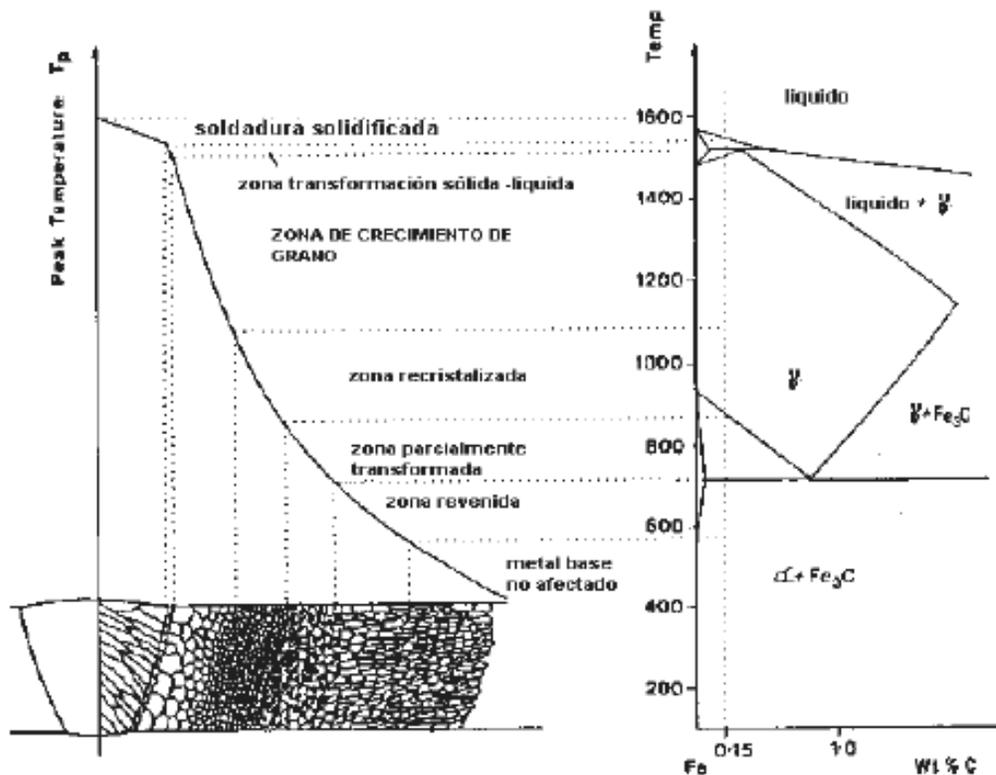


Figura 2.17 Diagrama esquemático de las zonas afectadas por el calor y las sub-zonas derivadas indicadas sobre un diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C, con 0.15% en peso (Vedia y Svoboda 2004)

El material inmediatamente adyacente a la zona de fusión es calentado dentro del rango de temperatura en la austenita. Los precipitados de microaleación que se desarrollaron en la etapa anterior del tratamiento generalmente se disolverán, y la desunión de los límites de grano de la austenita ocurre con el crecimiento substancial de los granos, formando el grano grueso en la ZAC. El tamaño promedio de los granos de austenita, que están en función de la máxima temperatura alcanzada, disminuyen con el aumento de distancia de la zona de fusión. La velocidad de enfriamiento también varía de punto a punto en la ZAC; esto aumenta con el incremento del pico de temperatura con un calor de entrada constante y disminuye con el aumento de calor de entrada a temperatura constante. En realidad la ZAC está compuesta de una zona de granos gruesos (CG), granos finos (FG), zona intercrítica (IC), y zona subcrítica (SC). ([Metals Handbook, 1990](#))

## **2.8.5 Recristalización y crecimiento de grano**

El proceso de recristalización depende fundamentalmente de tres variables ([Vedia y Svoboda 2004](#)):

- La temperatura a la cual ocurre
- El grado de deformación previa
- La composición del metal

La temperatura de recristalización determina la velocidad de nucleación y crecimiento de los nuevos granos. En la práctica la temperatura real a la que la recristalización tiene lugar depende fuertemente de la deformación previa del material. El requisito fundamental para que un metal recristalice es la poligonización de los granos, esto implica un reacomodo de las dislocaciones para formar nuevos bordes. Estos bordes se moverán bajo la acción de la fuerza impulsora de la energía almacenada debido a la deformación. Como una primera aproximación esta energía almacenada es proporcional a la densidad de dislocaciones.

Se ha demostrado que el tamaño de grano es un parámetro importante en los metales, siendo clave para la determinación de resistencia y la tenacidad. El ciclo térmico de la soldadura es tal que en la mayoría de los metales produce crecimiento de grano en la ZAC, en algún grado, influyendo también en el tamaño de grano del metal de aporte. En este sentido el tamaño de la zona recristalizada, zona recalentada o ZAC dependerá del tamaño del cordón de soldadura que a su vez, estará relacionado con los parámetros del proceso. En particular el espesor del metal base y la velocidad de enfriamiento son parámetros que reúnen todas las variables involucradas en la caracterización de la zona recalentada, por lo que cualquier combinación de espesor de metal base y velocidad de enfriamiento definen un tamaño de cordón y por ende el tamaño de la zona recalentada. ([Vedia y Svoboda 2004](#))

## 2.9 Aplicación potencial

En la literatura, uniones de aceros inoxidable austeníticos y aceros al carbono simple han sido ampliamente empleados para aplicaciones en las industrias de energía térmica y generación de energía. ([Kart., 2007](#) [Sanjai y colaboradores, 2005](#), [Celik y Alsaran, 1999](#))

### 2.9.1 Estructuras reforzadas

Una amplia variedad de métodos de protección se han utilizado para prevenir la corrosión en estructuras de concreto reforzadas (RCS) en medios muy agresivos. Algunos de estos métodos, como la protección catódica, la incorporación de inhibidores de la mezcla de concreto, la utilización de revestimientos directo sobre el refuerzo, como revestimientos epoxi, galvanización o impermeabilizar el concreto y últimamente refuerzos inertes como fibras de vidrio o carbono y aceros inoxidable soldados embebidos en el concreto. ([García-Alonso, 2007](#))

Uno de los nuevos métodos de prevención es la sustitución de refuerzo de acero al carbono por acero inoxidable, el cual garantiza un estado pasivo en medios altamente alcalinos. Los tipos de acero inoxidable austeníticos y austeno-ferrítico (Duplex) parecen ofrecer una adecuada combinación de resistencia a la corrosión y de resistencia mecánica, costo y la disponibilidad para considerar la posibilidad de su utilización en estructuras de concreto reforzado. Sin embargo, el éxito de esta aplicación dependerá del comportamiento de la corrosión del refuerzo de acero inoxidable en las condiciones de servicio más adversas y por supuesto su costo. ([García-Alonso y colaboradores, 2007](#))

Los aceros inoxidable (especialmente tipo austenítico) son considerados para emplearse en estructuras de concreto nuevas, diseñadas para largos periodos de tiempo de vida o para condiciones de servicio en ambientes altamente agresivos. El uso de aceros inoxidable en estructuras nuevas, combinados con aceros al carbono (que conforman la parte de la estructura que está en contacto directo con el ambiente agresivo) o en el proceso de reemplazo/repárración de las áreas dañadas ha tenido un aumento en los últimos años como una forma alternativa de reducción de costos de mantenimiento. ([Abreu y colaboradores, 2002](#))



### 3 Desarrollo experimental

En esta sección se describe detalladamente el procedimiento a seguir para el desarrollo y cumplimiento de los objetivos planteados en este trabajo, desde la elaboración de probetas, caracterización y la evaluación de las piezas soldadas.

La Figura 3.1 ilustra un esquema del proceso experimental empleado en este proyecto, desde la preparación de la muestra hasta el análisis de resultado.

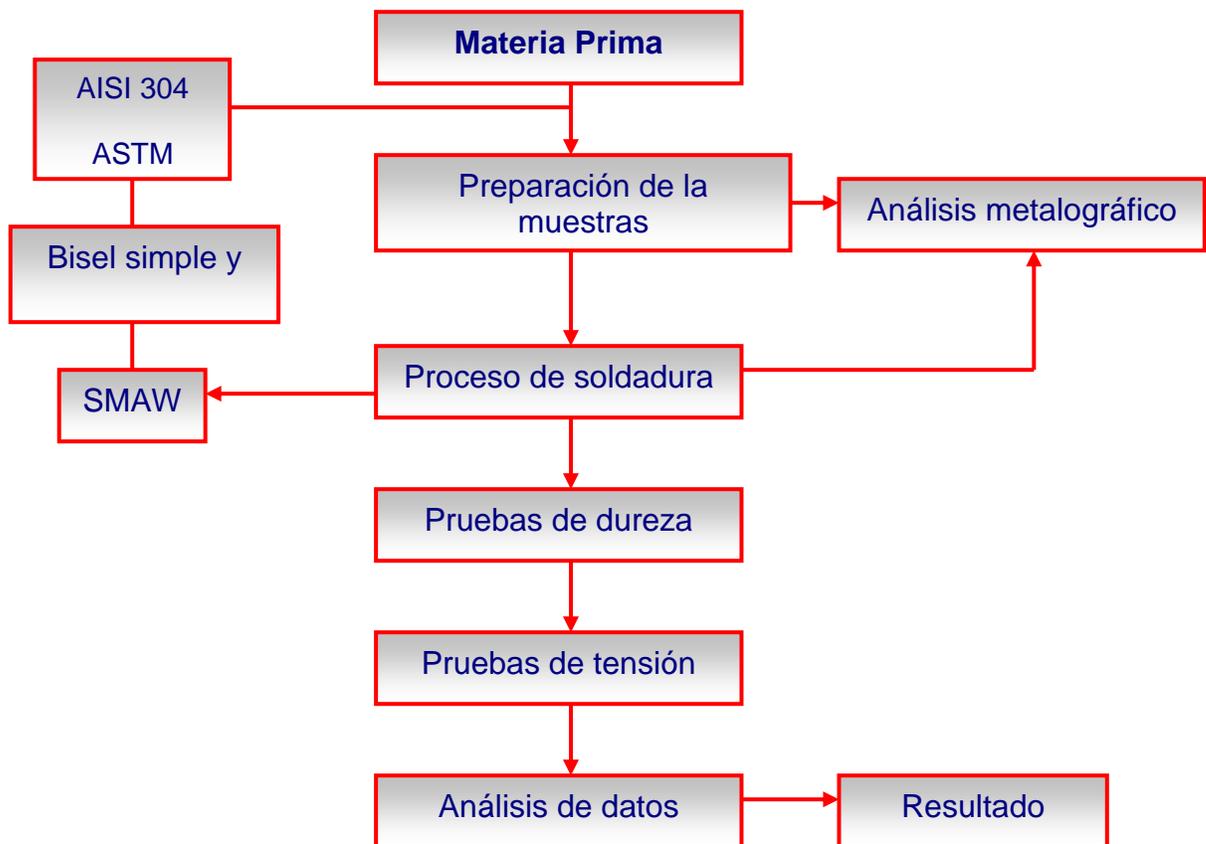


Figura 3.1 Diagrama de flujo del desarrollo experimental

**Tabla 3.1 Diseño práctico para soldar**

Metal base		Tipo de bisel	Tipo de electrodo	Proceso de soldadura
Acero al carbono	Acero inoxidable			
ASTM A615	AISI 304	“V”	Bisel simple BS E309L-16	Soldadura por arco con electrodo protegido

La Tabla 3.1 presenta el diseño experimental para soldar en este estudio, con el propósito de tener una mayor penetración y obtener mejores condiciones de unión en el proceso de soldadura para barras de acero inoxidable y acero al carbono.

### **3.1 Descripción de materiales**

En la soldadura por fusión de uniones de aleaciones metálicas distintas, las consideraciones más importantes son la composición química del metal soldado y las propiedades mecánicas. La composición del metal soldado depende de la composición de los metales base, del metal de aporte y la dilución relativa de estos materiales.

Los materiales base empleados en este estudio fueron aleaciones de acero inoxidable grado austenítico AISI 304 y un acero de bajo carbono A615 (contenido de carbono 0.14% en peso), teniendo dimensiones de 12.7 mm de diámetro. El metal de aporte empleado fue un electrodo con núcleo sólido inoxidable, AISI 309L-16 con diámetro de 3.2 mm. Se realizó un análisis químico de los materiales empleados en el proyecto por la técnica de análisis por chispa. En la Tabla 3.2 se muestran las composiciones químicas obtenidas de estos.

**Tabla 3.2 Composición química de materiales**

% w Tipo	C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
AISI 304	0.025	1.90	0.67	0.03	0.03	0.38	8.61	18.13	0.41
E309L	0.030	1.0	0.50	0.02	0.02	-	13.5	23.5	0.25
ASTM A615	0.14	1.27	0.21	0.01	0.03	0.20	0.07	0.03	0.01

**EQUIPO**

1. Máquina para análisis químico
2. Cortadora de disco sumergible
3. Montadora hidráulica
4. Torno y fresadora convencionales
5. Máquina para soldar con electrodo revestido
6. Microdurómetro
7. Máquina Instron
8. Lijadora húmeda de disco doble
9. Pulidora de mesa de disco doble
10. Microscopio óptico Olympus de platina invertida
11. Microscopio estereoscópico
12. Analizador de imágenes

## 3.2 Preparación de probetas para el proceso de soldadura

### 3.2.1 Corte

Las muestras fueron preparadas de acuerdo a los requerimientos de las pruebas de caracterización y al análisis del proyecto. Las probetas fueron seccionadas en una cortadora de disco sumergible marca *Jean Wirtz, modelo Cuto 35* (Figura 3.2), las dimensiones de cada barra (acero inoxidable y acero al carbono) fueron de 90 mm de longitud con un diámetro de 12.7 mm (Figura 3.3), para posteriormente ser maquinadas. También se cortaron muestras de 10 mm de longitud por 12.7mm, estas últimas fueron montadas en baquelita (resina), para el análisis metalográfico de ambos materiales. El corte se debe hacer con el mayor cuidado posible, buscando no producir cambios en el material como transformaciones de fase debidas a un calentamiento del material producido por la fricción.



Figura 3.2 Cortadora de disco sumergible (marca Jean Wirtz; modelo Cuto 35)

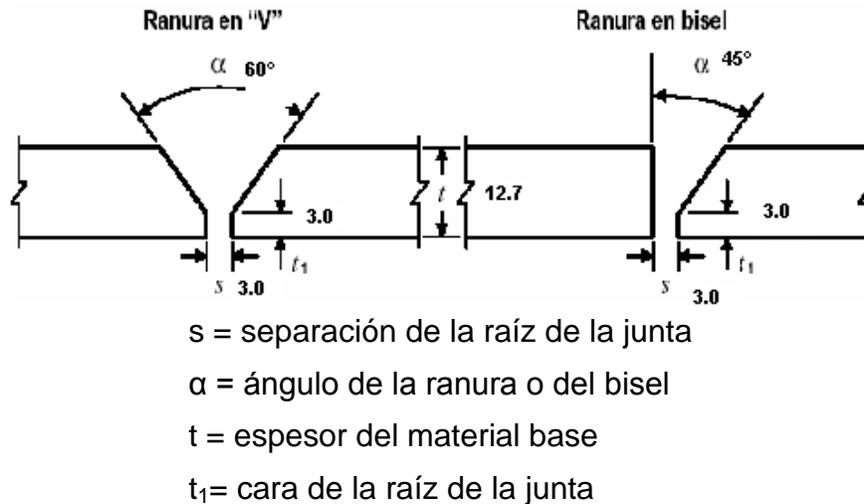


Figura 3.3 Dimensiones de las barras de acero al carbono y acero inoxidable para crear las probetas soldadas

### 3.2.2 Preparación de bisel

Al momento de seleccionar un proceso de soldadura es muy importante conocer los tipos de bisel que existen. Los tipos de bisel que se utilizaron en este proyecto están relacionados con el proceso de soldadura, espesor de las barras, y la disposición de éstas. Para ello se utilizaron las normas de uniones soldadas que

definen las dimensiones, tal como la norma N-CMT-2-04-001/04 (**N CMT. 2 04 001/04.**), de acuerdo con ésta, se maquinaron 24 probetas con dos tipos de juntas (o biseles), 12 probetas con tipo de ranura en "V" y 12 con ranura simple horizontal BS, los biseles "V" y BS se prepararon mediante una fresadora convencional con las dimensiones mostradas en la Figura 3.4.



**Figura 3.4 Diseño y dimensiones de unión**

### 3.2.3 Limpieza en la preparación de soldadura

Prescindiendo del tipo de unión y selección de bisel, una limpieza correcta del metal es esencial. El área a soldar que se debe limpiar, incluye los bordes de la junta y 50 a 75 mm de la superficie adyacente.

Una limpieza inapropiada puede causar defectos en la soldadura, como fisuras, porosidad o falta de fusión. Por lo tanto, se debe evitar cualquiera de estos elementos en la superficie, tales como oxidación, escamas, aceite, grasa, suciedad, partículas de hierro y otras composiciones extrañas, que deberán ser removidas por medios químicos (solventes no clorados).

Para la limpieza de las probetas de acero inoxidable y acero al carbono fue necesario utilizar cardas de acero inoxidable colocadas en el esmeril, esto con el fin de eliminar contaminantes metálicos o exceso de óxidos presentes en la superficie del material, posteriormente se utilizó un solvente no clorado (acetona) con el fin de remover todo tipo de suciedad y grasa.

### 3.2.4 Montaje de las probetas

El montaje de las muestras se llevó a cabo sobre una mesa de trabajo las cuales fueron sujetadas con dos prensas (mordazas) en los extremos, esto, para evitar que haya una distorsión excesiva en las barras después de ser soldadas, se alinearon correctamente las dos probetas colocando dos placas de respaldo del mismo material, para impedir un derrame de metal fundido por los lados, como se muestra en la Figura 3.6.

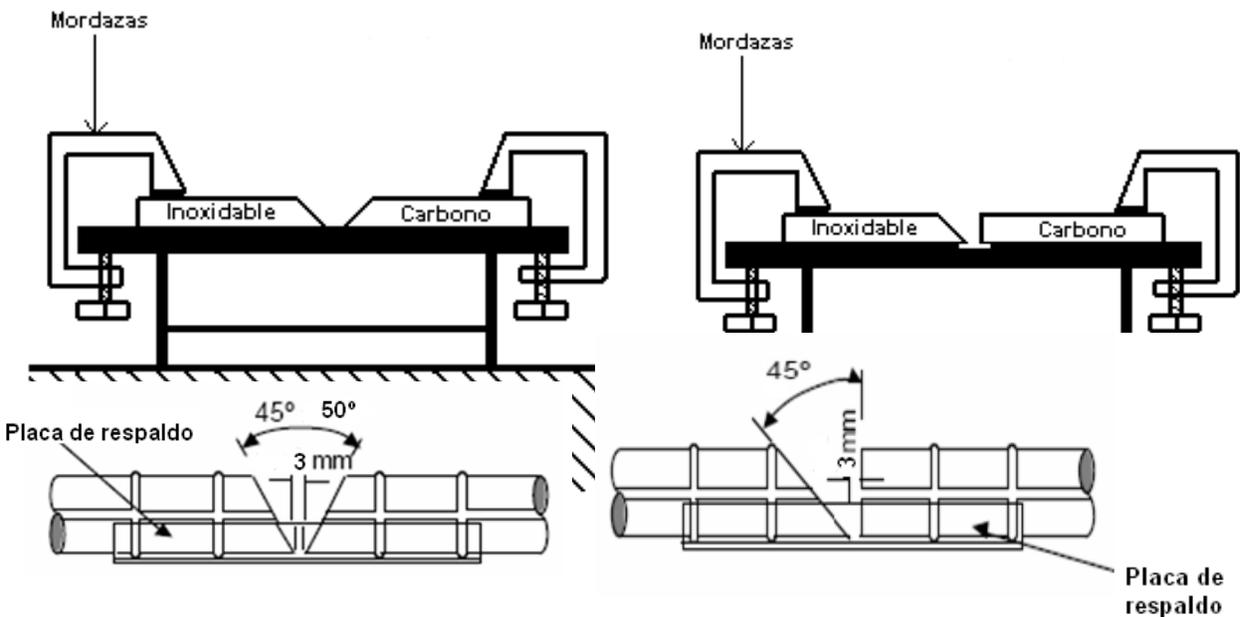


Figura 3.6 Placa de respaldo

### 3.3 Proceso de soldadura SMAW

Se efectuaron dos tipos de uniones soldadas entre estos materiales ya mencionados. Estas uniones se realizaron a tope por el proceso de soldadura por arco con electrodo revestido, habitualmente conocido con el nombre de proceso SMAW. El metal de aporte utilizado para las uniones entre las muestras de acero inoxidable y acero al carbono, fue un aporte de acero inoxidable austenítico tipo AISI 309L-16 con diámetro de 3.2 mm, los cuales fueron almacenados en un desecador (*Dry Keeper*, Figura 3.7) con el fin de evitar la humedad en ellos y así salvar de defectos la soldadura, así, las condiciones de operación de estos electrodos fueron corriente directa polaridad invertida (CD-PI).



**Figura 3.7. Desecador, (Dry Keeper Sanplatec Corp.)**

Después de soldar la unión, se dejaron enfriar al aire libre hasta llegar a temperatura ambiente. Se realizaron diez uniones soldadas de cada tipo de bisel en las mismas condiciones, para permitir la extracción de todas las probetas necesarias para caracterizar el comportamiento mecánico, físico y metalúrgico. Las condiciones y parámetros de soldadura que fueron utilizados en todas las uniones se muestran en la Tabla 3.3. La máquina para soldar que se empleó para dichas uniones fue una Eutectic Castolin, Master NT2000 AC/DC Figura 3.8.



**Figura 3.8 Máquina para soldar (Eutectic Castolin, Master NT2000 AC/DC)**



**Figura 3.9 Probetas soldadas**

**Tabla 3.3 Parámetros de soldadura durante la aportación de metal de soldadura**

Diámetro de la barra (mm)	12.7
Número de pasadas	1
Diámetro del electrodo (mm)	3.2
Voltaje (V)	22
Corriente (A) CD-PI	90-95
Velocidad de viaje (mm/min)	45
Calor de entrada (kj/mm)	2.5

### **3.4 Proceso para análisis metalográfico**

Cortar, montar, desbastar, pulir y atacar, son los procesos que involucra la preparación para el análisis de la microestructura de las muestras soldadas y sin soldar, como lo muestra el siguiente esquema.

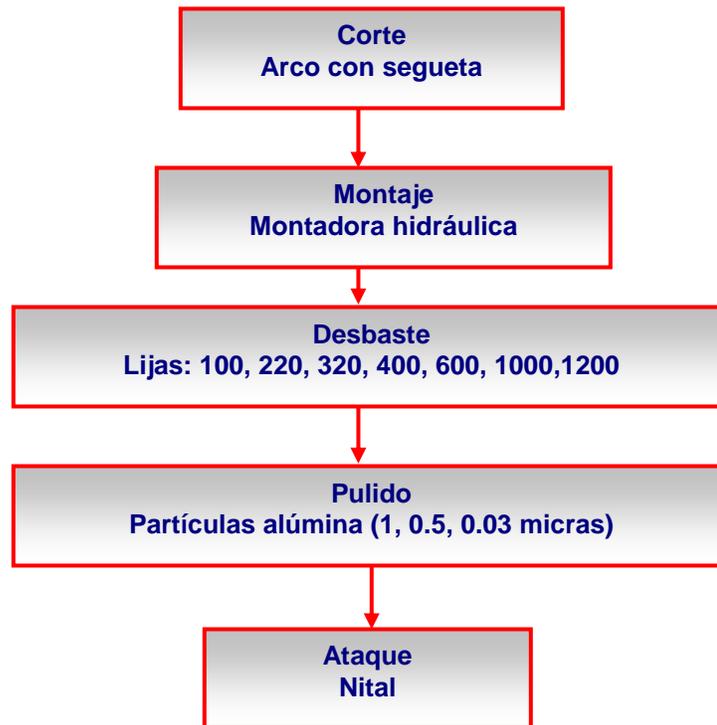


Figura 3.10 Esquema del proceso de preparación de la superficie

### 3.4.1 Corte de la muestra

Las muestras fueron cortadas manualmente con segueta, para el análisis de las muestras del material en estudio sin soldar, se cortaron tramos de material representativo (20 mm) de la sección transversal y longitudinal. Igualmente para las muestras soldadas se hizo un corte de aproximadamente 50 mm de longitud, esto para incluir toda la zona afectada por el calor y el metal base no afectado. Posteriormente, fueron cortadas en la parte central para obtener un corte transversal de la soldadura.

El corte se debe hacer con el mayor cuidado posible, buscando no producir cambios en el material como transformaciones de fase debidas a un calentamiento del material producido por la fricción. Se recomienda mantener el tamaño de las muestras dentro de ciertos límites, entre 6 y 25 mm de diámetro para redondos.

### **3.4.2 Montaje**

Con el fin de tener mayor facilidad de manipulación, las probetas se recubren con un polímero denominado baquelita en una prensa especial, en este estudio se utilizó una montadora hidráulica (marca Jean Wirtz, modelo Hidropress-M (Figura 3.11) con ayuda de calor y presión.

Se aplica una presión de 1000 Psi manteniéndola durante el tiempo de curado de la resina, se fija la temperatura requerida en el termómetro (baquelita 175°C y resina fenólica 210°C), con un tiempo de curado de entre 15 a 20 minutos, una vez transcurrido este tiempo se deja enfriar con la ayuda de un sistema de ductos de refrigeración que contiene la montadora y posteriormente se procede a desmontar la muestra Figura 3.11.



**Figura 3.11 Montadora Hidráulica, Jean Wirtz, modelo Hidropress-M**



**Figura 3.12 Muestras desmoldadas**

### 3.4.3. Desbaste

El propósito del proceso de lijado es remover irregularidades en la superficie producidas por el corte de las partes seccionadas. Se preparó la superficie que será objeto de estudio con ayuda de lijas (papel) de carburo de silicio bajo agua usando progresivamente esta numeración de 100, 220, 320, 400, 600, 1000. Este proceso se hizo en una lijadora húmeda de disco doble (marca Jean Wirtz figura 3.13). Cada vez que se cambio a un papel más fino se limpia la muestra para eliminar partículas de la lija anterior y se continúa el lijado cambiando la dirección de pulido para formar un ángulo recto en relación a la serie de rayas anterior y reemplazarlas por un sistema de rayas más fino. Al final de este proceso las muestras se lavan usando agua destilada y se secan.



Figura 3.13 Lijadora húmeda de disco doble (marca Jean Wirtz)

### 3.4.4 Pulido

Después del proceso de desbaste, la muestra se colocó sobre una pulidora de mesa con disco doble (marca Jean Wirtz modelo TG-250/2 Figura 3.14) que gira rápidamente (alrededor de 50 - 1200 RPM) y que está cubierto con un tejido adecuado impregnado (pañó) con una solución acuosa de polvo para pulir (con partículas en alúmina de 1, 0,5, 0.03 micras o polvo de diamante en tamaños de 10, 5 y 1 micrómetros). Es indispensable mantener la muestra húmeda, ya que si la alúmina llega a secarse, se incrustará en la superficie de la muestra y no se eliminará en el pulido posterior. La finalidad del acabado espejo se debe a que no difracte la luz al momento de observar en el microscopio óptico.



Figura 3.14 Pulidora de mesa de disco doble (marca Jean Wirtz modelo TG-250/2)

### 3.4.5 Ataque químico

Una vez que la probeta fue pulida hasta acabado espejo, se ataca con reactivos químicos apropiados. Estos reactivos dependen del tipo de material que se desea atacar y el tipo de fase que se desea observar. En nuestro caso, las muestras de acero al carbono fueron atacadas con un reactivo químico, como Nital, este reactivo químico es una mezcla de ácido nítrico blanco y alcohol, la composición de este reactivo se muestra en la Tabla 3.4 y para el ataque de las muestras de acero inoxidable y uniones soldadas se preparó un reactivo de ácido clorhídrico (HCl), ácido nítrico (HNO<sub>3</sub>) y agua destilada en partes iguales. (Vander Voort, 2000)

Tabla 3.4 Concentraciones de los reactivos

Reactivo	Concentración	Tipo de acero
Nital	<ul style="list-style-type: none"><li>Ácido nítrico blanco 1-5 ml.</li><li>Alcohol metílico o etílico 98% o absoluto y alcohol amílico, 100ml.</li></ul>	Acero al carbono
	<ul style="list-style-type: none"><li>Ácido clorhídrico (HCl)</li><li>Ácido nítrico HNO<sub>3</sub></li><li>Agua destilada</li></ul> En partes iguales	Acero inoxidable

### 3.4.6. Observación metalográfica

Finalmente, para este análisis se empleó el microscopio óptico metalográfico (Olympus de Platina Invertida, modelo PMG3 Figura 3.15) conectado a un analizador de imágenes (Image-Pro versión 4.5). Ambos fueron usados para el estudio de la superficie en el metal base, unión soldada y en la zona afectada por el calor, así como las fases y microestructuras presentes en nuestras muestras. Se observan a diferentes aumentos. Si el interés es observar la microestructura en forma macroscópica, se puede observar a 5X o 10X, pero si se requiere mayor detalle, se pueden usar desde 20 hasta 100X.



**Figura 3.15** Microscopio óptico (*Olympus de Platina Invertida modelo PMG3*) y analizador de imágenes (*Image-Pro versión 4.5*)

## 3.5 Pruebas de dureza

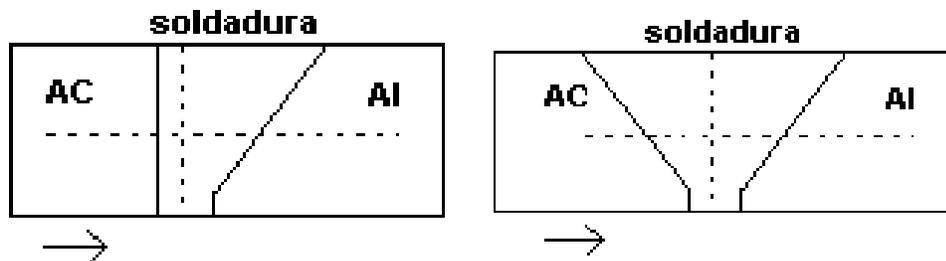
Una propiedad mecánica muy importante que se debe considerar en los materiales es la dureza, la cual se describe como la oposición que un material ofrece a ser deformado plásticamente.

Una pequeña pirámide de diamante se utiliza como indentador, el cual es forzado a penetrar la superficie del material a analizar. Las cargas aplicadas son del orden de 1 a 1000 g. La indentación realizada se observa y se mide bajo un microscopio, después esta medida se convierte en el número de dureza. Para asegurar una buena realización de la prueba, el material tuvo que desbastarse y pulirse previamente lo mejor posible. Esta prueba es esencialmente utilizada en especímenes pequeños, o en donde se desea saber la dureza en una región determinada.



**Figura 3.16 Microdurómetro Knoop Quality High modelo MMT-1**

Para la realización de esta prueba, se empleó el Microdurómetro *Quality High* modelo MMT-1 (ver Figura 3.16) el cual fue usado para medir microdurezas a lo largo de la sección transversal y longitudinal del área soldada, metal base y la zona afectada por el calor (ZAC), esto para los dos tipos de unión soldada en bisel “V” y bisel simple (BS). El modo (MHK) microdureza Knoop fue escogida para esta prueba. Esta prueba requiere de muestras con superficie totalmente plana y atacada químicamente, esto con el fin de visualizar las zonas ya mencionadas. La distribución o perfil de mediciones de dureza se muestra en la Figura 3.17, las indentaciones en las muestras se hicieron de izquierda a derecha en dirección horizontal y de la parte inferior a la superior en dirección vertical con una separación entre cada medición de 0.010”. La carga aplicada fue ajustada a 100 gf y con un tiempo de permanencia de 15 segundos. Las mediciones se hicieron siguiendo los lineamientos establecidos en la norma ASTM E384-06. ([ASTM E 38, 2006](#))



**Figura 3.17 Distribución o perfil de dureza**

### 3.6 Preparación de probetas para la prueba de tensión

Las probetas preparadas incorrectamente son frecuentemente la razón de resultados de prueba insatisfactorios o incorrectos. Esto es importante, por lo

tanto, se empleó un minucioso cuidado en la preparación de las probetas, particularmente en el maquinado.

### 3.6.1 Maquinado de probetas y mordazas

De acuerdo con la norma ASTM E 8M-04 ([ASTM E 8M, – 2004](#)), se maquinaron 24 probetas con el propósito de hacer un análisis estadístico de los resultados obtenidos en la prueba de tensión, las dimensiones de la probeta se muestran en la Figura 3.18.

Cantidad	Tipo de junta	Material
6	-	AC
6	-	AI
6	“V”	AC-AI
6	BS	AC-AI

Nota: AC acero al carbono, AI acero inoxidable

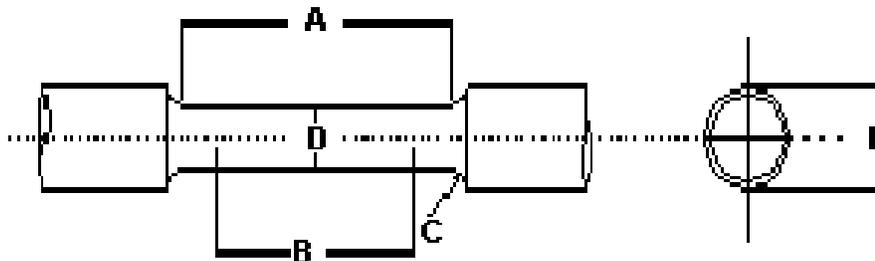


Figura 3.18 Probeta para prueba de tensión E 8M – 04 (43)

	Dimensiones, mm
	Tamaño de probeta proporcional a la estándar
	12.7
A- Longitud de la sección reducida	36.0
B- Longitud calibrada	30.0 ± 0.1
C- Radio de enlace	6.0
D- Diámetro	6.0 ± 0.1

La Figura 3.18 muestra un tamaño menor proporcional a la probeta estándar. La forma final de la probeta afuera de la longitud calibrada debe ser

convenientemente diseñada de una forma que se pueda montar en los soportes o mordazas de la máquina de prueba ya que las cargas se aplican axialmente.

La sección reducida de las probetas preparadas deberá estar libre de trabajo en frío, muescas, marcas, surcos, rebabas, superficies ásperas bordes o cualquier otra condición que pueda afectar las propiedades.

Las probetas fueron maquinadas en un torno convencional marca (NARDINI-300III Figura 3.20) con las dimensiones ya mencionadas, en la longitud de la sección final se hizo una cuerda estándar 3/8" paso 16 con el propósito de tener mayor sujeción con las mordazas de la máquina Instron como lo muestra la Figura 3.19.



a)



b)

**Figura.3.19 a) Probetas maquinadas para realizar pruebas de tensión, b) mordazas para sujetar las probetas en la máquina Instron**

Posteriormente se fabricaron dos mordazas cilíndricas las cuales fueron maquinadas en el torno, las dimensiones que se muestran en la Figura 3.21 fueron tomadas con base en las características de la máquina Instron empleada en este estudio.



**Figura 3.20 Proceso de maquinado de las probetas en un torno convencional (marca NARDINI-300III)**

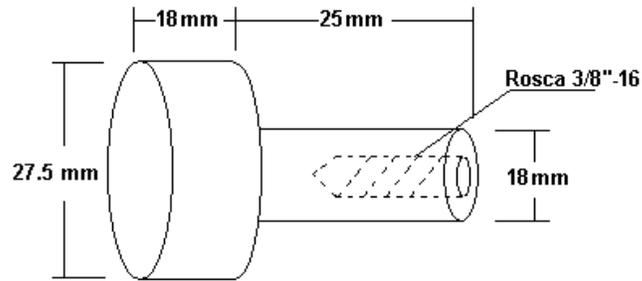


Figura 3.21 Diseño dimensional de la mordaza

## 3.7 Ensayo de tensión

La prueba de tensión proporciona información sobre la resistencia y ductilidad de materiales bajo esfuerzos de tensión uniaxial. Esta información puede ser útil en la comparación de materiales, desarrollo de aleaciones, control de calidad y diseño bajo ciertas circunstancias.

### 3.7.1 Procedimiento

Para la realización del ensayo se utilizó una máquina universal marca INSTRON FAST TRACK, modelo 8801 (ver figura 3.22) con capacidad para 10 toneladas.

Preparación de la máquina de prueba

Cuando existe un periodo prolongado de inactividad de la máquina o en arranque, ésta deberá ser calentada a temperatura de operación normal para minimizar errores que pueden resultar de condiciones transitorias.

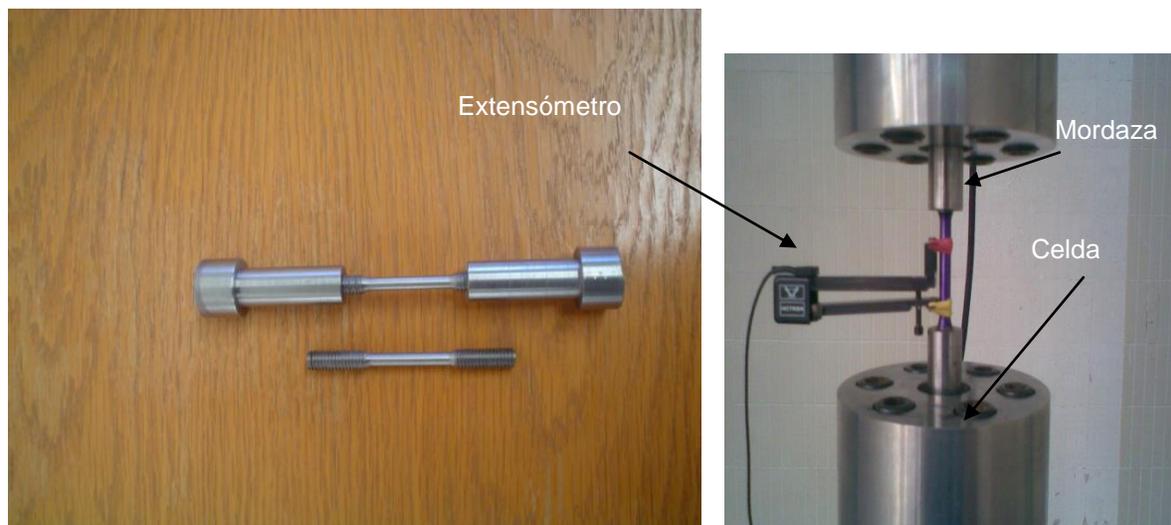


Figura 3.22 Máquina universal INSTRON FAST TRACK, modelo 8801

### Marcar la longitud calibrada de probetas

El trazado de esta longitud es muy importante para determinar la elongación, por lo que se tomaron las dimensiones de la probeta a ser ensayada. La dimensión de la sección calibrada es igual a 5 veces el diámetro. La marca calibrada se trazó ligeramente con un punzón, con la ayuda de una tinta azul impregnada en la probeta. El uso de la tinta de trazo, ayudó a localizar la marca original calibrada después de la fractura.

La sujeción de la probeta debe restringirse a la sección de la mordaza, debido a que la sujeción dentro de la sección reducida o en el radio puede afectar significativamente los resultados de prueba. Por tal motivo se realizaron cuerdas estándar en los extremos de la probeta sin afectar la sección reducida y radios.



**Figura 3.23 Sujeción de probetas**

La velocidad de prueba debe ser calculada de acuerdo con la norma ASTM E8. Cuando se presenta una prueba para determinar propiedades de resistencia, la aplicación de velocidad de carga debe ser de 1.15 y 11.5 MPa/s. Puede emplearse un extensómetro para medir la deformación. En este estudio se usó una velocidad de prueba de 7 MPa/s, de acuerdo a la sección transversal de la probeta la velocidad de carga fue de 0.10 kN/s.

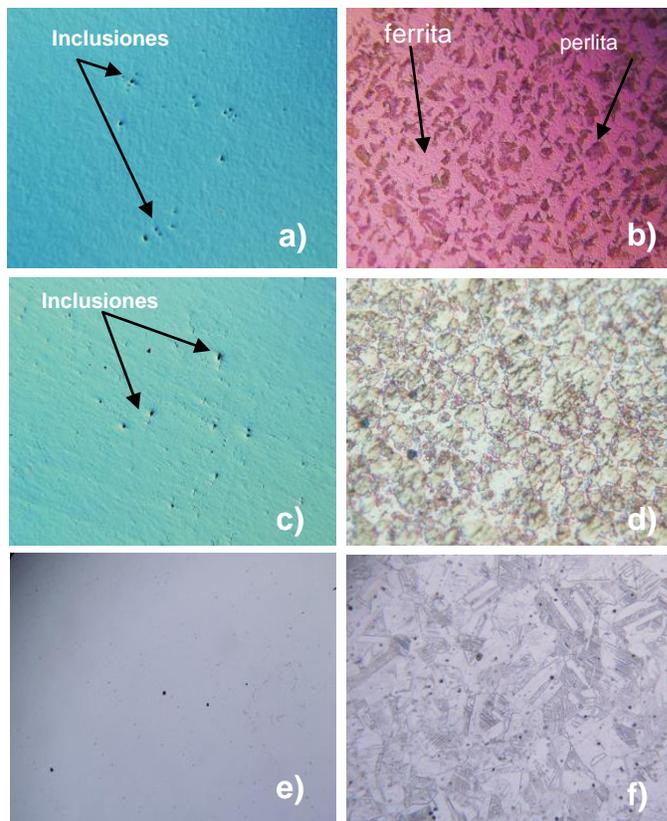
## 4 Resultados y análisis de resultados

### 4.1 Resultados metalográficos

#### 4.1.1 Observación de la superficie y microestructura de los metales base

Con la finalidad de agilizar la lectura de esta sección se presentan las imágenes del análisis.

En Figura 4.1a se observa la superficie de una muestra sin rayas de un acero al bajo carbono con corte longitudinal después de un proceso de lijado burdo y un pulido con un acabado fino, los puntos negros que se observan en la figura 4.1a y 4.1c muestran inclusiones o impurezas no metálicas.



**Figura 4.1. Imágenes de materiales base. a) superficie de acero al bajo carbono corte longitudinal amplificación 10x, b) microestructura del acero de bajo carbono corte longitudinal 50x, c) superficies de acero al bajo carbono corte transversal amplificación 10x, d) microestructura del acero de bajo**

**carbono corte transversal atacada químicamente con nital al 2%; 50x, e) superficie de la muestra de acero inoxidable después del pulido amplificación 10x, f) microestructura de acero inoxidable austenítico 304, amplificación 50x.**

La Figura 4.1b presenta la microestructura de un acero de bajo carbono cortado longitudinalmente, el cual fue atacado químicamente con reactivo nital al 2%, las características de la microestructura del metal base observadas en el microscopio óptico, revelan predominantemente granos de ferrita equiaxiales (matriz parte clara) y granos más pequeños de perlita (parte oscura).

El análisis metalográfico en la Figura 4.1f reveló una matriz completamente austenítica de grano uniforme con bordes rectos. Se muestran líneas de maclas de recocido. Las franjas horizontales corresponden a bandas de laminación.

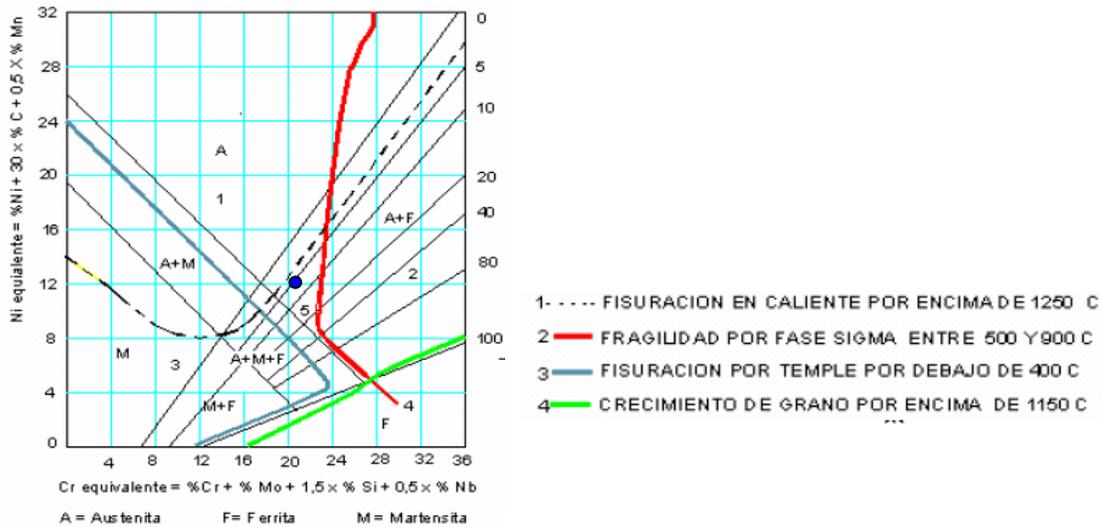
#### 4.1.2 Estructura en la zona de fusión

El diagrama de Schaeffler, Figura 4.2, permite determinar la estructura final y la cantidad de ferrita o número de ferrita (NF) del metal soldado, obtenido en la unión de aceros inoxidables diferentes o de aceros inoxidables con aceros al carbono, éste se determina conociendo la composición química en los metales base, metal de aporte y empleando las expresiones de Cr equivalente y Ni equivalente.

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5*\%Si + 0,5*\%Nb \quad (2)$$

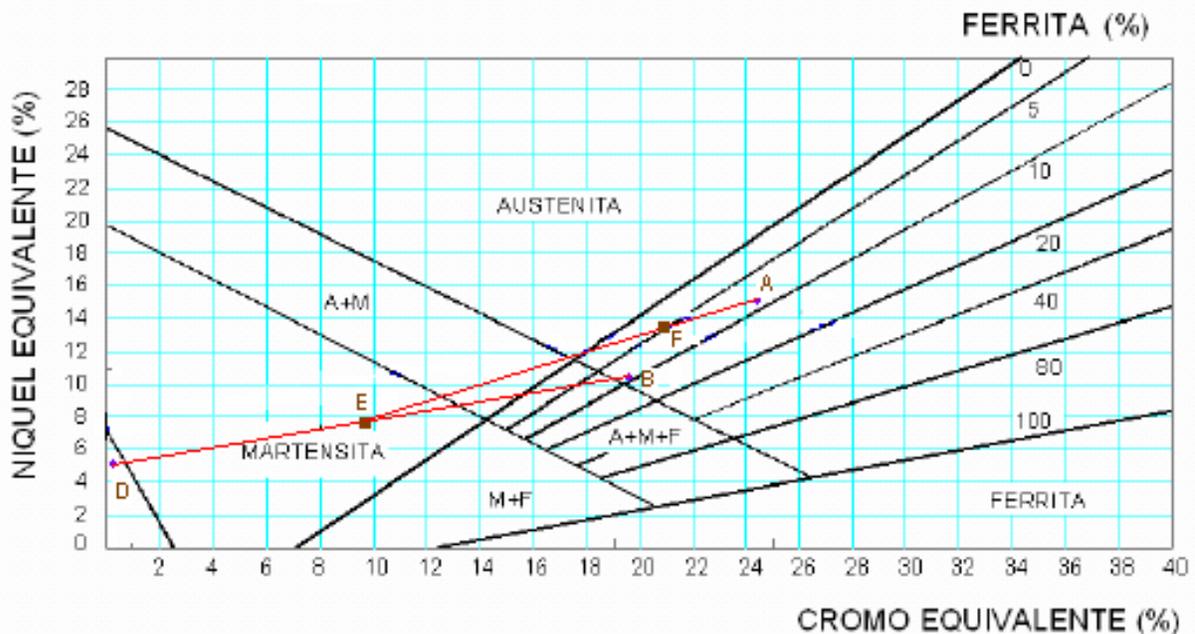
$$Ni_{eq} = \%Ni + 30*\%C + 0,5*\%Mn \quad (3)$$

Adicionalmente, este diagrama indica problemas que presentan determinadas estructuras al soldarse, dependiendo de su ubicación en el diagrama, estos defectos pueden evitarse al seleccionar adecuadamente el metal de aporte y el proceso de soldadura. El punto azul marcado en la Figura 4.2 señala la estructura final y número de ferrita. En la Figura 4.3 se muestra el punto de ubicación expresado con letras mayúsculas para cada metal base y metal de aporte con base al cálculo de cromo equivalente y níquel equivalente de los materiales empleados en este proyecto.



**Figura 4.2 Diagrama de Schaeffler**

En el caso de los aceros al carbono debe considerarse un 50% de decarburización al soldar por lo que en la fórmula del níquel equivalente debe reemplazarse el coeficiente correspondiente al carbono por el valor 15 x% C. de esta manera tenemos que para el acero ASTM A615, el cromo equivalente es igual a 0.36 % y el níquel equivalente igual 4.91%, punto D.



**Figura 4.3 Diagrama de Schaeffler, unión entre un acero inoxidable austenítico AISI 304 y un acero al carbono ASTM A615 con metal de aporte austenítico E309L**

En el caso del metal base AISI 304 el cromo equivalente es de 19.53% y de níquel equivalente de 10.31% punto B, para el metal de aporte tipo E309L, el cromo equivalente es de 24.5% y el níquel equivalente de 14.9% punto A, suponemos que ambos metales base (ASTM A615 y AISI 304) participan por igual en la soldadura y que la dilución es de 30%, de acuerdo con el proceso empleado. La Tabla 4.1 muestra el porcentaje de dilución de algunos procesos. El punto E es el resultante de ambos metales base y corresponden al punto medio del segmento DB y el punto F es el resultante de aplicar el 30% de dilución al segmento AE (se obtiene al aplicar el 30% al segmento AE, medido desde A, o el 70%, al mismo segmento, medido desde E, tal como se muestra en la Figura 4.3). Por lo tanto, la estructura resultante en el cordón de soldadura (zona de fusión) será austenita y ferrita. El contenido de ferrita es 5% y el número de ferrita es 5NF, de tal manera que la unión soldada no tiene riesgo de fisuras.

**Tabla 4.1 Porcentaje de dilución en uniones soldadas**

<b>PORCENTAJES DE DILUCIÓN POR PROCESO</b>		
<b>Proceso</b>	<b>Gas de protección (%)</b>	<b>Dilución %</b>
<b>SMAW</b>	<b>Ninguno</b>	<b>30</b>
GMAW	Ar:81+He:18+CO <sub>2</sub> :1	36.5
GMAW	Ar:98+O <sub>2</sub> :2	42.8
GMAW	Ar:43+He:55+CO <sub>2</sub> :2	43.7
GMAW	Ar:98+CO <sub>2</sub> :2	39.7
GMAW	Ar:100	39.7
GMAW	Ar:98+O <sub>2</sub> :2	44.1
GTAW	Ar:95+He:5	43.6

La Tabla 4.2 muestra el cálculo del Cr equivalente, Ni equivalente, la relación Cr/Ni equivalente y el porcentaje de ferrita para cada uno de los metales base y el metal de aporte utilizado en el estudio, con base en las ecuaciones empíricas que presentan varios autores.

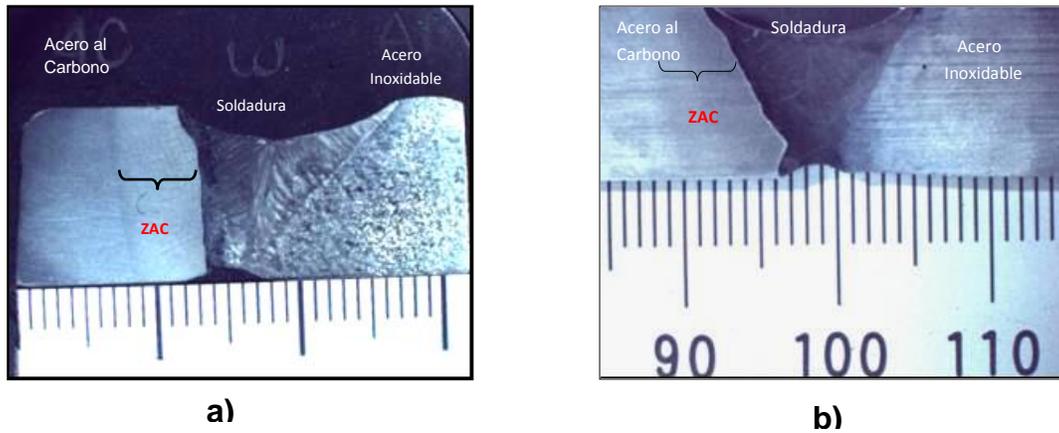
**Tabla 4.2 Valores de Cr equivalente, Ni equivalente y % de ferrita según el diagrama de Schaeffler**

<b>Cr equivalente, Ni equivalente y % de ferrita</b>					
<b>Materiales</b>	<b>Autores ref.</b>	<b>Cr<sub>eq</sub></b>	<b>Ni<sub>eq</sub></b>	<b>Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub></b>	<b>% ferrita</b>
309L	9,28,30	24.5	14.9	1.644	
304	9,28,30	19.535	10.31	1.895	
A678	9,28,30	0.365	4.91	0.074	5
309L	24-1	24.5	16.7	1.467	
304	24-1	19.535	13.31	1.468	
A678	24-1	0.365	5.66	0.064	0
309L	24-4	24.5	14.9	1.644	
304	24-4	19.585	10.31	1.900	
1117	24-4	0.3678	4.91	0.075	5
309L	23	24.5925	15.522	1.584	
304	23	19.758	11.549	1.711	
1117	23	0.3766	4.1018	0.092	4

## 4.2 Uniones de soldada

El examen visual de las probetas soldadas que fueron atacadas con nital 2%, muestra dos zonas diferentes en la probeta soldada, se observa la distancia de la zona afectada por el calor y la dirección preferencial de crecimiento de los granos, en la zona de fusión. Estas zonas se producen por el efecto de la temperatura alcanzada, la cual funde el metal y produce un calentamiento en sitios adyacentes en la zona de fusión lo que provoca cambios microestructurales en estado sólido, por lo que ya no tendrán la estructura original del material base y por lo tanto se considera este cambio estructural como un efecto indeseable del ciclo térmico del proceso de soldadura, éste efecto es más notable en el acero al carbono. Debido a que el proceso de soldadura ocurre en tiempos muy cortos y con una variación de temperaturas extremas que van desde la fusión hasta aquellas que no afectan la estructura del metal base, como consecuencia de esto se originan velocidades de enfriamiento variables y muy rápidas dentro de cada zona.

Las características de estas zonas afectadas dependen del contenido de carbono de las barras soldadas, del proceso de soldadura y procedimiento utilizado.



**Figura 4.4. Macrografías de la unión soldada entre un acero al carbono y un acero inoxidable con ambos tipos de juntas. a) bisel simple “BS”, b) bisel en “V”**

Las Figuras 4.4a y 4.4b muestran las probetas cortadas en sección transversal después de haber sido soldadas entre un acero al carbono y un acero inoxidable empleando el tipo de bisel simple “BS” y en “V”. Las macrografías se obtuvieron con un microscopio estereoscópico con el objeto de mostrar la zona de fusión y zona afectada por el calor de la probeta, después del proceso de soldadura, empleado en esta investigación.

La zona de fusión muestra una estructura no homogénea, ésta contiene una mezcla de estructuras de solidificación de ferrita y austenita en varios grados debido a una mezcla incompleta de los metales fundidos de ambos lados, durante la solidificación. Granos columnares crecen hacia el centro del depósito, en contra del gradiente del flujo de calor, aunque una región equiaxial generalmente está presente a lo largo de la línea de soldadura.

### **4.2.1 Calor de entrada (*heat input*)**

Actualmente la mayoría de los procesos de soldadura se llevan a cabo mediante la aplicación de calor a las piezas a unir. El calor a menudo es de suficiente intensidad y cantidad como para producir la fusión de los materiales a unir.

El calor entrante es una medida relativa de la energía transferida por unidad de longitud de la soldadura (**Scott Funderburk, 1999**). El calor entrante típicamente se calcula por el cociente de energía (voltaje x corriente) y una velocidad del origen de calor (el arco) como sigue:

$$H = \frac{I * V * 60}{v}$$

H = Calor de entrada (kJ/in ó kJ/mm)

V = Voltaje (V)

I = Corriente (A)

v = Velocidad de avance (in/min ó mm/min)

El proceso de soldadura por arco eléctrico (SMAW) genera una gran cantidad de calor para fundir el electrodo. Este calor induce transformaciones y cambios en la microestructura del material como se comentó en la sección anterior. La modificación de la estructura conlleva a la variación de las propiedades del material. En este proceso de soldadura, la energía se transfiere del electrodo de aporte al metal base por un arco eléctrico. Cuando inicia el arco, tanto el metal base como el metal de aporte se funden para crear la soldadura. Esta fusión es posible por la cantidad de energía (energía transferida por unidad de tiempo) y la intensidad de energía que suministra el electrodo.

La distribución del calor aportado es un factor importante que determina los defectos de la forma del depósito (cordón), tamaño de la zona afectada por el calor y la formación química de la parte soldada.

A continuación, en la Tabla 4.3 se presentan los parámetros más importantes del proceso de soldadura (SMAW), el cual incluye el calor entrante (*heat input*), sin considerar la temperatura en el proceso.

**Tabla 4.3 Parámetros de soldadura con el proceso SMAW**

<b>Parámetros del proceso de soldadura (SMAW)</b>				
<b>I (amps)</b>	<b>V (volts)</b>	<b>v (mm/min)</b>	<b>n</b>	<b>H (kj/mm)</b>
95	22	60	0.75	2.09
95	22	60	0.75	1.5675

n= eficiencia térmica del proceso

### 4.3 Zonas microestructurales

Desde el punto de vista estructural, se distinguen tres zonas características de la probeta soldada, tales como la zona de fusión, metal base no afectado y la zona afectada térmicamente (ZAC).

### **4.3.1 Microestructuras de uniones soldadas con bisel simple “bs”**

Durante el proceso de soldadura existen transformaciones en fase sólida que sufre el metal base y el metal fundido durante el calentamiento, debido al ciclo térmico del proceso de soldadura.

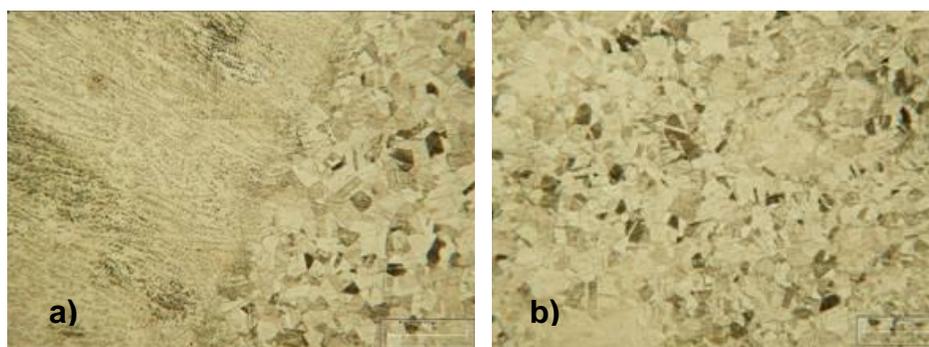
#### **4.3.1.1 Microestructuras en el lado del acero inoxidable**

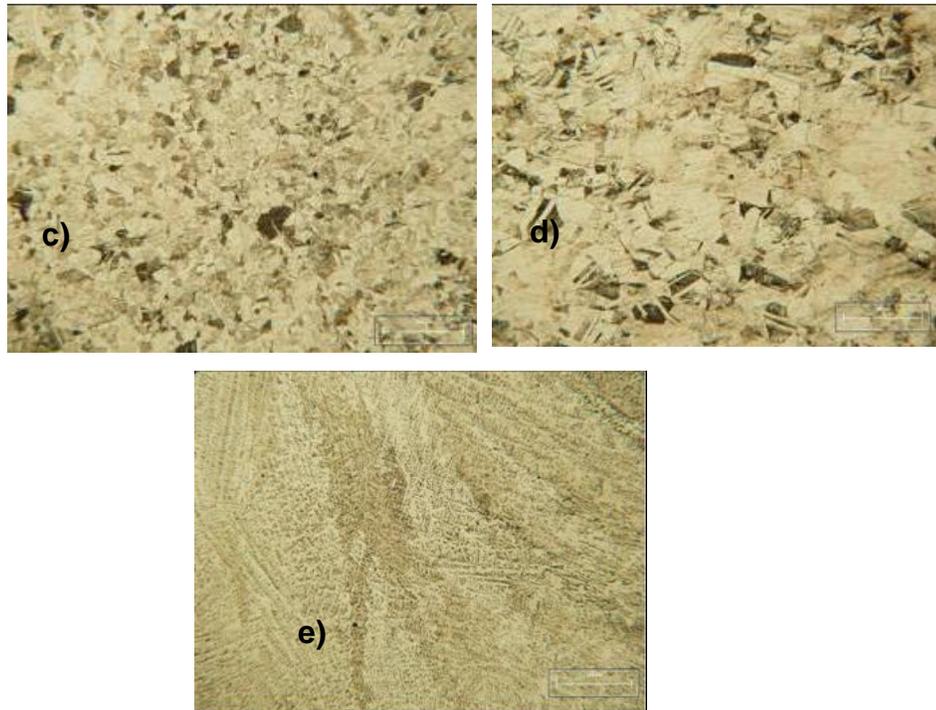
La inspección visual de las micrografías no reveló la presencia de grietas. Tampoco se observan precipitados en carburos de cromo en el material base, esto es poco probable por su bajo contenido de carbono y al corto tiempo en que se mantiene a las temperaturas críticas de sensibilización.

En la Figura 4.5 se observa una matriz austenítica, de grano uniforme con bordes rectos. En la zona de fusión o soldadura solidificada se puede ver que la microestructura es una dendrita primaria.

En general, la dendrita tiende a seguir la dirección del gradiente de temperatura máxima durante el proceso de solidificación, y por eso crece en una dirección perpendicular de la interfase como se observa en la Figuras 4.5a y 4.5e. La estructura austenítica del material base, no se ve afectada por las altas temperaturas que se alcanzan en la ZAC.

Cuando se completa la solidificación, la microestructura consiste de dendritas de ferrita primaria con una capa interdendrítica de austenita. La cantidad de austenita que ésta presenta, depende de las condiciones de solidificación y del valor  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ . Cuando incrementa la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , la cantidad de austenita decrece hasta que la solidificación es totalmente ferrita. Algunos valores de la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  se mostraron anteriormente en la Tabla 4.2.



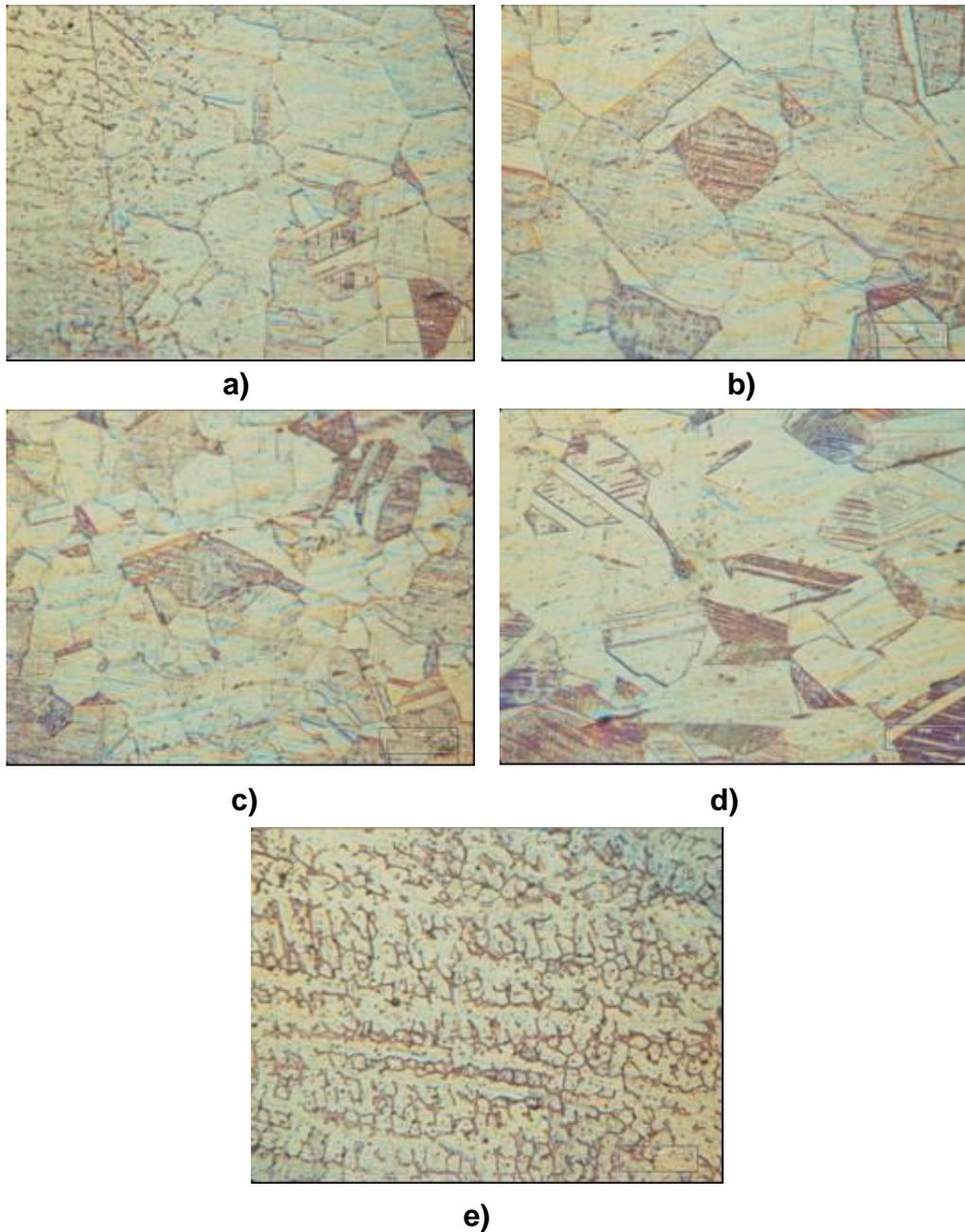


**Figura 4.5 Microestructuras de la unión soldada entre un acero de bajo carbono y un acero inoxidable austenítico con tipo de junta en bisel simple “BS” amplificación 10x, a) interfase de la unión soldada, b) zona de grano grueso, c) zona de recristalización, d) zona no afectada, e) zona de fusión**

Ares et. al. comenta que cuando la fracción  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  es de 1,48 - 1,95 permite formar al final del proceso ferrita y austenita. La solidificación se inicia a partir de la formación de ferrita como fase primaria. En el enfriamiento, con la evolución de la solidificación, el líquido remanente está enriquecido con elementos estabilizadores de austenita. Tal fenómeno lleva a este líquido a transformarse en austenita. Así, en la microestructura final (Figura 4.6e), la fase primaria  $\delta$  permanece en el núcleo de los ramos dendríticos, con forma vermicular, envuelta por la austenita. Además de eso, se observa que la ferrita remanente de la transformación se torna más rica en cromo y más pobre de níquel, comparado con los valores antes de la transformación. (Ares y colaboradores, 2005)

La naturaleza de la zona afectada por el calor en los aceros inoxidables depende de la composición y microestructura del metal base.

Una de las reacciones metalúrgicas que ocurren en el acero inoxidable austenítico es el crecimiento de grano y recristalización en la ZAC, esto cuando el calor aportado en la soldadura es extremadamente alto. Se observa en la figura 4.6 un crecimiento de grano, debido al calor de entrada moderado (2.03 KJ/mm) que se presentó en el proceso de soldadura. La recristalización en la ZAC se presenta con mayor claridad cuando los metales base se trabajan en frío previamente.



**Figura 4.6 Microestructuras de la unión soldada entre un acero de bajo carbono y un acero inoxidable austenítico con el tipo de bisel simple “BS”, amplificación 50x, a) interfase de la unión soldada, b) zona de grano grueso, c) zona de recristalización, d) zona no afectada, e) zona de fusión**

### 4.3.1.2 Microestructuras en el lado del acero al carbono

Haciendo el análisis del acero al carbono con la estructura ferrita y perlita, su microestructura no se altera si la temperatura máxima de calentamiento no pasa del punto  $A_1$  (temperatura  $\approx$  a  $723^\circ\text{C}$ ), esta microestructura corresponde a la Figura 4.7d.

Cuando la temperatura máxima está entre  $A_1$  y  $A_3$ , la perlita se transforma en austenita con un menor contenido de carbono a medida que la temperatura alcanzada sea mayor. Esta región se conoce como zona parcialmente transformada como se observa en la Figura 4.7c.

Cuando se alcanza la temperatura  $A_3$ , la transformación a austenita es total (Figura 4.7b) y todo calentamiento adicional ya no implica un cambio estructural, sino, sólo un crecimiento del grano austenítico (Figura 4.7a). Es necesario mencionar que la aparición de una zona de grano fino y otra zona de grano grueso, se debe al crecimiento del grano de la austenita que se llevó a cabo durante el calentamiento. Los granos gruesos son más flexibles y tienden a ser más dúctiles que los granos finos.

Las Figuras 4.7 y 4.9 muestran una diferencia en tamaño de grano. El efecto del calentamiento tiene influencias inmediatas durante el ciclo térmico del proceso de soldadura, ésta aumenta el tamaño de grano de la zona afectada por el calor y también de la zona fundida. La temperatura no es el único factor que influye en el aumento del tamaño de grano, también influye el tiempo. Las microestructuras implican granos grandes envueltos en granos más pequeños, Figura 4.7a y 4.9b.

Los granos crecen durante el calentamiento y no disminuyen de tamaño durante el enfriamiento.

El ancho en la zona de austenización está en función del gradiente de temperatura, que a su vez depende del aporte térmico (función de la intensidad de corriente, voltaje y velocidad de avance de la soldadura) y de la temperatura inicial de la pieza o temperatura de precalentamiento. El tamaño de grano austenítico disminuye claramente con la distancia desde el límite de fusión. Es necesario distinguir esto como la zona de grano fino por lo que las propiedades mecánicas tienden a ser diferentes.



**Figura 4.7. Microestructuras de la unión soldada entre un acero de bajo carbono y un acero inoxidable austenítico con tipo de junta de bisel simple “BS”, amplificación 50, a) zona de grano grueso b) zona de recrystalización o grano fino, c) zona parcialmente transformada, d) zona no afectada e) interfase de la unión**

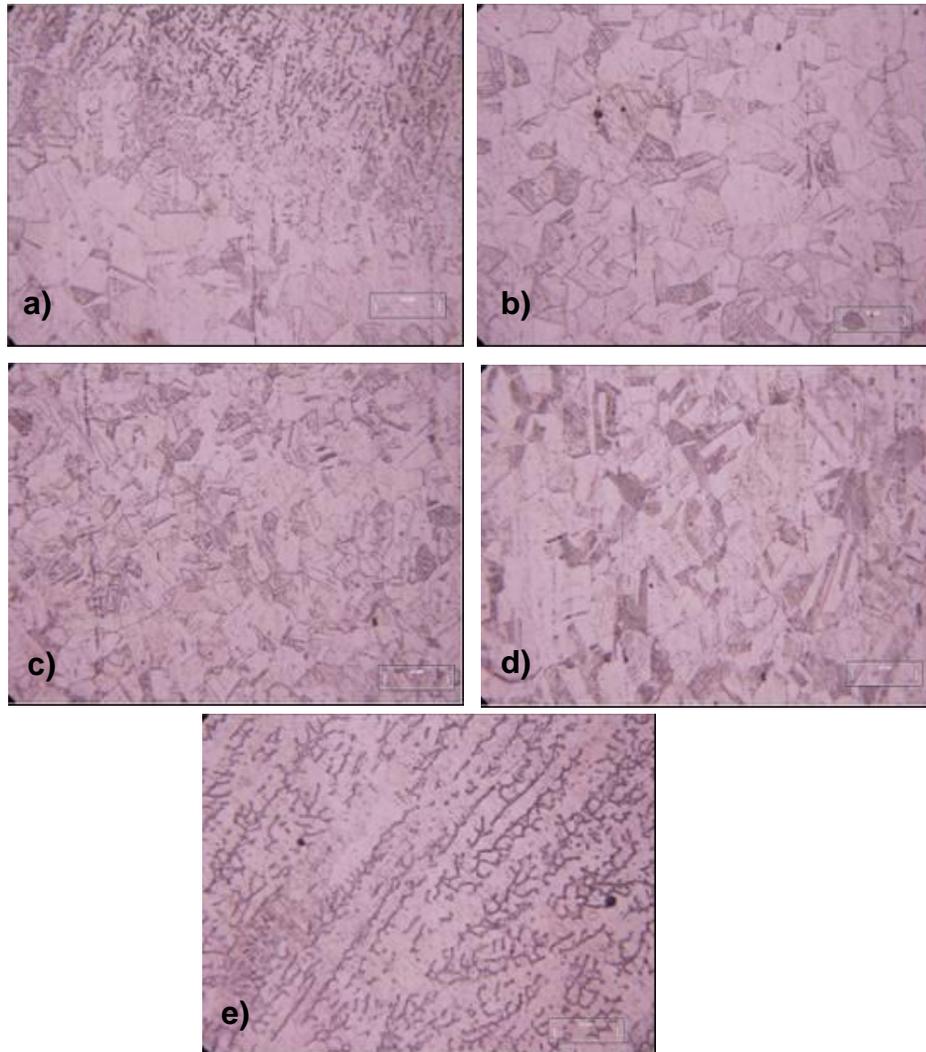
La austenita que se forma tiene una concentración de carbono relativamente más alta, debido al aumento en la solubilidad de carbono en la austenita ( $\gamma$ ) con la disminución de temperatura.

La parte que no se transforma dentro de la austenita alcanza a ser revenida. Cuando el pico de temperatura llega a ser menor de la temperatura  $A_1$ , el efecto sólo del calor de entrada es revenir la microestructura, el grado de revenido disminuye con la distancia del límite de fusión.

## **4.3.2 Microestructuras de uniones soldadas con bisel en “v” simple**

### **4.3.2.1 Microestructuras en el lado del acero inoxidable**

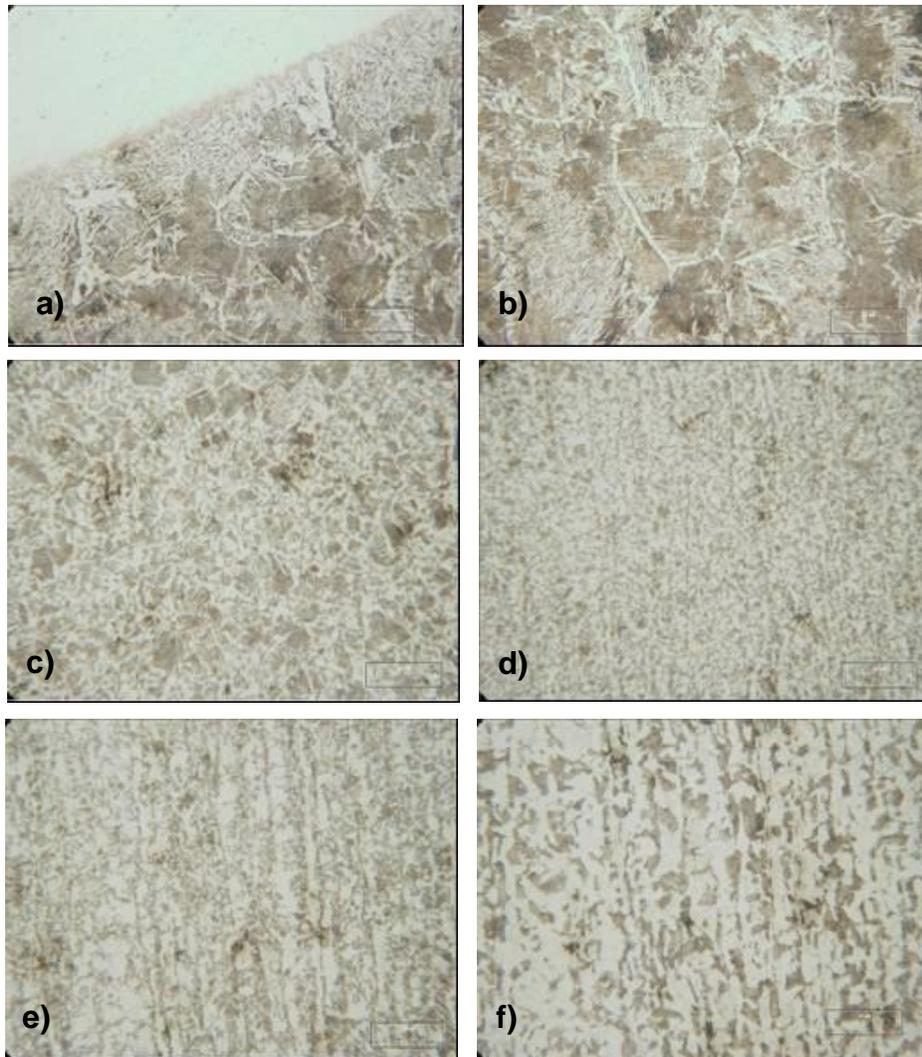
Uno de los efectos metalúrgicos comunes que se da en los metales y aleaciones es el crecimiento de grano. Cuando se calientan, se espera un crecimiento de grano. La velocidad de crecimiento aumenta con la temperatura y la duración de tiempo a esa temperatura. El proceso involucra granos más grandes envueltos en granos pequeños. Los granos gruesos son más débiles y tienden a ser más maleables que los granos finos. Cuanto más tiempo el metal se mantiene a la temperatura alta, por encima de  $A_3$ , más grande es el tamaño grano. La solubilidad del carbono en los aceros inoxidables austeníticos, disminuye rápidamente con la disminución de la temperatura, los carburos de cromo pueden precipitarse si estas aleaciones se enfrían lentamente. Por ejemplo, si el tipo de aleación 304 (19% Cr - Ni 9%) se mantiene a temperaturas de 450 a 850°C (temperaturas de sensibilización) durante tiempos largos y enfriado muy lentamente a temperatura ambiente, es posible que los carburos de cromo precipiten en los límites de grano.



**Figura 4.8. Microestructuras de la unión soldada entre un acero de bajo carbono y un acero inoxidable austenítico con tipo de junta de bisel en “V”, amplificación 50x, a) interfaz de la unión soldada, b) zona de grano grueso, c) zona de recrystalización, d) zona del metal base no afectado, e) zona de fusión**

#### **4.3.2.2 Microestructuras en el lado del acero al carbono**

En el proceso de soldadura se producen transformaciones de estado sólido en la zona de fusión y en la zona afectada por el calor. Frecuentemente estas transformaciones en un acero al carbono tienen lugar durante el enfriamiento continuo que se produce en el intervalo de temperaturas desde la zona de fusión hasta la temperatura ambiente.



**Figura 4.9. Microestructuras de la unión soldada entre un acero de bajo carbono y un acero inoxidable austenítico con tipo de junta de bisel en “V”, amplificación 50x, a) interfaz de la unión soldada, b) zona de grano grueso c) combinación de granos, d) zona de recrystalización, e) zona parcialmente transformada, f) zona del metal base no afectado**

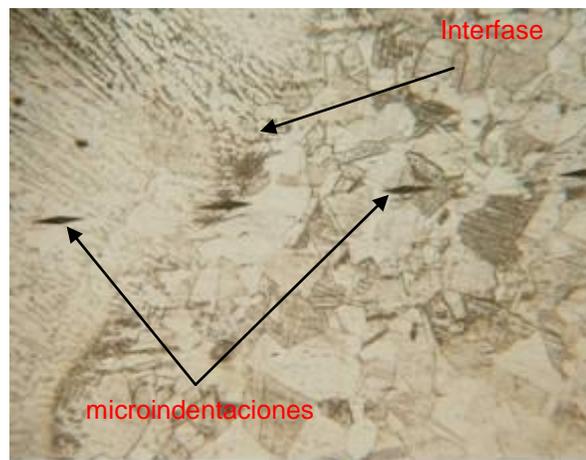
En la ZAC de grano fino, Figura 4.9d, la transformación de la austenita a ferrita y perlita ocurre por nucleación y crecimiento, resultando una estructura final más fina respecto a la del metal base.

En la región de grano grueso, Figura 4.9b, la ferrita proeutectoide nuclea en las juntas del grano austenítico y forma también agujas dirigidas hacia el interior de los granos grandes existentes. Por lo tanto, las propiedades mecánicas de la ZAC, varían con respecto al acero base y se notará un cambio en la dureza y resistencia a la tensión.

## 4.4 Resultados de dureza

La dureza se define como la resistencia al rayado o penetración de un material, así como una medida cualitativa de su resistencia.

Para determinar el perfil de dureza, se hizo una extensa medición de microdureza Knoop a lo largo de toda la línea central de la probeta soldada de sección transversal para los dos tipos de juntas, cubriendo las principales zonas de interés (zona metal base no afectada, zona afectada por el calor y zona de fusión), también se hicieron mediciones en la zona de fusión en dirección vertical. Las microindentaciones en la interfase entre la soldadura y el acero inoxidable se muestran en la Figura 4.10.



**Figura 4.10 Microindentación para ensayo de dureza Knoop**

Los resultados de microdureza exhiben una diferencia en cada zona particular de la unión soldada entre un acero al carbono (AC) y un acero inoxidable (AI). El valor promedio de microdureza para cada una de las zonas tal como la zona no afectada por el calor (ZMB), zona de recristalización o zona de grano fino (ZRC), zona de grano grueso o crecimiento de grano (ZCG) y la soldadura (SOL), se muestran en las siguientes figuras.

La gráfica (Figura 4.11) presenta una diferencia muy pequeña en el valor de dureza en la zona de soldadura y en la zona afectada por el calor (ZAC), en el lado del acero inoxidable se observa también una disminución en la dureza desde la zona no afectada ZMB de 276 HK a la ZCG con 211 HK.

En el lado del acero al carbono la diferencia de durezas entre la ZAC y la soldadura son más pronunciadas, este aumento se debe a los cambios microestructurales que se producen por los ciclos térmicos del proceso y por el contenido de carbono.

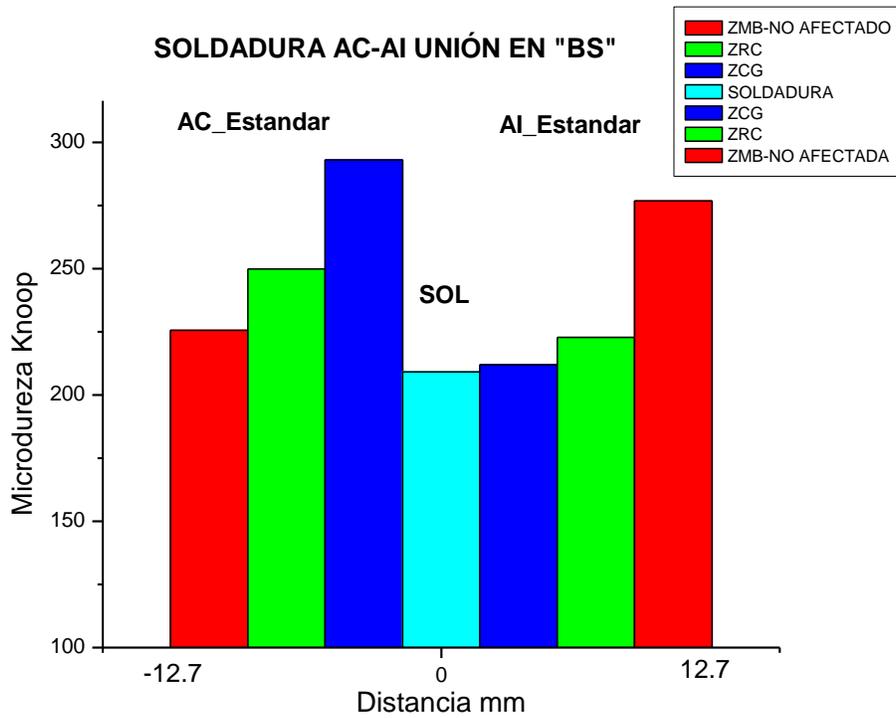


Figura 4.11 Ensayo de microdureza Knoop de acero al carbono y acero inoxidable para la unión con bisel tipo “BS” en cada zona del material

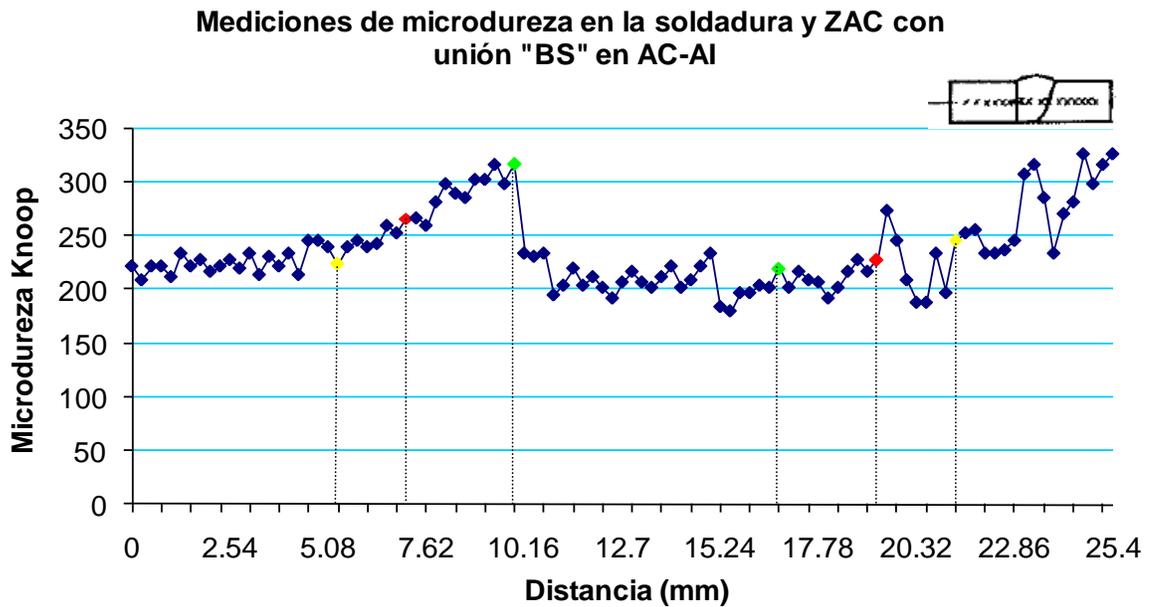
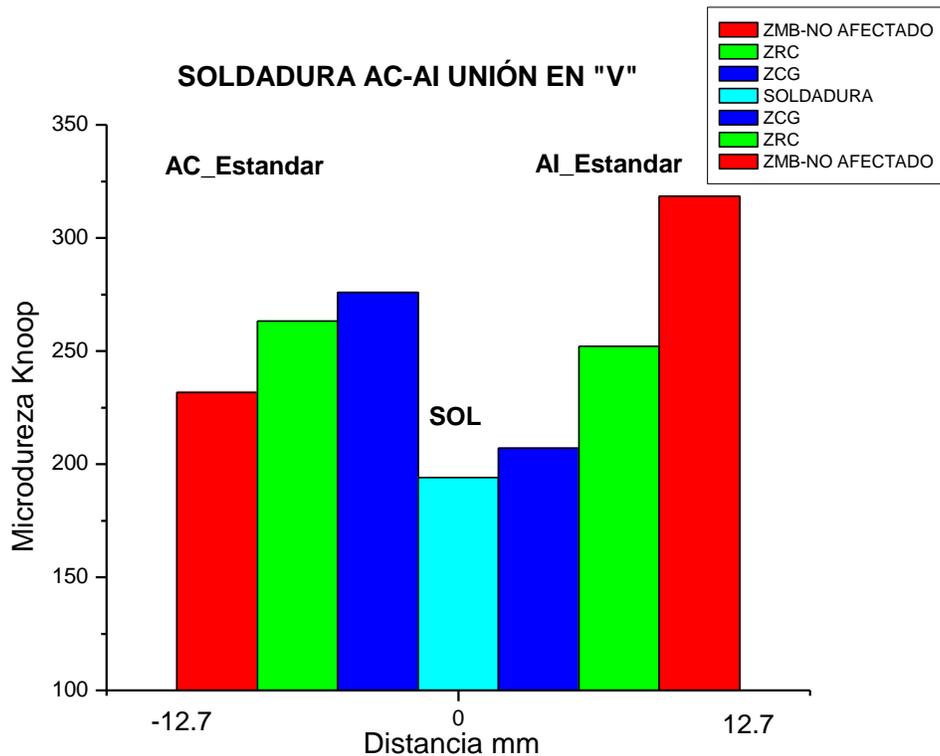


Figura 4.12 Gráfica de microdureza Knoop de la ZAC y soldadura para unión con bisel simple “BS”

Para estas uniones de aleaciones metálicas diferentes, se tiene una buena unión, ya que las áreas de SOL, ZAC y ZMB tienen una buena conductividad térmica durante el ciclo térmico.

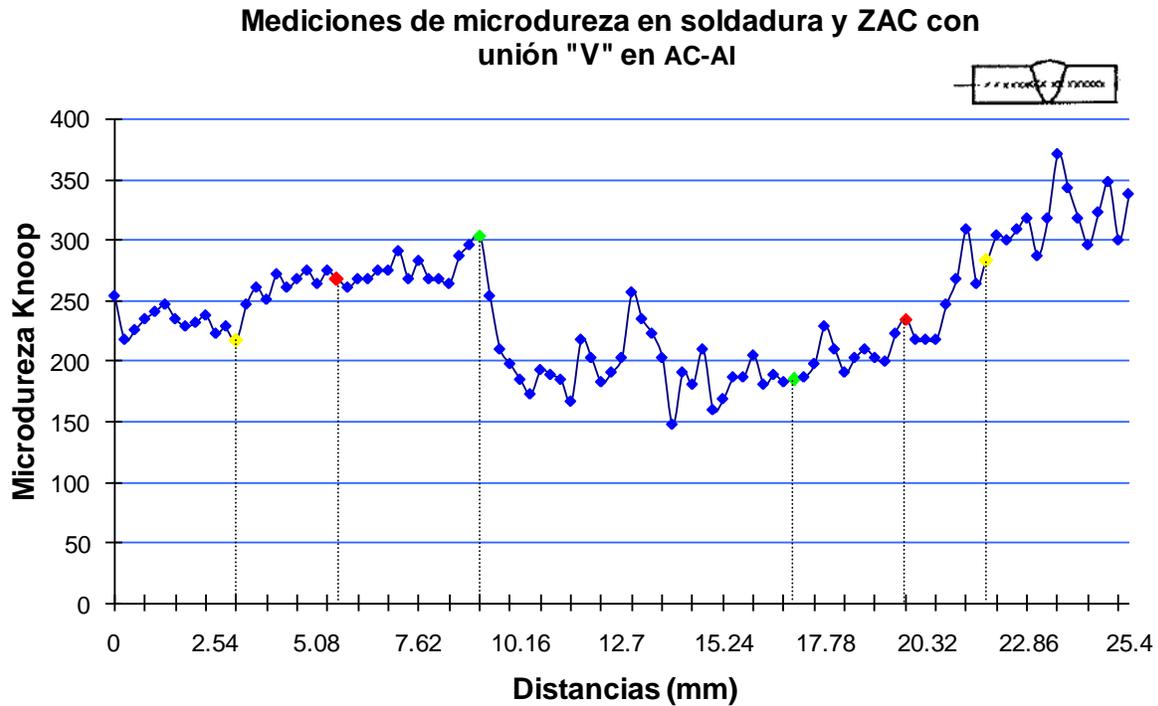
Las distribuciones de microdureza están representadas gráficamente en las Figuras 4.12 y 4.14, muestran un perfil completo de dureza para cada una en las zonas de interés, las líneas punteadas representan la división de cada zona y también permite conocer la distancia en milímetros para cada región. Los valores de dureza superior se registran en la ZAC del acero al carbono y en la zona no afectada (MB) del acero inoxidable, estos valores están alrededor de 300 a 325 HK.



**Figura 4.13 Ensayo de microdureza Knoop de acero al carbono y acero inoxidable para la unión tipo "V" en cada zona del material**

Los valores de dureza a través de la unión en "V" del lado completamente austenítico cerca al límite de fusión en la Figura 4.13, cambió muy poco, porque la estructura de la fase del acero AISI 304 no sufrió transformación, por las fluctuaciones de temperatura que ocurren durante el proceso de soldadura, debido al bajo contenido carbono del acero 304 y, por tanto, tienen baja templabilidad (facilidad con la que un acero puede aumentar su dureza) rara vez aumentan su dureza en el proceso de soldadura.

Por el contrario, en el lado del acero al carbono cerca del límite de fusión, mostró mucho mayor dureza que refleja el hecho de que había sufrido una transformación durante el proceso de soldadura.



**Figura 4.14 Gráfica de microdureza Knoop en la ZAC y soldadura para unión con bisel en "V"**

En la Figura 4.15 se muestra una gráfica comparativa con los dos tipos de unión en "V" y "BS", se observa un comportamiento muy parecido.

La gráfica en la Figura 4.15, presenta los valores de microdureza en la zona de soldadura, tales mediciones se hicieron tomando una línea transversal en el centro de la zona de fusión. Los valores de dureza Knoop que presenta esta gráfica son muy parecidos a los que se hicieron longitudinalmente, estos se encuentran en el intervalo de 150 a 250 HK.

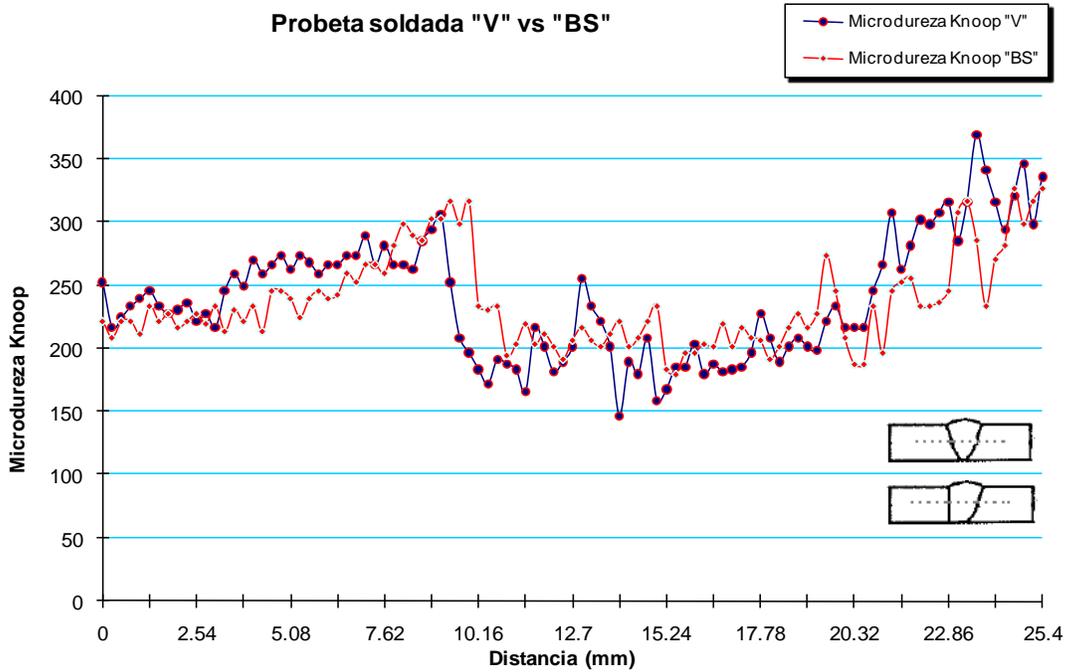


Figura 4.15 Gráfica de comparación de microdureza Knoop de la ZAC y soldadura, de la unión con bisel en "V" y bisel simple "BS"

**Medición en la parte transversal de la soldadura con el tipo de unión en "V" vs "BS"**

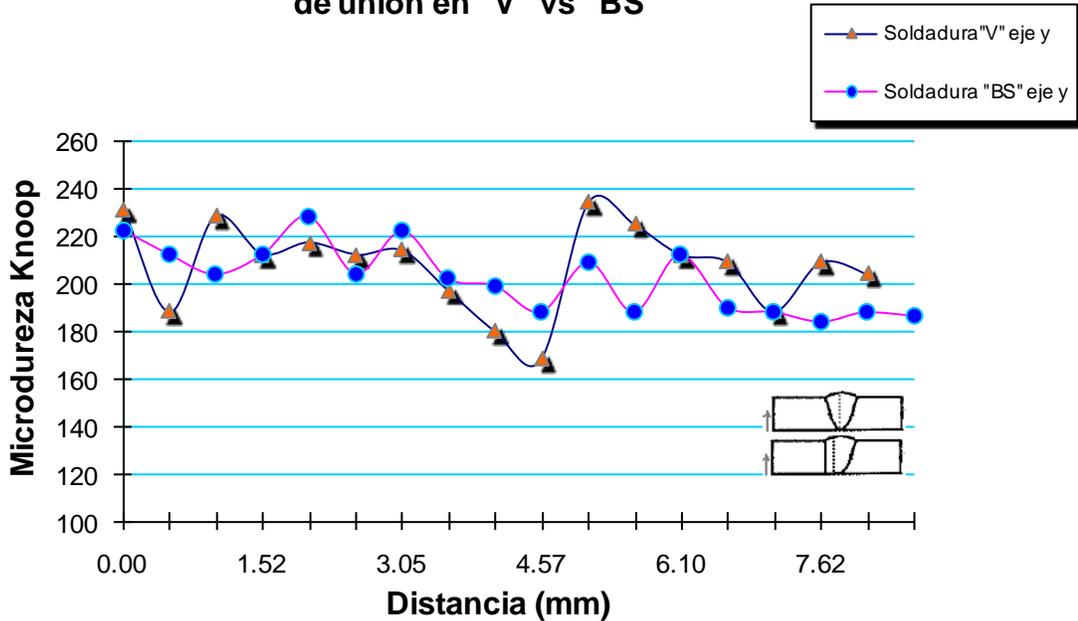


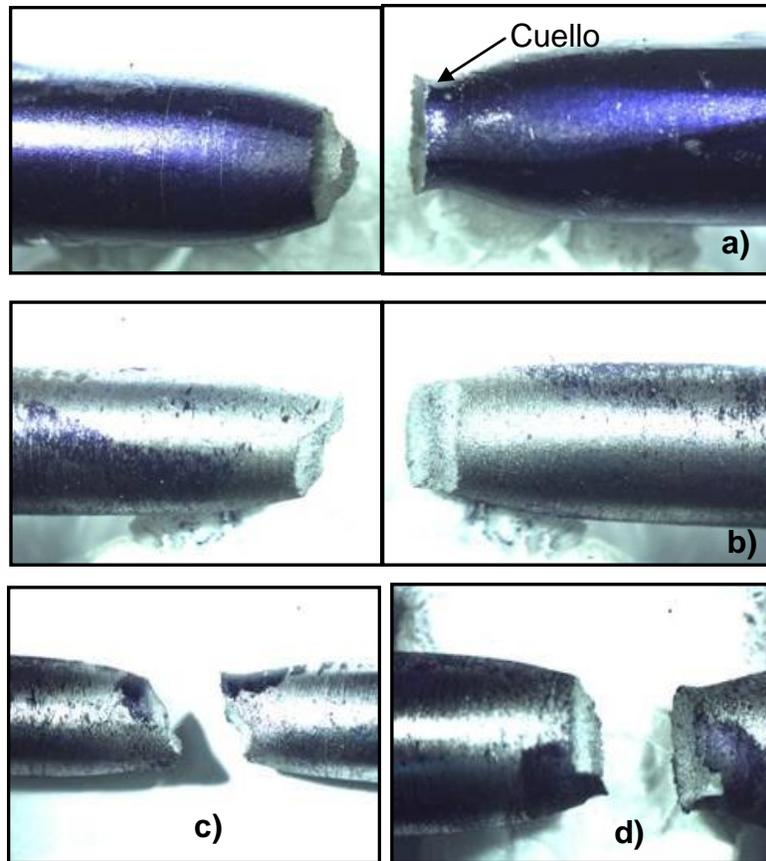
Figura 4.16 Gráfica de comparación de microdureza Knoop parte transversal en la soldadura, de la unión con bisel en "V" y bisel simple "BS"

## 4.5 Resultados en pruebas de tensión

Después de la prueba de dureza, la prueba de tensión es la realizada más frecuentemente para determinar ciertas propiedades mecánicas. El análisis del ensayo de tensión fue hecho por la máquina servo-hidráulica marca Instron.

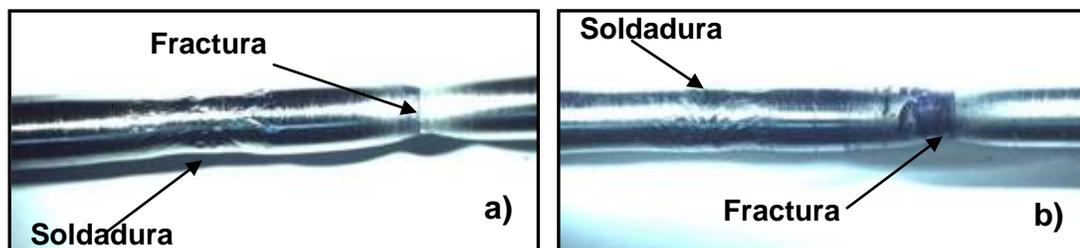
Esta prueba mide la resistencia de un material a una fuerza estática o aplicada lentamente. En este ensayo se obtiene información de la resistencia, módulo de Young y ductilidad del material. La información completa sobre las propiedades de resistencia a la tensión de la zona soldada es esencial para la pre-evaluación y comprensión completa del desempeño de unión en servicio.

Las fracturas se clasifican dentro de dos categorías generales, fractura dúctil y fractura frágil. En este proyecto tenemos una fractura dúctil ya que ésta se caracteriza por tener una deformación plástica considerable antes y durante la propagación de la grieta. En la fractura por tensión de aleaciones moderadamente dúctiles, la deformación plástica eventualmente produce una región de cuello, como se observa claramente en la Figura 4.17a. En este caso la fractura empieza en el centro de la probeta y después se extiende por una separación cizallante, esto resulta de una fractura tipo “copa y cono”. Sobre este punto la fractura dúctil ha sido definida ambiguamente antes como la fractura que ocurre con una deformación plástica considerablemente alta. La fractura dúctil en tensión generalmente está precedida por una reducción localizada en el diámetro. Los estados en el desarrollo de una fractura dúctil “copa y cono” son ilustrados en la Figura 4.17. En algún punto, una región se deforma más que otras y se presenta una reducción local de la sección transversal (Figura 4.18). Este fenómeno se conoce como *estricción o formación de cuello*. El acuellamiento comienza en un punto de inestabilidad plástica, en el esfuerzo último, el área de la sección transversal comienza a disminuir en una zona localizada de la probeta, en lugar de hacerlo en toda su longitud. Este fenómeno es causado por planos de deslizamiento que se forman dentro del material y las deformaciones producidas por esfuerzos cortantes.



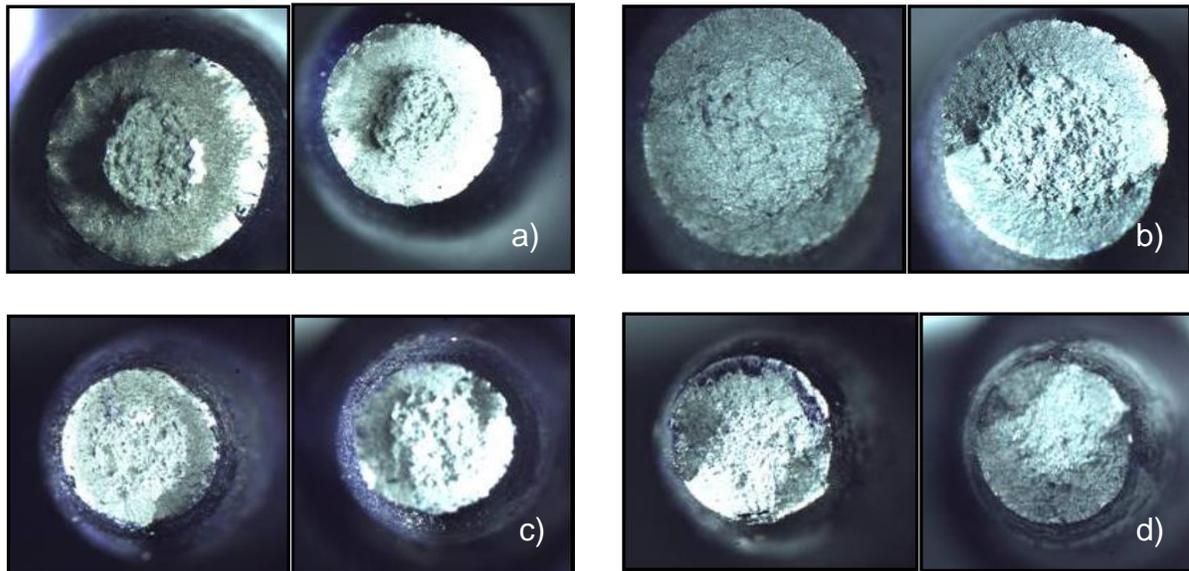
**Figura 4.17** Probetas de tensión fracturadas, a) acero al carbono estándar, b) acero inoxidable estándar, c) unión soldada en BS, d) unión soldada en V

Todas las fracturas fueron de tipo convencional como “copa y cono”, éstas ocurren en el lado del acero al carbono, proporcionando una clara evidencia de que las uniones alcanzaron una buena resistencia. El hecho de que ocurra en el acero al carbono implica que la concentración de esfuerzos se llevó a cabo en el metal con menor módulo de elasticidad.



**Figura 4.18** Probetas de tensión ensayadas, a) unión con bisel en “V”, b) unión con bisel simple

Muchas cavidades finas se forman en esta región y bajo deformaciones continuas, éstas crecen y se incorporan dentro de la grieta central. Esta grieta crece en una dirección perpendicular a los ejes de la probeta hasta que es guiada hasta la superficie de la probeta. Después ésta se propaga a lo largo de planos cortantes localizados aproximadamente  $45^\circ$  al eje para formar la parte del cono de la fractura, Figura 4.19.



**Figura 4.19. Probetas ensayadas vista frontal, a) acero inoxidable estándar, b) acero al carbono estándar, c) unión soldada en “V”, d) unión soldada en “BS”**

El valor de esfuerzo y deformación de cada muestra soldada se presenta en la Tabla 4.4. En este experimento, los datos fueron medidos con un vernier y calculados por la computadora. El porcentaje de elongación tendrá variación debido al error visual o de paralelismo al momento de tomar la lectura con el vernier.

**Tabla 4.4 Cálculo promedio de propiedades mecánicas de materiales estándar y uniones soldadas**

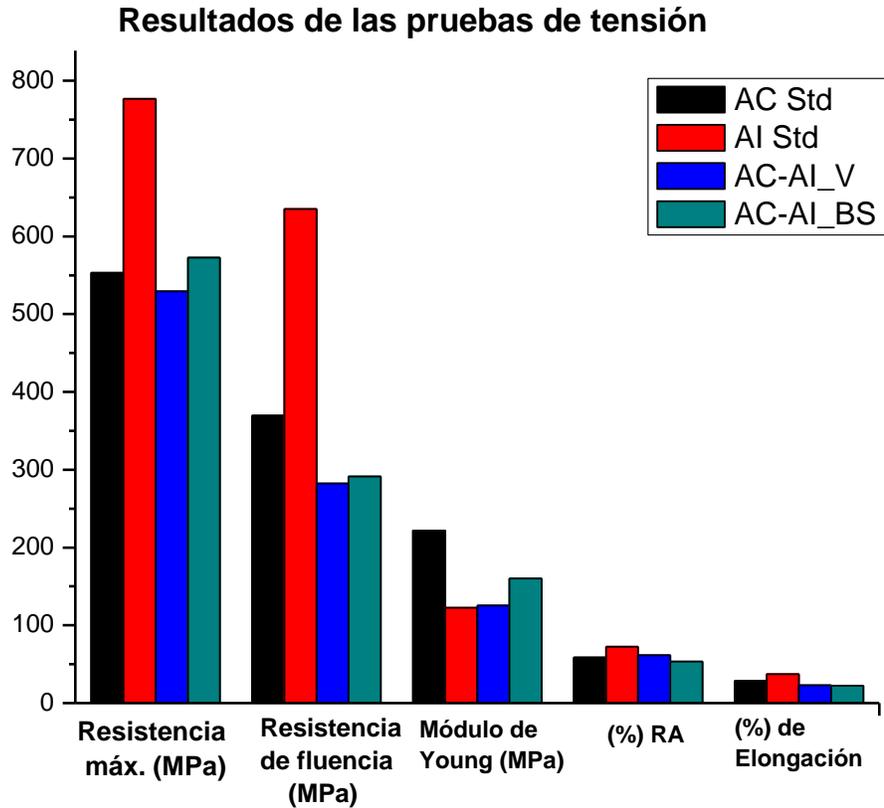
<b>Propiedades mecánicas de materiales estándar y uniones soldadas</b>										
<b>Material</b>	<b>Prob.</b>	<b>Di (mm)</b>	<b>Df (mm)</b>	<b>Lo (mm)</b>	<b>Lf (mm)</b>	<b>% e</b>	<b>% RA</b>	<b><math>\sigma_{Ts}</math> (MPa)</b>	<b><math>\sigma_Y</math> (MPa)</b>	<b>E (MPa)</b>
<b>Acero Inoxidable</b>	1	6.09	3.45	30.01	41.6	38.62	67.91	781.036	642.22	128.39
	2	6.1	3.45	30.01	40.6	35.29	68.01	776.601	640.6	116.03
	3	6.1	3	29.6	40.4	36.49	75.81	763.176		
	4	6.09	3.05	29.96	42.4	41.52	74.92	785.012	643.38	131.57
	5	5.97	2.99	30	40.35	34.50	74.92	777.538	613.98	114.45
					<b>Promedio</b>	<b>37.28</b>	<b>72.31</b>	<b>776.673</b>	<b>635.045</b>	<b>122.61</b>
<b>Acero Carbono</b>	1	5.98	3.86	30	39.6	32.00	58.33	591.484	401.5	100.34
	2	6.08	3.9	29.95	38.3	27.88	58.85	540.337	347.24	266.54
	3	6.07	3.91	30	38.3	27.67	58.51	541.585	361.22	253.78
	4	6.06	3.86	30	38.3	27.67	59.43	551.593	358.5	256.20
	5	6.09	3.96	30	38.1	27.00	57.72	541.650	379.13	231.22
					<b>Promedio</b>	<b>28.44</b>	<b>58.57</b>	<b>553.330</b>	<b>369.518</b>	<b>221.62</b>
<b>AC-AI_"V"</b>	1	6.01	3.77	30	37.25	24.17	60.65	543.428	292.22	125.87
	2	6.02	3.86	30	37.06	23.53	58.89	548.620	280.04	96.22
	3	5.91	3.7	30	36.77	22.57	60.81	529.464	277.65	107.44
	4	5.95	3.75	30	36.8	22.67	60.28	539.194	271.75	119.09
	5	6.03	3.75	30	38	26.67	61.33	543.123	273.73	116.65
	6	5.9	3.5	30	36.34	21.13	64.81	495.021	295.39	153.48
	7	6.05	3.6	30	36.7	22.33	64.59	505.489	284.3	159.62

					Promedio	23.07	61.62	529.191	282.1543	125.48
AC- AI_"BS"	1	5.93	4	30	37.25	24.17	54.50	587.388	305.04	180.44
	2	5.94	3.93	30	37.2	24.00	56.23	552.204	280.38	130.49
	3	6.02	4.6	30	37.3	24.33	41.61	575.161	301.53	166.86
	4	5.91	3.72	30	35	16.67	60.38	575.490	279.36	163.45
					Promedio	22.29	53.18	572.561	291.5775	160.31

**Tabla 4.5 Resultados de propiedades en las pruebas de tensión**

**Propiedades en la prueba de tensión**

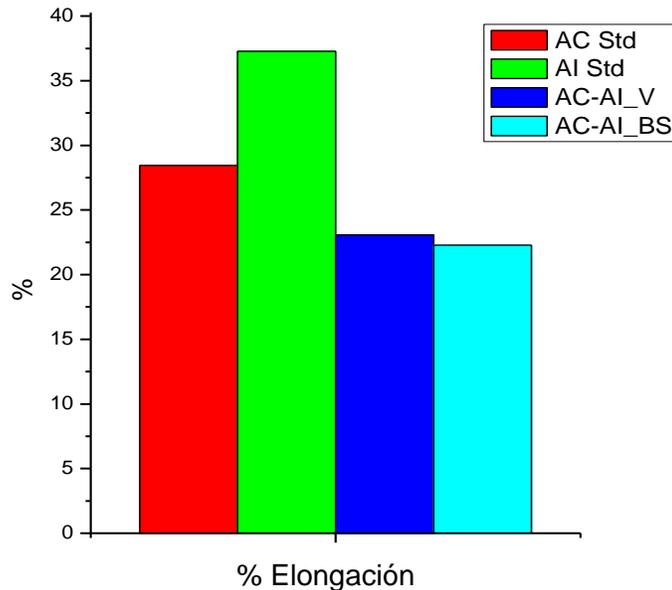
	$\sigma_{Ts}$ (MPa)	$\Sigma_{flue}$ (MPa)	E (MPa)	% de elong.	% RA
AC estándar	553.33	369.52	221.62	28.44	58.57
AI estándar	776.67	635.05	122.61	37.28	72.31
AC-AI_"V"	529.19	282.15	125.48	23.07	61.62
AC-AI_"BS"	572.56	291.58	160.31	22.29	53.18



**Figura 4.20 Resultados del ensayo de tensión**

La Tabla 4.5 y Figura 4.20, presentan los resultados del ensayo de tensión para los materiales base y para las uniones soldadas con los dos tipos de bisel, en “V” y BS. La resistencia a la fluencia y máxima en las uniones soldadas son menores que los del metal base, la ductilidad también disminuye. Comparando las dos uniones se observa que hay una mayor resistencia en la unión soldada con bisel simple “BS”, en la resistencia máxima la unión en BS rebasa ligeramente al tipo de unión “V” y al metal estándar (AC\_std), esta resistencia es de 572 MPa.

El porcentaje de elongación bajó gradualmente en las uniones soldadas posiblemente por los cambios estructurales que hubo en el proceso de soldadura y tensiones internas que se generan. El porcentaje para los dos tipos de unión es muy parecido y oscilan entre 22 y 23%. Por lo tanto, su ductilidad está por debajo del material base estándar, debido al grano grueso en el área adyacente a la soldadura de la zona afectada por el calor (ZAC).



**Figura 4.21 Resultados de porcentaje elongación**

Los resultados en ensayos de tensión se reflejan en las curvas de esfuerzo-deformación. La Figura 4.22 corresponde a la curva esfuerzo-deformación de una probeta estándar de material dúctil sin soldar obtenida por el ensayo de tensión. La porción lineal de la curva se le conoce como rango elástico, en este caso si se detiene la carga dentro de la zona elástica y se permite que decrezca hasta cero, la deflexión también decrece hasta cero. Conforme aumenta la carga en la pieza, más allá del límite elástico se alcanza un esfuerzo al cual el material continúa deformándose sin que haya incremento en la carga. En el diagrama esfuerzo-deformación se marca en el eje de las abscisas un valor de deformación de 0.002, con este valor se traza una línea paralela a la recta donde el esfuerzo es proporcional a la deformación hasta cruzar la curva, éste es el punto conocido como resistencia de fluencia.

Después del punto de fluencia se da un endurecimiento por deformación plástica, este fenómeno es por medio del cual el metal dúctil se vuelve más duro y resiste a medida que es deformado plásticamente. Este fenómeno de endurecimiento por deformación se explica así: el metal posee dislocaciones en su estructura cristalina, cuando se aplica una fuerza sobre el material, las dislocaciones se desplazan causando la deformación plástica y al moverse las dislocaciones aumentan en número. Al haber más dislocaciones en la estructura del metal, se estorban entre sí volviendo más difícil su movimiento. Al ser más difícil que las dislocaciones se muevan, se requiere de una fuerza mayor para mantenerlas en movimiento, se dice entonces que el material se ha endurecido.

La curva representa un máximo, el punto más alto de la curva, que se conoce como resistencia a la tensión o tracción (esfuerzo último). Cuando se alcanza este

máximo, la probeta que se ha alargado y estrechado de forma homogénea, inicia un estrechamiento localizado en una zona; dicho estrechamiento se conoce como estricción o formación de cuello y a partir de este valor, el material continúa deformándose aunque disminuya la fuerza aplicada y, finalmente, acaba fracturándose. Este fenómeno se refleja en la curva esfuerzo-deformación del material. Un material perfectamente plástico tiene una zona plástica horizontal, tal como se ilustra en Figura 4.22.

Otro aspecto importante del comportamiento de estos materiales en el ensayo a tensión es su capacidad de alargamiento y estrechamiento hasta romperse. Esta capacidad se conoce como ductilidad y se determina sobre la probeta rota encajando las dos partes en las que se ha dividido y midiendo con un vernier lo que se ha alargado y lo que se ha estrechado (zona de estricción).

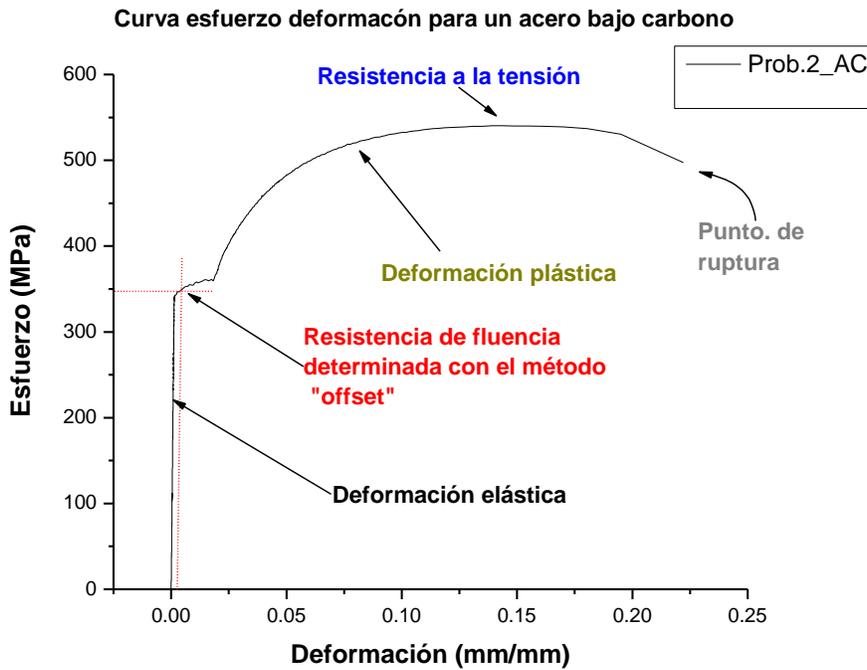
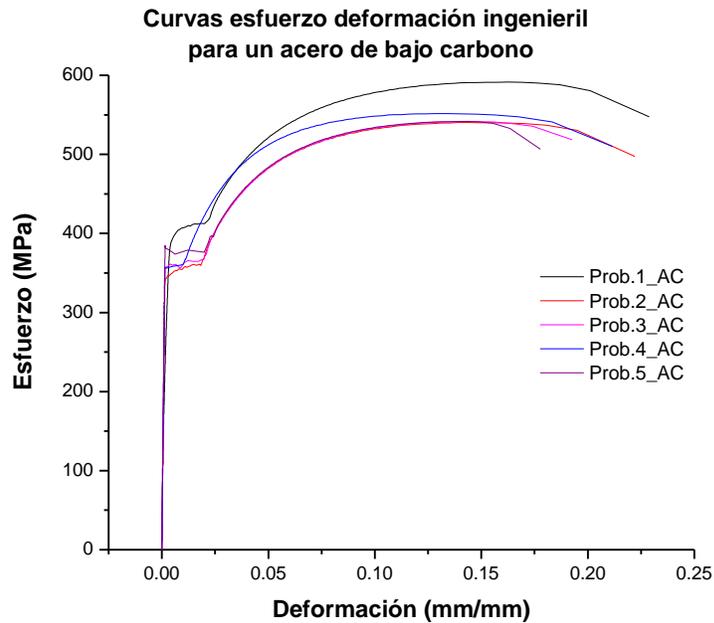


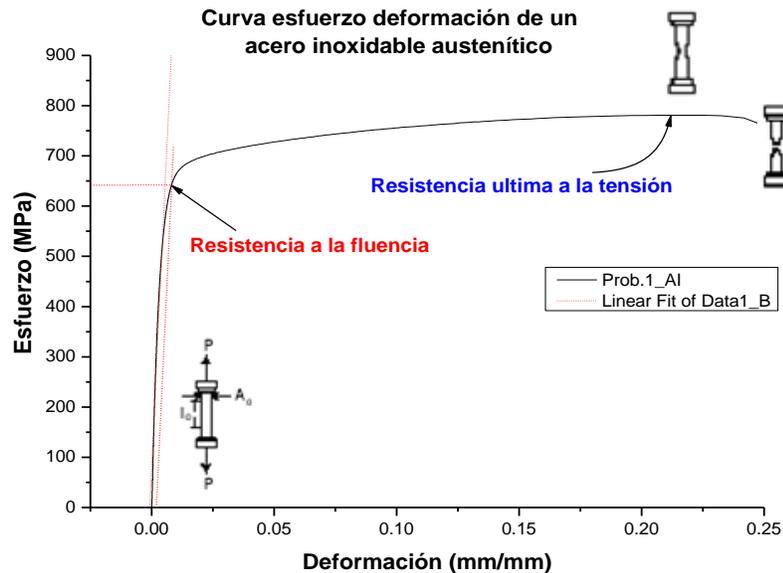
Figura 4.22 Curva esfuerzo-deformación de acero al carbono

La Figura 4.23 muestra una serie de curvas esfuerzo-deformación para el acero al carbono, teniendo un comportamiento muy similar.



**Figura 4.23 Curvas esfuerzo-deformación de acero al carbono**

La Figura 4.24 presenta una curva esfuerzo-deformación característica de un acero inoxidable austenítico dúctil con una resistencia máxima de 750 MPa. La recta paralela que intercepta la curva indica la resistencia a la fluencia.



**Figura 4.24 Curva esfuerzo-deformación de acero inoxidable**

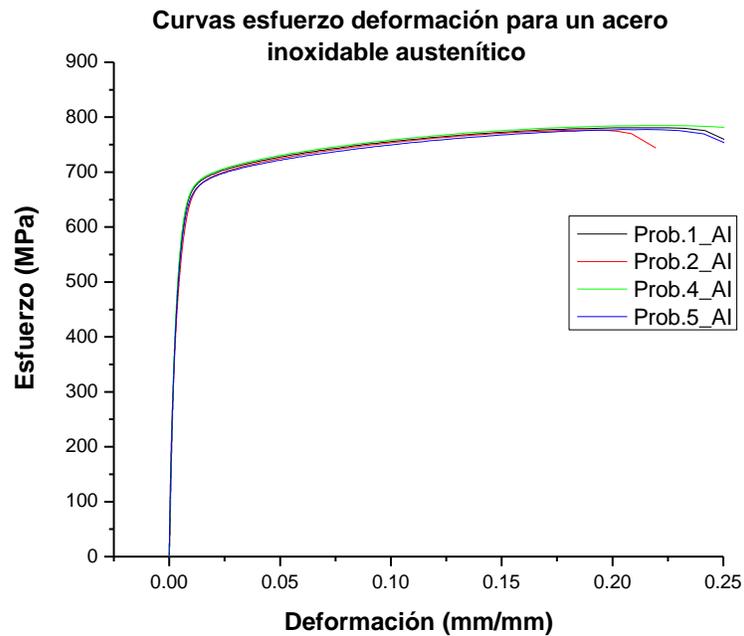


Figura 4.25 Curvas esfuerzo-deformación de acero inoxidable estándar

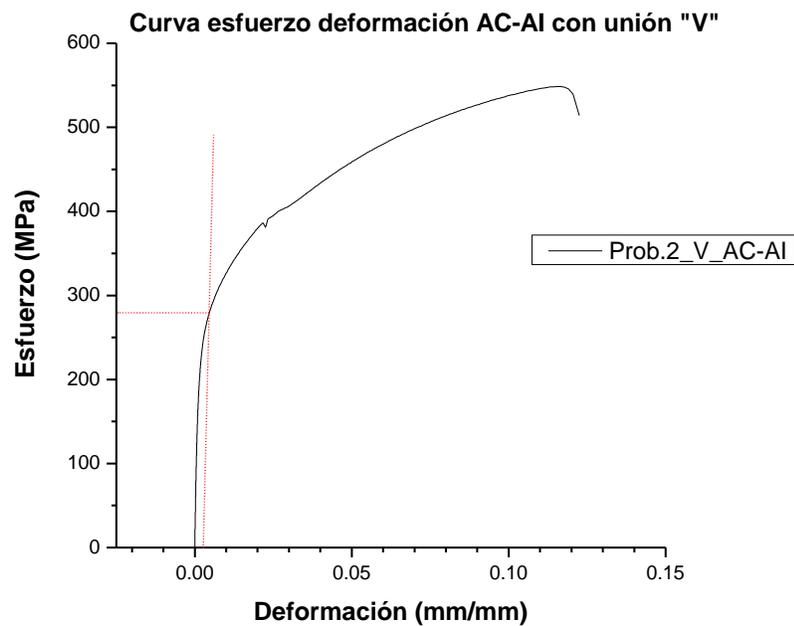
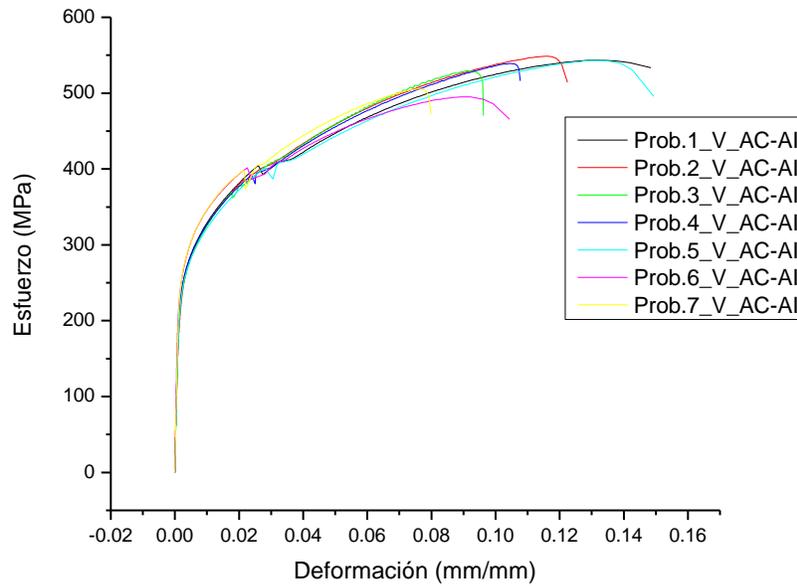


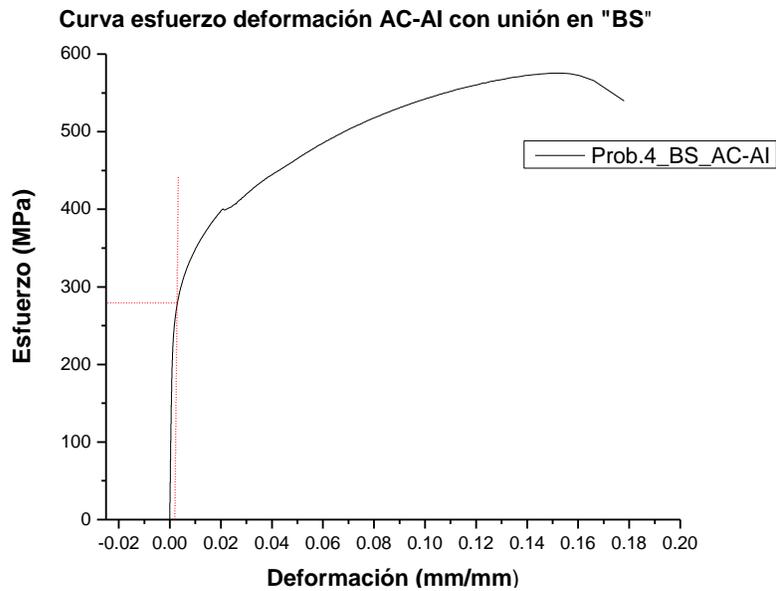
Figura 4.26 Curva esfuerzo-deformación de unión soldada con bisel en "V"

La Figura 4.26 presenta una curva esfuerzo deformación de la unión soldada con tipo de bisel en V, se observa en la gráfica una disminución en la resistencia a la fluencia. También se muestra que enseguida del punto máximo la probeta se fractura.



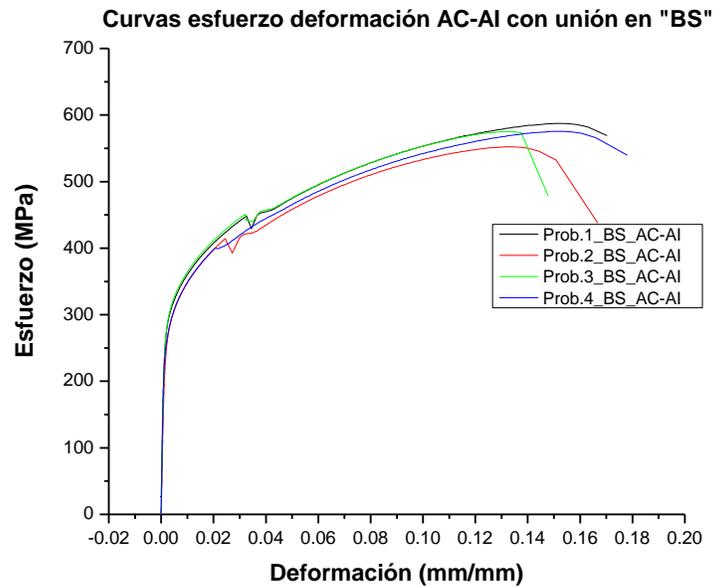
**Figura 4.27 Curvas esfuerzo-deformación de unión disímil soldada con bisel en "V"**

En la Figura 4.27 se grafican siete probetas con unión en "V" y se observa que varía la deformación para cada una.

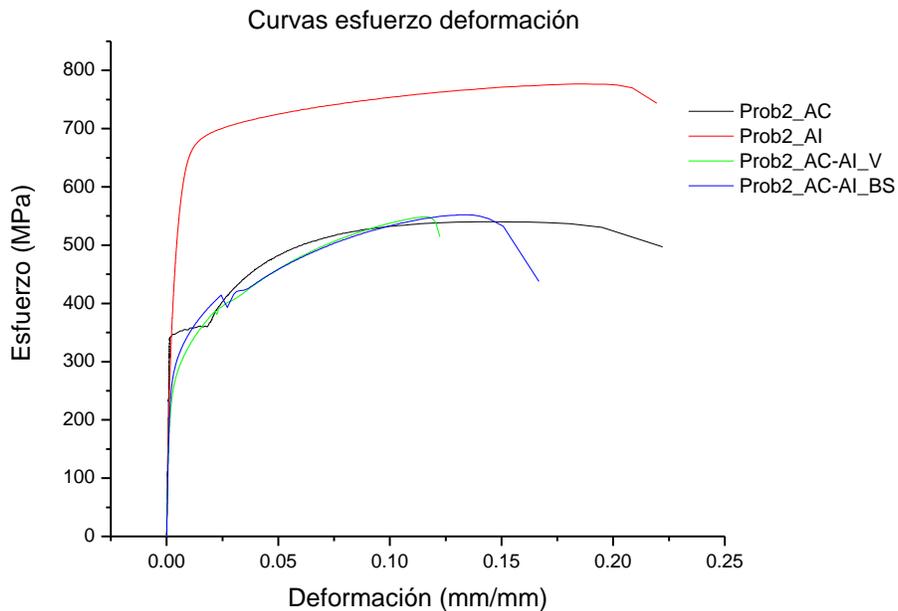


**Figura 4.28 Curva esfuerzo-deformación de unión disímil soldada con bisel simple**

El comportamiento de la curva esfuerzo deformación con unión en "BS" de la Figura 4.28 es muy similar al mostrado en la Figura 4.26, pero el aumento en la deformación es ligeramente mayor.



**Figura 4.29 Curvas esfuerzo-deformación de unión disímil soldada con bisel simple**



**Figura 4.30 Curvas esfuerzo-deformación de metales base y uniones soldadas**

En la Figura 4.30 se observa una disminución de resistencia máxima y deformación en las uniones soldadas comparada con el metal base de acero inoxidable y acero al carbono.

## 5 Conclusiones

---

1. El proceso de soldadura por arco eléctrico de aceros disímiles, es recomendable mecánicamente y metalúrgicamente, siempre y cuando se tenga cuidado especial en la selección del metal de aporte así como las condiciones de operación.
2. De acuerdo con las imágenes de la Figura 4.6, la estructura en el metal base del lado del acero inoxidable, no se ven afectadas significativamente por las altas temperaturas que se alcanzan en el proceso de unión y no se aprecia la ZAC. Tampoco se observan precipitados de carburos de cromo en el material base, aunque esto es poco probable debido al bajo contenido de carbono (0,03%) del acero inoxidable y al corto tiempo que se mantiene a las temperaturas críticas de sensibilización.
3. De acuerdo al diagrama de Schaeffler se determinó que el contenido de ferrita es de 5% o 5NF. Esta pequeña cantidad liberó a la soldadura de las fisuras de solidificación. Principalmente porque la ferrita aumenta el límite del tamaño grano, aumentando el área disponible de éste, lo cual reduce la concentración de segregaciones en impurezas dañinas, que permanecen dentro de los límites y propicia la nucleación de fisuras. Esto es benéfico para la unión soldada, ya que los ensayos de tensión mostraron que no hay falla en la zona del material de aporte
4. Comparando los dos tipos de unión se observa que hay una mayor resistencia en la unión soldada con bisel BS, ya que la resistencia máxima en la unión BS rebasa ligeramente al tipo de unión "V" y al metal base (AC), esta resistencia es de 572 MPa.
5. La mayor dureza se presenta en la ZAC en el lado del acero al carbono cerca del límite de fusión lo cual refleja el hecho de que sufrió una transformación durante la fase en el proceso de soldadura. Por lo que afectará negativamente la ductilidad en la unión, como se ve en las curvas esfuerzo-deformación de las uniones "V" y "BS" que no presentan valores altos de alargamiento.
6. Ninguna de las uniones se fracturó en la soldadura, lo que indica que hubo una buena unión en la interfase para los dos tipos de bisel.



## **6 Recomendaciones**

---

Es conveniente continuar con el proyecto, evaluando la zona de unión por medio de técnicas electroquímicas, que permitan conocer el comportamiento de esta unión soldada, así como proponer un tratamiento térmico para minimizar el efecto del proceso de soldadura en la zona afectada por el calor (ZAC) y así reducir la tendencia a la corrosión del sistema.

De esta manera se garantizaría que el uso del acero inoxidable en la reparación de estructuras de concreto beneficiará a la estructura y, por consiguiente, extenderá la vida en servicio, generando así un ahorro en los gastos de mantenimiento.



## Bibliografía

---

- A designers handbook series No. 9 002**, "welding of stainless steel and other joining methods", American Iron and Steel Institute. [www.nidi.org](http://www.nidi.org), [http://www.ssina.com/download\\_a\\_file/weldingbook.pdf](http://www.ssina.com/download_a_file/weldingbook.pdf)
- Abreu, C.M. Cristóbal, M.J. Montemor, M.F. Nóvoa, X.R. Pena, G. Pérez, M.C.** Galvanic coupling between carbon steel and austenitic stainless steel in alkaline media., 2002.
- Acerind. S. C** Soldadura de los aceros inoxidable Sección II: Para el Ingeniero de Materiales.
- Andersson Roger**, *Deformation Characteristics of Stainless Steels*, 2005
- Ares, A.E. Caram, R. Jaime, M.A. Ferrandini, Dutra, P. Gueijman, A.T.S.F and Schvezov, C.E**, *Solidificación y Microestructura de un acero inoxidable austenítico*, 2005.
- Askeland, R. Donald**; *Ciencia e Ingeniería de los Materiales, Cuarta Edición*, Ed Thomson, 2004.
- ASTM E 384-06**, *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*, 2006.
- ASTM E 8M – 04**, *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, 2004.
- Avner, Sydney H.**, *Introducción a la Metalurgia Física, Segunda Edición* 1979.
- AWS A3.0M/A3.0:2010** *Standard Welding Terms and Definitions*
- Baldissin, D. Palumbo, M. Battezzati, L.** *Modelling And Experiments Of Solidification Of AISI 304*, 2007.
- Brooks, J. A. Goods, S. H. And Robino, C. V.** *Weld Properties of AISI 303 Free-Machining Stainless Steel*, 2003.
- Calderón Celis, Julia Marilú**, *Modelo uliram para determinar nuevas composiciones químicas para materiales de aporte*, Tesis, 2004.
- Capdevila Montes, Carlos.** *PhD Thesis Modeling Of Diffusional Phase Transformation During The Isothermal Decomposition Of Austenite In A Carbon Manganese (0.37C-1.5Mn) Microalloyed With Vanadium And Titanium*, 2008.
- Carabali Loba, J. L.**, *Welding Process In The Engineering*, 2006.
- Celik, A. and Alsaran, A.** *Mechanical and Structural Properties of Similar and Dissimilar Steel Joints*, 1999.
- Coy Echevarría, Ana Emilse.** *Evaluación de la modificación de Elementos (Mo, Mn, Ti) En El Comportamiento Frente a la Corrosión de Aceros Inoxidables Austeníticos*. 2006.
- Cui, Y. Lundin, Carl D.** *Creep behavior of austenitic stainless steel weld metals as a function of ferrite content*, 2007.

- De Vedia, L. A. Svoboda, H. G.**, *Introducción a la Metalurgia de la Soldadura*, 2004.
- EURO/INOX.**, *La correcta fabricación del acero inoxidable para arquitectura*, 2003.
- Funderburk, R. Scott.** *Welding Innovation Vol. XVI, No. 1*, 1999.
- García-Alonso, M.C., Escudero, M.L. Miranda, J.M, Vega. M.I. Capilla, F.** “Corrosion behaviour of new stainless steels reinforcing bars embedded in concrete” *Cement and Concrete Research* 37 1463–1471, 2007.
- Josepha, A. Raib, Sanjai K. Jayakumara, T. Murugan, N.** *Evaluation of residual stresses in dissimilar weld joints*, 2005.
- Kart, Bulent** *The interface morphology of diffusion bonded dissimilar stainless steel and medium carbon steel couples*, 2007.
- Kotecki, Damian. J. and Lippold, John C.** *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless steels*, 2005.
- Kou, Sindo**, *Welding metallurgy, Second edition*, 2003.
- Kurt. B.**, *Journal of Materials Processing Technology* 190 2007 138–141.
- Laufgang Sergio G**, *Aceros inoxidables, termo soldex s.a tratamiento térmico de soldadura – prueba hidráulica de gasoductos*. 2003.
- López. M, E. Zerguera, M. Martínez, A. Cantu. V**, *Metodología de diseño de fuentes de soldadura por arco eléctrico.*, 2000.
- Manual de Soldadura y Aceros Inoxidables**, en el Centro Nacional para el Desarrollo del Acero Inoxidable CENDI, 2007.
- Metals Handbook, Properties and selection steel and high-performance alloys**, 10° Edition, Volume 1, 1990.
- N CMT 2 03 001/04**, *Características de los Materiales, Título Acero y productos de acero*.
- N CMT. 2 04 001/04.**, *Características de los Materiales., Parte: Materiales para Estructuras., Título: soldadura., Capítulo: Soldadura al arco eléctrico.*, 2004.
- Ospina López R., Aguirre C. H., Parra L. H.** *Soldabilidad en aceros inoxidables y aceros disímiles*, 2007.
- Padilha, A. F. y Ríos, P. R.**, *Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels* 2002.
- Ramón Cortes, P., Jaime Villanueva A., Ernesto Ponce L.**, *Estudio de la soldabilidad y corrosión del acero inoxidable AISI 904L con los agentes utilizados en la lixiviación del cobre*, 2004.
- Rodríguez M, y Rodríguez A.** *Soldadura de Barras de Refuerzo para Estructuras de Concreto Reforzado en Zonas Sísmicas. Instituto de Ingeniería UNAM*, 2007.
- Satyanarayana, V. V. Madhusudhan Reddy G. Mohandas T.** *Dissimilar metal friction welding of austenitic–ferritic stainless steels*, *Journal of Materials Processing Technology* 160 2005 128–137.
- Shankar, V. Gill, T.P.S. Mannan, S.L. Sundaresan, S.** *Solidification cracking in austenitic stainless steel welds*, 2003.
- Sun, Z. y Karppi, R.** *Journal of Materials Processing Technology*, 59, 1996 257 - 267.
- Voort, Vander.**, *Metallography Principles and Practice*, 3rd Edition, 2000.



Carretera Querétaro-Galindo km 12+000  
CP 76700, Sanfandila  
Pedro Escobedo, Querétaro, México  
Tel +52 (442) 216 9777 ext. 2610  
Fax +52 (442) 216 9671

[publicaciones@imt.mx](mailto:publicaciones@imt.mx)

<http://www.imt.mx/>