

**MINISTERIO DE EDUCACIÓN SUPERIOR  
INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALÚRGICO  
Dr. ANTONIO NÚÑEZ JIMÉNEZ  
FACULTAD METALURGIA ELECTROMECAÁNICA  
DEPARTAMENTO MECÁNICA**



# **TRANSFORMACIONES MICROESTRUCTURALES EN LA SOLDADURA DE UN ACERO EMPLEADO PARA FABRICAR MOLDES Y TROQUELES**

**Tesis en opción al título de Ingeniero Mecánico**

**Autor: Maroldis Antonio Mosqueda Castaño**

**Tutor: Prof. Tit. Tomás Fernández Columbié, Dr. C.**

**MOA – 2018**



**Declaración de autoridad:**

**Yo:** Maroldis Antonio Mosqueda Castaño

Autor de este trabajo de diploma, certifico su propiedad intelectual a favor del Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa "Dr. Antonio Núñez Jiménez", el cual podrá hacer uso del mismo con la finalidad que estime conveniente.

-----  
Maroldis Antonio Mosqueda Castaño

-----  
Dr. C. Tomás Fernández Columbié

## ***Agradecimientos***

***A Dios por darme fuerzas para seguir adelante.***

***A mis familiares que me apoyaron en los momentos de mi vida en que más lo necesitaba.***

***A mi tutor por confiar en mí en la realización de este trabajo, el Dr. C. Tomás Fernández Columbié.***

***A todos mis profesores por los conocimientos transmitidos durante el desempeño de mi carrera.***

***A mis amigos que siempre creyeron en mí.***

***A los que de una forma u otra me apoyaron y ayudaron en la realización de este trabajo.***

***A la revolución, por darme la oportunidad de convertirme en profesional .***

***A todos***

***Muchas Gracias.***

## ***Dedicatoria***

***Quiero dedicar este trabajo a mis familiares.***

***A mi madre: Surelis Castaño Cabrera,***

***A mi padre: Maroldis Mosqueda Sarrión,***

***A mis hermanas: Merlin Zoila y Adisney,***

***A mí querida y estimada esposa***

***Elisabet Pupo Leyva,***

***A mis suegros: Rolando y Libia,***

***A mis amigos Harol y Karel por su amistad  
incondicional,***

***A mis compañeros de aula que estuvieron a mi lado  
durante los 5 años de mi carrera,***

***A nuestra revolución, por las posibilidades que me  
ofrece.***



## ***Pensamiento***



## **RESUMEN**

El trabajo tiene como objetivo establecer las transformaciones microestructurales en la soldadura de un acero empleado para fabricar moldes y troqueles, donde se analizó la costura en la sección longitudinal y transversal del acero AISI 4340 soldado por proceso de soldadura manual por arco eléctrico con electrodos E 316 - 12, el UTP 65 y el E 7018 de diámetro de 3,2 mm con preparación de junta en filete simple V a 60°. Se determinó el ciclo térmico de soldadura, donde para una energía entrante de 560 000 W, provoca transformaciones de fase en el acero AISI 4340. Se empleó el diagrama de schaeffler para determinar la composición química resultante del cordón, donde para el electrodo UTP 65 se obtiene un 45 % aproximado de ferrita y para el electrodo E 312 - 16, se obtiene un aproximado de 83 % de ferrita. En el análisis microestructural se determinó que para el electrodo E 312 – 16, las fases presentes son la martensita y la ferrita  $\delta$ , para el UTP 65, se obtuvo la ferrita  $\delta$  en una matriz austenítica y con el E 7018 existe la martensita y austenita retenida. Al analizar la dureza, la misma disminuye desde HV 494,42 en el electrodo E 312-16 hasta HV 300,12; con el electrodo UTP 65. Por último se realiza la valoración económica y el impacto medio ambiental.



## **ABSTRACT**

The work has as objective to establish the transformations microestructurales in the welding of a steel employee to manufacture molds and dies, where the seam was analyzed in the longitudinal and traverse section of the steel AISI 4340 welded by process of manual welding by electric arch with electrodes E 316 - 12, the UTP 65 and the E 7018 of diameter of 3.2 mm with meeting preparation in simple fillet V at 60°. The thermal cycle of welding was determined, where for an incoming energy of 560 000 W, it causes phase transformations in the steel AISI 4340. The schaeffler diagram was used to determine the resulting chemical composition of the cord, where for the electrode UTP 65 45 % approximate of ferrite is obtained and for the electrode E 312 - 16, an approximate of 83 % ferrite is obtained. In the analysis microstructural it was determined that for the electrode E 312 - 16, is the present phases the martensita and the ferrite  $\delta$ , for the UTP 65, was the ferrite  $\delta$  obtained in a main austenítica and with the E 7018 it exists the martensita and retained austenita. When analyzing the hardness, the same one diminishes from HV 494.42 in the electrode AND 312-16 until HV 300.12; with the electrode UTP 65. Lastly he is carried out the economic valuation and the half environmental impact.

**TABLA DE CONTENIDOS**

<b>RESUMEN</b>	<b>Pág</b>
<b>INTRODUCCIÓN.</b>	<b>1</b>
<b>CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS</b>	
1.1. Introducción	5
1.2. Soldadura de aceros para herramientas de conformado	5
1.2.1. Soldabilidad de los aceros microaleados	8
1.3. Caracterización de los aceros microaleados (H.S.L.A.)	11
1.4. Proceso tecnológico de la soldadura	13
1.4.1. Flujo de calor en los procesos de soldadura	14
1.5. Origen de la estructura en soldadura	16
1.5.1. Transformación de austenita a ferrita, acero de bajo carbono y de baja aleación	17
1.5.2 Solidificación del metal de soldadura	19
1.6. Influencia de los elementos de aleación en el proceso de soldadura	21
1.7. Conclusiones del capítulo	23
<b>CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS</b>	
2.1 Introducción	24
2.2. Composición química del acero AISI 4340	24
2.3. Caracterización de la junta de soldadura en la estampa	25
2.3.1. Características de los materiales de aporte	26
2.4. Caracterización de los equipos empleados en la experimentación	27
2.4.1. Observación con microscopía óptica	27
2.4.2. Pulido de las muestras metalográficas	28
2.4.3. Realización del ensayo de dureza	29
2.4.4. Máquina empleada para la soldadura	29
2.4.5. Determinación del depósito con el diagrama de Schaeffler	30
2.4.6. Características de los materiales de aporte	31
2.5. Cálculo del ciclo térmico de soldadura	33
2.5.1. Tensión del arco eléctrico	33
2.5.2. Velocidad de soldadura	33
2.5.3. Energía lineal del proceso de soldadura	34



---

2.5.4. Cálculos numéricos para la soldadura	34
2.5.5. Velocidad de enfriamiento del cordón	35
2.5.6. Cálculo de costo del proceso de soldadura	36
2.6. Preparación de las muestras para el análisis metalográfico	37
2.6.1. Corte de las muestras para el análisis metalográfico	37
2.6.2. Desbaste	38
2.6.3. Ataque	39
2.7. Conclusiones del capítulo 2	40
<b>CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS</b>	
3.1. Introducción	41
3.2. Análisis del depósito por el diagrama de Schaeffler	41
3.3. Análisis de los regímenes de soldadura	43
3.3.1. Análisis de los cálculos numéricos	45
3.3.2. Análisis de los cálculos de costo de la soldadura	46
3.4. Análisis del comportamiento microestructural	46
3.4.1. Análisis microestructural del depósito con electrodo E 7018	48
3.4.2. Análisis microestructural del depósito con electrodo E 312 – 16	50
3.4.3. Análisis microestructural del depósito con electrodo UTP 65	52
3.5. Determinación de los perfiles de microdureza	54
3.5.1. Análisis de regresión múltiple para dureza en las diferentes zonas	55
3.6. Valoración económica	56
3.7. Valoración del impacto medio ambiental	58
3.8. Conclusiones del capítulo 3	60
<b>CONCLUSIONES GENERALES</b>	
<b>RECOMENDACIONES</b>	
<b>REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b>	

## **INTRODUCCIÓN**

Los estudios de soldabilidad de materiales implican diversos y complejos ensayos, que buscan establecer relaciones entre la sanidad, la microestructura obtenida en las diferentes zonas de soldadura, las propiedades mecánicas de las mismas y su desempeño.

El anterior aspecto incluye actividades como: evaluación de diversas propiedades, uso de algunas técnicas de caracterización de microestructuras a escala morfológica y composicional, tanto en los materiales involucrados antes de la elaboración de la junta, como de los depósitos obtenidos en las condiciones de soldeo; así como el control y ajuste de las variables de los procesos de soldadura involucrados y finalmente la estimación cualitativa y cuantitativa a través de ensayos, cuando sea posible, del desempeño en servicio de la junta soldada.

Debido a que los metales son mejores conductores de calor que el aire circundante, los granos se disponen de manera paralela al plano de los dos componentes que se están soldando. Por el contrario se muestran los granos en una soldadura poco profunda. La estructura y el tamaño del grano dependen de la aleación metálica específica, el proceso particular de soldadura empleado y el tipo de metal de aporte. Debido a que comienza en un estado fundido, el metal de soldadura básicamente tiene una estructura colada y ya que se enfría de manera lenta, posee granos gruesos. En consecuencia, esta estructura suele tener baja resistencia, tenacidad y ductilidad. Sin embargo, la selección apropiada de la composición del metal de aporte o de los tratamientos térmicos posteriores al soldado, pueden mejorar las propiedades mecánicas de la unión.

La composición de una soldadura tendrá un efecto significativo en su desempeño, contribuyendo tanto a la mecánica y propiedades de corrosión de la soldadura. En algunos casos, los efectos pueden ser drásticos, tal como la sensibilización de acero inoxidable o el cambio de la temperatura de transición de dúctil a frágil de los aceros ferríticos en una cantidad suficiente para producir la rotura frágil bajo uso normal. En un número de casos, los elementos particulares regirán la propensión a ciertos defectos o el comportamiento.

Lo cual hace indispensable una adecuada selección del material de aporte y una debida caracterización del mismo, sabiendo de antemano las condiciones específicas tanto del material base como los detalles del proceso, para así poder llegar a la decisión más acertada a la hora de construir un procedimiento de soldadura.

En la soldadura, una parte de la zona afectada por el calor se calienta dentro del intervalo de temperaturas de endurecimiento estructural y sufre una contracción volumétrica, que da

lugar a esfuerzos mecánicos residuales en conjuntos soldados bajo solidificación, junto con una pérdida en ductilidad. Los calentamientos y enfriamientos rápidos, con respecto a las temperaturas de soldadura, generan complicados fenómenos de expansión y contracción térmica, que dan lugar a esfuerzos mecánicos residuales añadidos. Estas tensiones térmicas, cuando se combinan con los esfuerzos mecánicos anteriores, generados a partir de la reacción de envejecimiento, pueden dar lugar al agrietamiento. Este agrietamiento o fisuración, se suele localizar en la zona termoafectada.

Esta última está también sometida al crecimiento del grano o incluso a una fusión localizada, que hace a la zona de soldadura todavía más susceptible al agrietamiento. Los termotratamientos del envejecimiento de recocido de soluciones después de la soldadura pueden aumentar todavía más la susceptibilidad al agrietamiento.

La **situación problemática** de la investigación la constituye:

En aplicaciones como el conformado en frío estático, donde las herramientas están sometidas a diversas cargas, se usan materiales para herramientas como aceros aleados. En estas aplicaciones, los impactos sucesivos inducen presiones que pueden ocasionar el fallo por fatiga. Por ello, es necesario establecer las condiciones límite de trabajo de los materiales para optimizar la vida útil de las herramientas. En cualquier caso, estos tres aspectos (pieza, material y molde) también están influenciados por factores estratégicos. Sin embargo, en estos aceros se presenta una variación microestructural, como consecuencia de los ciclos térmicos, la cual debe ser controlada para garantizar el desempeño para el que fueron proyectados. Los cambios que ocurren en la zona fundida y en la zona de influencia térmica determinan la calidad de las uniones soldadas, la funcionalidad de la pieza, el ahorro de recursos a la economía y la disminución de la cantidad de desechos al medio ambiente.

El **problema** a investigar lo constituye: en los estudios realizados, aún no se precisan las transformaciones microestructurales en la soldadura de un acero martensítico del tipo AISI 4340, empleado para la fabricación de moldes y troqueles.

Como **objeto de la investigación** se establece: cordón de soldadura longitudinal y transversal del acero AISI 4340 soldado mediante el proceso de soldadura manual por arco eléctrico y electrodos revestidos.

**Campo de acción:** la microestructura, la dureza en la zona fundida y en la zona de influencia térmica del acero AISI 4340 sometido a proceso de soldadura manual por arco eléctrico y electrodos revestidos.

Sobre la base del problema a resolver se establece la **hipótesis** siguiente:

Al aplicar el ciclo térmico en un acero bajo aleado martensítico del tipo AISI 4340, con materiales de aporte E 316 - 12, el UTP 65 y el E 7018, en la sección transversal y longitudinal del cordón, en correspondencia con las transformaciones microestructurales obtenidas, se podrá seleccionar aquel que garantice mejor continuidad metalúrgica para ser empleado en la soldadura de moldes y troqueles.

A partir de la hipótesis planteada, se define como **objetivo del trabajo:**

Determinar luego de aplicado el ciclo térmico, las transformaciones que ocurren en la sección transversal y longitudinal del cordón de soldadura del acero martensítico AISI 4340 empleado en la fabricación de moldes y troqueles.

Y se definen los siguientes **objetivos específicos**

1. Definir las regularidades del comportamiento mecánico y microestructural de la Zona fundida (ZF), la Zona de Influencia Térmica (ZIT) y en la interfase, del acero martensítico AISI 4340 luego del proceso de soldadura con diferentes materiales de aportes.
2. Establecer el procedimiento metodológico relacionado con los parámetros del ciclo térmico del acero martensítico AISI 4340 con diferentes materiales de aportes para el establecimiento de las variaciones en la zona fundida (ZF) y de la zona de influencia térmica (ZIT) del acero luego del proceso de soldadura manual por arco eléctrico.
3. Fundamentar a partir de las variaciones metalúrgicas que se originan en la zona fundida (ZF), la zona de influencia térmica (ZIT) y la interfase, los diferentes microconstituyentes que se originan en el cordón del acero AISI 4340 soldado con proceso manual por arco eléctrico y electrodos revestidos.



Se plantean las siguientes **tareas de trabajo**:

1. Revisión bibliográfica relacionada con el objeto de estudio.
2. Ejecución experimental para el establecimiento del ciclo térmico del proceso de soldadura del acero AISI 4340.
3. Obtención de las variaciones metalúrgicas en la sección transversal y longitudinal en el cordón de soldadura en la ZF, la ZIT y en la interfase del acero AISI 4340 sometido a proceso de soldadura.
4. Análisis de los resultados y fundamentación de las transformaciones metalúrgicas en la zona fundida (ZF), la zona de influencia térmica y en la interfase obtenida durante la soldadura del acero AISI 4340.
5. Análisis del impacto ambiental y económico del proceso de soldadura manual por arco eléctrico.

# **Capítulo 1**

## **Marco teórico. Antecedentes investigativos**

## **CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS**

### **1.1. Introducción**

Diversas investigaciones en el campo de las transformaciones de no equilibrio en estado sólido, llevadas a cabo a lo largo de las dos últimas décadas, han intentado buscar explicación a ciertos comportamientos atípicos observados en el desarrollo de la transformación martensítica de aceros aleados con elementos carburígenos, tales como el cromo, molibdeno, vanadio y wolframio. En el estudio de las transformaciones de fases es fundamental conocer la composición química completa del acero, tanto de los aleantes principales considerados como impurezas, ya que pueden afectar a la cinética de las transformaciones aun cuando se encuentren en pequeñas proporciones.

En el presente capítulo se establece como objetivo realizar un análisis de la bibliografía existente relacionada con los procesos de soldadura por arco eléctrico en aceros de baja aleación empleados en la fabricación de moldes y troqueles.

### **1.2. Soldadura de aceros para herramientas de conformado**

El estampado es un proceso de fabricación que consiste en hacer caer un peso sobre una plancha metálica de manera que la plancha toma entonces la forma de las matrices que tiene por encima y por debajo de ella. Podemos definir el estampado como el conjunto de operaciones con las cuales sin producir viruta sometemos una lámina plana a ciertas transformaciones a fin de obtener una pieza de forma geométrica propia. Este proceso de fabricación es una de las tareas de mecanizado más fáciles que existen y permite un gran nivel de automatización cuando se trata de realizar grandes cantidades de un producto (Goñi-Córdoba, 2014).

Actualmente se pueden estampar piezas hechas con chapas de distinto grosor, previamente soldadas entre sí. El estampado puede realizarse en frío o en caliente, el estampado de piezas en caliente se llama forja y tiene un funcionamiento diferente al estampado en frío, realizado en chapas normalmente.

El proceso tecnológico de conformación de metales tiene una característica esencial la cual consiste en el alto costo de las herramientas que intervienen en el mismo. Estas generalmente están sometidas a severas condiciones de trabajo, tales como el desgaste en sus zonas de trabajo, cargas de impacto, trabajo en caliente, el tensionamiento de su

estructura debido a las configuraciones complejas de estas herramientas (figura 1.1) y por tanto la no uniformidad en la distribución de las cargas a que se someten (Cugat, 1989).

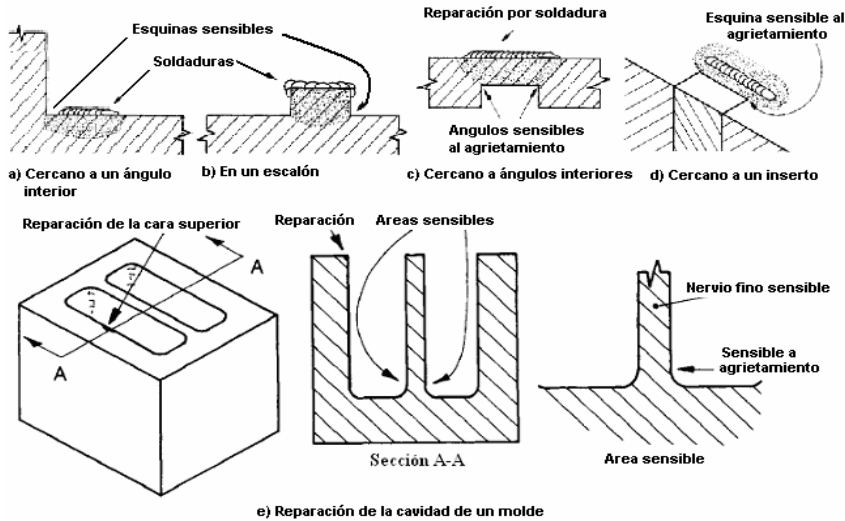


Figura 1.1. Reparación de la cavidad de un molde. Fuente: Cugat (1989).

Cada hora gastada en reparaciones y acondicionamiento se añade a los costos de la herramienta por pieza fabricada (Doyen y Skrabec, 1981; Aserm *et al.*, 2006), la cual debe estar permanentemente produciendo para rebajar ese costo. La salida de funcionamiento de una prensa de una línea de corte o estampación es extremadamente costosa debido a la interrupción de la producción y a la cantidad de personal que está involucrado. Esta es la razón por la cual se hace imprescindible tener a mano una solución factible técnica y económicamente para poner en funcionamiento, en el menor tiempo posible, la herramienta dañada.

La utilización de la soldadura de reparación en estos casos es una opción principal, ya que este proceso posibilita devolver a la pieza, con suficiente eficiencia y bajo costo, sus características dimensionales y sus propiedades mecánicas, que la adecuan para una aplicación específica.

La soldadura de reparación de herramientas de conformación requiere de un conocimiento especializado en el tema, donde los procedimientos de soldadura estándares no se adecuan, ni se cuenta con códigos como guía para la obtención de resultados de calidad. No existe en la literatura clásica de soldadura información sustancial al respecto, encontrándose la misma mayormente en artículos científicos o técnicos de revistas especializadas, en catálogos de consumibles o en boletines técnicos de empresas dedicadas a este fin.



Los aceros para herramientas presentan determinadas características metalúrgicas que son necesarias a tener en cuenta a la hora de establecer un procedimiento para su soldadura (Palacios, 1998 y Caballero, 2008). Debido a que ellos generalmente contienen al menos 0,6 % de carbono, para proveer dureza martensítica, esto provoca que posean una dureza mínima de 60 HRC. El carbono en exceso de la composición eutectoide va a estar presente en los aceros como carburos insolubles en la matriz martensítica. Algunos tipos de aceros para herramientas contienen menos % de carbono para proveer tenacidad y resistencia al impacto.

El endurecimiento de los aceros para herramientas sigue las reglas generales que gobiernan este mecanismo, para los aceros aleados en general. El acero al carbono, de bajo C, endurecible en agua, obviamente alcanza menor dureza. Los aceros para herramientas aleados generalmente poseen suficientes elementos de aleación para permitir el temple a bajas velocidades, en aceite o aire.

Elementos de aleación tales como el Cr, el Mo y el W, los cuales se encuentran comúnmente en los aceros para herramientas, aumentan la temperatura eutectoide del acero, por la estabilización de la fase ferrítica. Adiciones de vanadio tienen un efecto similar (De Beer *et al.*, 2005). Al mismo tiempo el contenido de carbono de la composición eutectoide disminuye con el incremento de la adición de algunas aleaciones. Esto tiene lugar debido a que estos elementos tienen mayor afinidad por el carbono que el hierro. Como resultado de esto, en los aceros para herramientas se requieren altas temperaturas para disolver los carburos en la austenita.

En este tipo de soldadura, los aspectos desconocidos en cuanto a las características de la pieza a recuperar y las restricciones que impone el usuario son dos aspectos frecuentes a encontrarse (Martínez, 2014; Kenchi y Jayadeva, 2015). El metal base y su tratamiento térmico previo puede no tenerse definido, la presencia de contaminantes pueden afectar los resultados, los esfuerzos residuales propios de la soldadura también tienen influencia marcada en la calidad de la soldadura. Otro de los aspectos difíciles de contrarrestar en ocasiones es el de la accesibilidad, ya que se trabaja con una pieza que ya está conformada y no es el caso de una producción nueva, que puede contemplar un ensamblaje por partes.

En la soldadura de reparación de herramientas de conformación es común la aparición de defectos, los cuales pueden ser contrarrestados o disminuidos si se aplican las técnicas

apropiadas. Entre estos defectos se encuentran principalmente el hundimiento y la socavadura (Ortiz-Méndez, 2001 y Tang *et al.*, 2011). El hundimiento en pequeñas áreas alrededor del depósito (figura 1.2) es inevitable con los procesos de soldadura estándares, tales como el SMAW o GTAW, pero este defecto puede minimizarse.

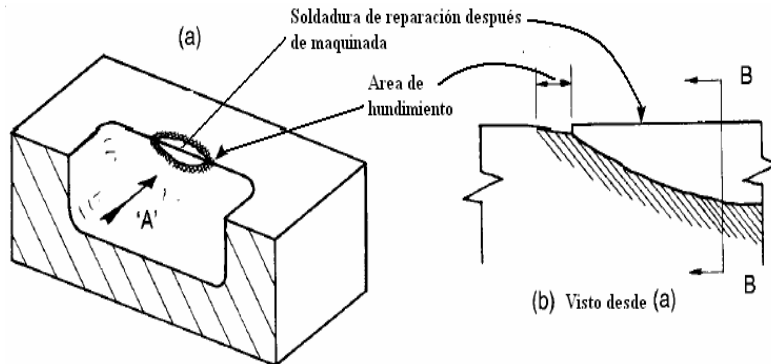


Figura 1.2. Forma del hundimiento. Fuente: Cugat (1989).

Este es un problema principal en la reparación de herramientas de moldeo de plásticos, especialmente si la zona a ser soldada o rellenada está por debajo de su tolerancia original y no puede eliminarse más material base.

Generalmente, en aras de disminuir el costo y el tiempo de reparación, estas herramientas se sueldan en estado de temple y revenido, lo cual es una limitante fundamental en la calidad de la soldadura. Teniendo en cuenta las características anteriores puede plantearse que estos aceros presentan problemas de soldabilidad. Como defecto principal en su soldadura está el agrietamiento, tanto en el metal base como en el depósito. Los defectos del tipo macro y microgrietas que surgen en la zona de unión soldada pueden dividirse en diferentes grupos (macro o microgrietas en caliente, grietas en frío, grietas en frío y grietas laminares), de acuerdo al intervalo de temperaturas en que se formen (Gómez-Pérez *et al.*, 2013 y González-Cabrera *et al.*, 2014).

### 1.2.1. Soldabilidad de los aceros microaleados

La continuidad de la junta es una característica indispensable en la mayoría de las uniones soldadas (Bajic *et al.*, 2011 y Yue *et al.*, 2012). Producto del calentamiento y la fusión locales en el metal de la unión ocurren procesos físico-químicos que determinan el grado de no homogeneidad de las propiedades de la unión con relación al metal base o que provocan la aparición de defectos en forma de poros, inclusiones no metálicas, grietas. Esto está relacionado con un concepto fundamental dentro de la soldadura, la soldabilidad.

En general en los aceros para herramientas, la dureza máxima, la resistencia al desgaste y la estabilidad dimensional aumentan con la dureza del material; en el caso de la soldabilidad de estos materiales, esta propiedad sigue un orden inverso a las anteriores. Los aceros endurecibles al aire, de alta templabilidad, requieren cuidados durante la soldadura.

Al soldar estos aceros, el ciclo térmico de la soldadura causa alteraciones en la composición, distribución, tamaño y fracción volumétrica de los precipitados mediante la disolución, crecimiento y reprecipitación de los mismos. Estas transformaciones dan lugar a cambios microestructurales, tensiones residuales y modificaciones de resistencia y tenacidad a la fractura siendo la variable de mayor peso el heat input (González, 1994).

Estudios de simulación han mostrado la influencia del heat input sobre el tamaño de la zona afectada por el calor y el ablandamiento producido a medida que aumenta la distancia a la línea de fusión (LF) (Shome, 2006 y Shukla *et al.*, 2012). Sin embargo, dada la complejidad que se tiene al evaluar la microestructura y propiedades mecánicas y posteriormente, relacionarlas con los ciclos térmicos para la química de cada acero, es importante verificar estas predicciones mediante métodos experimentales. Es, por lo tanto, necesario entender la influencia del proceso de soldadura y de la química de la aleación sobre el ablandamiento de la ZAC, en procura de encontrar una forma de minimizar este efecto.

Algunos productos de esta transformación plantean los autores González-Palma *et al.* (2010) pueden fragilizar la ZAC reduciendo sus propiedades mecánicas sobre todo cuando la estructura es sometida a cargas cíclicas. En estas zonas se suelen iniciar y propagar microgrietas que podrían llevar a un colapso de la estructura soldada en unos instantes. Debido al ciclo térmico de la soldadura, en algunas regiones de la ZAC se alcanzan temperaturas que promueven la transformación de la estructura ferrítico/perlítica del metal base en austenita. Los elementos estabilizadores de austenita como carbono o manganeso pueden ser segregados en ciertas zonas en las que, durante el enfriamiento, precipiten constituyentes M-A.

Estos constituyentes consisten en austenita retenida y austenita de alto carbono transformada en martensita. La presencia de los mismos es afectada por el heat input, que influye especialmente en el tiempo de enfriamiento desde 500 a 800 °C ( $\Delta t_{8/5}$ ). Además, en la zona cercana a la LF se encuentra el mayor tamaño de grano, lo que podría producir conjuntamente con la martensita una pérdida de tenacidad (Li *et al.*, 2001).

En la selección del consumible para realizar una junta soldada existen diferentes opciones que el especialista en soldadura debe analizar. Una teoría muy difundida es la que propone que el metal de soldadura debe tener una resistencia igual o mayor al metal base, de manera que cuando se ensaye la junta a la tracción la fractura ocurra fuera de la soldadura. En la actualidad se analizan otros conceptos y las opciones que se presentan a la hora de seleccionar un consumible a partir de sus propiedades mecánicas son tres: "matching": cuando la resistencia a la tracción del metal de aporte es igual a la del metal base; "undermatching": cuando es menor y "overmatching": cuando es mayor.

Cuando el acero tiene una resistencia a la tracción del orden de los 350 MPa, el uso de consumibles de la familia E 7XXX provee una situación de "overmatching", si la resistencia del metal base aumenta hasta el orden de los 400 MPa, este mismo consumible se utiliza como "matching". Con el advenimiento de aceros de alta resistencia y la permanente evolución de los mismos no siempre se dispone de consumibles de igual o mayor resistencia y la opción de usar un metal de aporte de menor resistencia que la del metal base se vuelve más atractiva (Ikawa *et al.*, 1980 y Biro *et al.*, 2010).

Los aceros microaleados obtienen sus propiedades mecánicas finales por medio de los mecanismos de endurecimiento por tamaño de grano y precipitación de carbonitruros. Cuando un acero martensítico es sometido a un ciclo térmico de calentamiento y enfriamiento, se puede observar una disminución de la dureza, debido al revenido de la martensita. En la soldadura de aceros microaleados en donde la microestructura original del material base está compuesta por martensita, en la zona afectada por el calor (ZAC), se ha observado una disminución de la microdureza (Ghosh *et al.*, 1991).

De acuerdo con López *et al.* (2016) a este efecto se le conoce como ablandamiento de la ZAC. Este ablandamiento (disminución de la resistencia mecánica local), está relacionado con fallas de deformación localizada, además de que puede promoverse el agrietamiento inducido por el hidrógeno (Takahashi y Ogawa, 1995). Este fenómeno se ha relacionado con las microestructuras desarrolladas en la ZAC por efecto de los ciclos térmicos y por el revenido de la martensita (Xia *et al.*, 2008) que se promueve en la subzona denominada zona afectada por el calor subcrítica (ZAC), en la cual se experimentan temperaturas pico inferiores a la temperatura crítica de transformación Ac1. El revenido de la martensita se ha

estudiado ampliamente en el tratamiento térmico de aceros templados. A diferencia del revenido de aceros templados, el ciclo térmico que se presenta en la ZAC es muy rápido.

### 1.3. Caracterización de los aceros microaleados (H.S.L.A.)

Estos aceros surgen de la necesidad de conjugar una buena resistencia mecánica sin disminuir la soldabilidad, lo que comporta una disminución del carbono, compensando el decrecimiento de resistencia que esto implica, con una adición controlada de aleantes que ejerzan una acción directa sobre el mecanismo de crecimiento del grano. Esta técnica va acompañada de otras, que son utilizadas en el proceso de fabricación, como son los procesos termomecánicos de laminación controlada (T.M.C.P.) y enfriamiento acelerado (González-Palma *et al.*, 2006).

El desarrollo de los aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA: high strength low alloy) para la construcción de cañerías soldadas requiere de la disminución en el porcentaje de carbono, la adición de elementos microaleantes como refinadores de grano y endurecedores por precipitación y la aplicación de una práctica de laminación controlada en caliente (TMCP: thermomechanically controled process). La sinergia entre el diseño de aleación y el TMCP permite alcanzar simultáneamente alta resistencia y excelente tenacidad a la fractura en las condiciones más exigidas (Tamehiro, 1987 y Bruna, 2004). Es de esperar, entonces que estos aceros tengan buena soldabilidad y baja susceptibilidad a la fisuración por hidrógeno (Hulka, 1990).

De acuerdo con Illescas (2008), los aceros microaleados de alta resistencia han reemplazado a los aceros al carbono tradicionales en aplicaciones de la industria automotriz y de la construcción por sus ventajas en cuanto a propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión y soldabilidad. Estos aceros logran sus propiedades mecánicas, especialmente altos niveles de resistencia, mediante el agregado de microaleantes y procesos termomecánicamente controlados.

Este proceso permite controlar la recrystalización de la austenita, el crecimiento de grano y la transformación de austenita a ferrita mediante un enfriamiento programado y la adición de pequeñas cantidades de elementos microaleantes, tales como Ti, Nb y V. Se pueden definir entonces, los aceros microaleados como aquellos que contienen pequeñas cantidades, generalmente menores del 0,15 %, de elementos de aleación formadores de

carburos, nitruros y carbonitruros los cuáles controlan directa o indirectamente la resistencia y otras propiedades de los aceros estructurales. De este modo se logra incrementar la resistencia por efecto del refinamiento de grano y el endurecimiento por precipitación (Illescas, 2008).

Dado el avance acelerado del diseño de nuevos aceros, no siempre se dispone de los conocimientos necesarios para predecir el comportamiento de los mismos como componentes de una junta soldada. El criterio que se utiliza para realizar una especificación de procedimiento de soldadura es la compatibilidad en las propiedades mecánicas y metalúrgicas del metal de aporte con el metal base; esto implica la utilización de metales de aporte puro de alta resistencia mecánica (Twelis, 1989 y Surian *et al.*, 2005). Su elección debe considerar que el metal de soldadura disuelve un porcentaje del metal base y que elementos microaleantes presentes en el acero base, influyen en sus propiedades mecánicas.

Los aceros de baja aleación contienen adiciones menores de otros elementos tales como níquel, cromo, manganeso, silicio, vanadio, columbio, aluminio molibdeno y boro. La presencia de estos elementos en pequeñas cantidades da como resultado una marcada diferencia en sus propiedades mecánicas. Estos aceros de baja aleación generalmente son clasificados como aceros estructurales de alta resistencia y baja aleación, aceros para maquinaria y partes para automotores, aceros para servicio a baja temperatura, o aceros para servicio a elevada temperatura.

La influencia de los elementos aleantes se puede analizar desde el punto de vista del comportamiento de los aceros durante el revenido. Los elementos aleantes bien por su presencia en la ferrita o su influencia en la formación de carburos deben propiciar propiedades mecánicas más elevadas con la temperatura de revenido (Guliaev, 1983).

Según Tempering of Steel (2005) las propiedades mecánicas en función de la temperatura de revenido, para un tiempo constante, dependen de la concentración de los elementos de aleación. El efecto general de estos en el revenido es el retardo de la velocidad de ablandamiento, específicamente a temperaturas de revenido más altas. Siendo así, en los aceros aleados, alcanzar la dureza dada en un periodo de tiempo dado requiere temperaturas de revenido más altas que los aceros al carbono.

Plantea Porter (1981) que los elementos formadores de carburo (cromo, molibdeno, tungsteno, vanadio, tantalio, niobio y titanio) retardan los procesos de ablandamiento por la formación de carburos aleados. El efecto de los elementos formadores de carburo es mínimo a bajas; sin embargo, a temperaturas más altas de revenido donde se forma  $\text{Fe}_3\text{C}$ , se forman los carburos aleados, y decrece la dureza suavemente.

#### 1.4. Proceso tecnológico de la soldadura

En la actualidad, uno de los métodos más importantes para la unión de piezas y conjuntos metálicos en general en las industrias que aportan al producto interno bruto y adelanto en infraestructura de países desarrollados y en vías de desarrollo es la soldadura y sus tecnologías (Camilleri *et al.*, 2007; Wang y Liu, 2004; Méndez, 1999).

Así mismo es importante que dentro del contexto de investigación, innovación y desarrollo de procesos mixtos e híbridos en soldadura, de nuevos materiales base y de aporte y caracterización mecánica y microestructural de soldaduras y recubrimientos superficiales llevadas a cabo por instituciones tecnológicas, universidades y centros de investigación; las aplicaciones de soldadura (Bolaños *et al.*, 2006; Dunder, 2006; Baldomir *et al.*, 2005) estén soportadas además de personal capacitado, calificado y entrenado para tal fin debe estar soportado también por procedimientos de fabricación, ensamble y soldadura que garanticen la confiabilidad de los resultados obtenidos y por ende de las uniones soldadas.

Sin embargo, existen antecedentes (SENA, 2006 y Niebles, 2007) que demuestran que en las empresas del sector metalmecánico afines con la soldadura existe desconocimiento y poca evaluación e investigación de las tecnologías de soldadura, ingenieros con poco conocimiento del área de la soldadura que ocupen los cargos de supervisor e inspectores de control de calidad en esta área, y metodologías que faciliten el desarrollo y aseguramiento de calidad de sus productos soldados.

Es por tanto responsabilidad de las instituciones de nivel tecnológico y superior en las áreas de ingeniería afines con la tecnología de soldadura enseñarlas, facilitando la integración de la teoría y la práctica de la soldadura en el contexto integrador que potencialice la autonomía, la creatividad y la construcción de su propio conocimiento en esta área.

Los componentes estructurales en general y los fabricados por soldadura en particular pueden experimentar fallas en servicio de distintos tipos. A veces estas fallas en servicio



adquieren características catastróficas. La presencia de defectos en las uniones soldadas son muchas veces la razón de que se produzca una falla en servicio.

#### 1.4.1. Flujo de calor en los procesos de soldadura

Biro *et al.* (2010), indicaron que en ciclos de calentamiento y enfriamiento rápidos, el proceso de ablandamiento en aceros martensíticos se realiza en dos sub-procesos: nucleación y engrosamiento de carburos. Entonces la mayor nanodureza observada en la posición correspondiente a la temperatura  $A_{c1}$  se puede deber a que se promovió la formación de carburos de los elementos aleantes y el ablandamiento cerca de la posición del fin de la ZAC a la formación de carburos de transición.

El movimiento de una fuente de calor de un proceso de soldadura (proceso de soldadura al arco eléctrico). La fuente de calor (figura 1.3) se mueve a lo largo de una placa bajo un sistema coordinado de referencia a una velocidad de avance constante  $v$ , ( $\text{ms}^{-1}$ ), sobre una placa base de espesor  $e$ , (m).

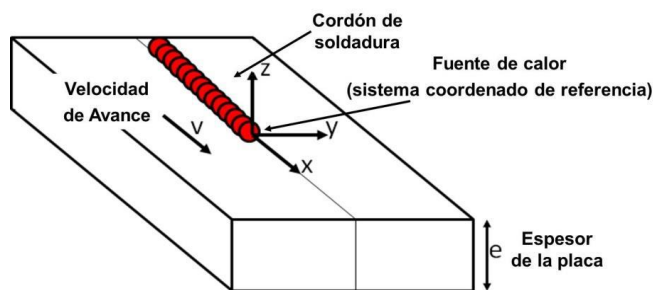


Figura 1.3. Movimiento de la fuente de calor sobre una placa. Fuente: Zhang *et al.* (2013).

Del movimiento de la fuente de calor se establece un estado térmico transitorio que se presenta al iniciar y finalizar la fuente de calor. Para un punto cualquiera entre el inicio y culminación del cordón de soldadura se establece un equilibrio térmico con respecto al movimiento de la fuente de calor, estableciendo un estado *cuasi-estacionario* de la distribución de temperaturas alrededor del punto.

El efecto de la entrada de calor en la soldadura, independiente si alcanza o no la fusión del material, genera zonas afectadas por el calor ocasionando transformaciones de fase, cambios en las propiedades mecánicas, esfuerzos residuales y distorsiones en la junta soldada (Stewart *et al.*, 2011). Estas zonas se conocen como zona fundida (ZF), zona afectada térmicamente (ZAT) y el metal base. Estas zonas son producto de la distribución de temperaturas asociadas a la entrada de calor.



Plantea Biro *et al.* (2014) que en términos de picos de temperaturas alcanzados y el tiempo que toma en alcanzarlos, permiten determinar completamente los efectos en los cambios macro y microestructurales de la junta soldada. La representación gráfica del cambio de la temperatura con respecto al tiempo para un punto de análisis ubicado en la junta soldada se conoce como ciclo térmico.

En la figura 1.4 se muestra los ciclos térmicos para diferentes puntos de análisis *A*, *B* y *C* ubicados en ZF, ZAT y el metal base, respectivamente. Entre más cercano se encuentre el punto de análisis a la fuente de calor, mayor será el pico de temperatura alcanzado. Los puntos de análisis inician bajo una temperatura de referencia  $T_{ref}$  que generalmente es la temperatura del recinto. Al instante que la fuente de calor se mueve, empieza a incrementarse la temperatura para cada punto de análisis hasta alcanzar las máximas temperaturas  $T_{maxA}$ ,  $T_{maxB}$  y  $T_{maxC}$ . Una vez se aleja la fuente de calor los puntos de análisis, se inicia un descenso lento de la temperatura hasta alcanzar el equilibrio térmico con  $T_{ref}$ .

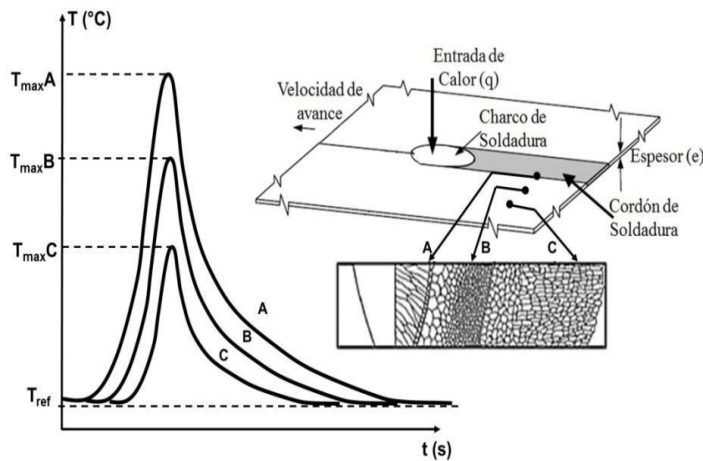


Figura 1.4. Zonas afectadas por el calor en función de la distribución de temperaturas. Fuente: Zhang *et al.* (2013).

La relación de los picos de temperaturas con los puntos de análisis *A*, *B* y *C*, logra establecer la extensión de la zona afectada por el calor. La representación gráfica de los picos de temperatura con la distancia medida transversal al cordón de soldadura se conoce como perfil de temperaturas. Solo una porción de la entrada de calor es usada para generar el cordón de soldadura, la otra porción es la suma de pérdidas entre la fuente de calor y el metal base.

Debido a que la energía involucrada en el proceso de soldadura es muy alta, se tienen afectaciones en los materiales a juntar que se deben tomar en consideración, dado que el arco eléctrico que se forma para poder fundir el material de aporte sobre los 1 400 °C oscila entre los 3 000 y los 4 000 °C (Changheui *et al.*, 2010).

Consideran Ferrer *et al.* (2007) y Pakandam *et al.* (2011), que teniendo en cuenta que el material de aporte en los procesos de unión siempre va a representar una fracción pequeña en comparación con el volumen de las piezas a juntar, es que se describe una curva tiempo-temperatura muy diferente a las que se pueden encontrar en un procedimiento de tratamiento térmico convencional, puesto que los tiempos de enfriamiento son bastante breves producto de la transferencia de calor que ocurre a lo largo del material luego de la deposición del metal de aporte a las temperaturas de líquido.

Esto hace que las fases de la microestructura sean particularmente diferentes a las del hierro puro a las del acero sometido a tratamiento térmico en la zona afectada por el calor y sus alrededores (Vitek, 2001), normalmente la sección de una placa en un proceso de soldadura se calienta por encima de los 650 °C lo que como resultado afecta sus propiedades mecánicas. Por esta razón, se denomina zona afectada por el calor ([HAZ] Heat Affected Zone / [ZAC] zona afectada por el calor). La cual está dentro del propio metal base, pero las porciones del metal base que se encuentran lo suficientemente alejadas de la fuente de calor no sufren ningún cambio estructural durante el soldado debido a que se someten a una temperatura mucho menor.

Los cambios más importantes se producen en la parte de la ZAC que ha sido calentada por encima de la temperatura A3. A medida que el arco se mueve, esta parte de la ZAC puede enfriarse rápidamente hasta los 100 °C. Con un acero al carbono de grano fino esto no debería ser un problema: Pero algunos casos la ZAC en el acero sube a temperaturas tan altas como 1 400 °C. En tales Las temperaturas de difusión son extremadamente rápidas y en sólo unos pocos segundos se puede lograr un significativo crecimiento de grano.

### **1.5. Origen de la estructura en soldadura**

El crecimiento de los cristales se da con la misma orientación cristalina que los granos de metal base parcialmente fundidos. Este fenómeno recibe el nombre de crecimiento epitaxial. El cuál es el mecanismo común a todos los procesos de soldadura por fusión,

posibilitando la coalescencia buscada para tener continuidad entre el metal base y el metal de soldadura. Durante el crecimiento de estos granos iniciados epitaxialmente, se produce una selección de unos a expensas de otros, formándose una textura de crecimiento (Suzuki, 2007).

Según Ju (2008), este crecimiento competitivo se produce debido a que cada grano posee direcciones preferenciales de crecimiento. Por lo tanto, los granos que poseen esa orientación, o cercana a ella, tendrán mayor chance de acomodarse. Se ha descrito en términos generales que la formación de la estructura primaria o de solidificación, que resulta del pasaje de líquido a sólido, por el cual se obtiene una estructura crecida epitaxialmente a partir de los granos parcialmente fundidos del metal base. Ésta estructura primaria corresponde a una determinada fase estable a la temperatura de solidificación.

Las transformaciones de fase en estado sólido tienen una importancia tecnológica fundamental en los aceros, ya que permiten obtener diferentes propiedades mecánicas según sea el tratamiento termo-mecánico a que es sometido un material de una composición química dada. Durante la soldadura de un acero, el enfriamiento se produce en forma continua, dependiendo del material, proceso, espesor de las chapas, calor aportado, precalentamiento, temperatura interpase.

#### **1.5.1. Transformación de austenita a ferrita, acero de bajo carbono y de baja aleación**

El desarrollo de la microestructura en dendritas o celdas en el metal de soldadura no siempre son discernibles, tal y como se muestra en la figura 1.5. La microsegregación, especialmente la segregación de solutos e impurezas a las regiones interdendríticas o intercelulares, lo que puede resultar en encapsulamiento de compuestos que en el metal de soldadura resultante puede ser perjudiciales para poner de manifiesto la estructura dendrítica o celular en el interior del grano a pesar de que la estructura del grano en sí todavía puede ser muy clara.

En segundo lugar, si la difusión en estado sólido se produce rápidamente, ya sea si la microsegregación es pequeña o está se homogeniza rápidamente y las dendritas o celdas en el metal de soldadura resultante pueden ser poco claras.

En tercer lugar, después de la solidificación de las transformaciones de fase, si se producen, puede producir nuevas microestructuras en el interior del grano y a lo largo del límite de grano y en la estructura subgranular en el metal de soldadura resultante puede quedar ensombrecida.

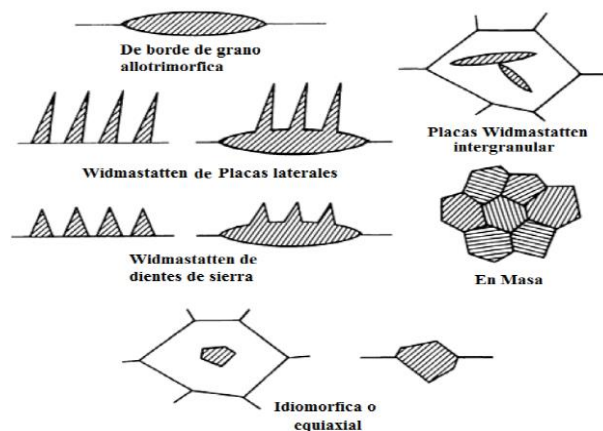


Figura 1.5. Clasificación de las diferentes morfologías de ferrita. Fuente: Ju (2008).

Los hexágonos representan las secciones transversales de los granos de austenita columnares en el metal de soldadura. Como la austenita se va enfriando desde una temperatura alta, la ferrita se centraliza en el límite de grano y crece en el interior. El límite de grano de la ferrita también se llama ferrita "alotriomórfica", lo que significa que se trata de una ferrita que refleja su estructura cristalina interna sin forma de fases regulares.

A temperaturas más bajas la movilidad del frente de crecimiento planar del límite de grano de ferrita disminuye y la ferrita Widmanstatten, también llamada placa lateral de ferrita, las forma en su lugar. Estas placas laterales pueden crecer más rápido porque el carbono, en lugar de acumularse en el plano frontal de crecimiento, se empuja a los lados de la punta de crecimiento.

Los átomos de sustitución no se difunden durante el crecimiento de la ferrita Widmanstatten. A temperaturas aún más bajas es demasiado lenta para que la ferrita Widmanstatten crezca en el interior del grano y es más rápido si la nueva nucleación de ferrita adelanta el crecimiento de la misma. Esta nueva ferrita, es decir, la ferrita acicular, se nuclea en partículas de inclusión de manera aleatoria, orientadas como agujas cortas de ferrita con unas características de una malla de cesta.

### 1.5.2 Solidificación del metal de soldadura

Después de aplicar calor e introducir el metal de aporte (en su caso) en la zona de soldadura, la unión soldada se deja enfriar a temperatura ambiente si el procedimiento y las especificaciones lo permiten. El proceso de solidificación es similar al de la fundición y comienza con la formación de granos columnares (dendríticos). Estos granos son relativamente largos y se forman paralelos al flujo de calor.

Debido a que los metales son mejores conductores de calor que el aire circundante, los granos se disponen de manera paralela al plano de los dos componentes que se están soldando. Por el contrario se muestran los granos en una soldadura poco profunda. La estructura y el tamaño del grano dependen de la aleación metálica específica, el proceso particular de soldadura empleado y el tipo de metal de aporte. Debido a que comienza en un estado fundido, el metal de soldadura básicamente tiene una estructura colada, y ya que se enfría de manera lenta, posee granos gruesos.

La estructura resultante depende de la aleación en particular, su composición y el ciclo térmico al que se somete la unión. Se pueden controlar y reducir las velocidades de enfriamiento mediante el precalentamiento del área general de la soldadura antes de soldar. El precalentamiento es importante, sobre todo para metales que tienen alta conductividad térmica. Sin precalentamiento, el calor producido durante la soldadura se disipa con rapidez a través del resto de las partes que se están uniendo. En la figura 1.6 se muestra la estructura de los granos en una unión soldada.

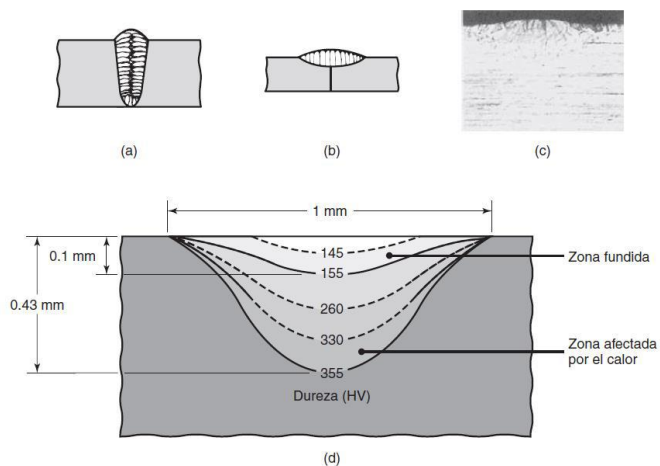


Figura 1.6. Estructura de los granos en una unión de soldadura.

Fuente: Maroef *et al.* (2002).

Las propiedades y la microestructura de la HAZ dependen de (a) la velocidad de suministro de calor y de enfriamiento y (b) la temperatura a la que se elevó esta zona. Además de los factores metalúrgicos (como el tamaño original y la orientación del grano, y el grado de trabajo en frío previo), las propiedades físicas (entre ellas el calor específico y la conductividad térmica de los metales) también afectan el tamaño y las características de esta zona. La resistencia y dureza de la zona afectada por el calor dependen en parte de la forma en que se desarrollaron la resistencia y dureza originales del metal base antes de la soldadura, éstas pudieron haberse desarrollado mediante (a) el trabajo en frío; (b) el reforzamiento por solución sólida; (c) el endurecimiento por precipitación, o (d) diversos tratamientos térmicos. Los efectos de estos métodos de reforzamiento son complejos y la forma más simple de analizarlos es la del metal base que se ha trabajado en frío, como por laminado o forja en frío.

La solidificación del metal de soldadura es influenciada por la composición química del sistema, por la geometría de la pileta líquida y por las condiciones térmicas bajo las que tiene lugar. Adicionalmente existen otros factores que afectan la solidificación como la presencia de impurezas en la pileta líquida, la existencia de una considerable turbulencia, un volumen de metal líquido pequeño respecto del metal base y la existencia de grandes gradientes de temperatura en el metal líquido. Además debido a que la fuente está en movimiento la solidificación es un proceso dinámico, que está relacionado con la velocidad de soldadura. Cuando se requiere precalentamiento los gradientes de temperatura se ven afectados (Easterling, 1983).

En presencia de una interfase sólido-líquido preexistente, como en el caso de la soldadura, el crecimiento del sólido tiene lugar por la adición de átomos desde el líquido hacia el sólido. La estabilidad de la interfase es crítica en la determinación de las características microestructurales del metal de soldadura. Durante el crecimiento del sólido la forma macroscópica de la interfase sólido-líquido estará determinada por las condiciones en el entorno inmediato de la interfase. En este sentido, si el crecimiento se produce en forma planar, celular o dendrítica influirá fuertemente en la forma y distribución de los granos y en las variaciones composicionales dentro de la soldadura, así como en las propiedades de la misma (David y Vitek, 1989). En este sentido, es posible generar un amplio rango de

subestructuras de solidificación, en un material dado, simplemente variando las condiciones de soldadura (Davies y Garland, 1975).

Para prevenir el deterioro de materiales particularmente metálicos, de equipos y herramientas sometidos en su funcionamiento a proceso de desgaste, a exigencias cada vez más estrictas y ambientes agresivos en su desempeño así como para prolongar su vida útil, se han venido implementando procesos de recubrimiento superficial, los cuales brindan alta dureza, baja fricción, resistencia al desgaste, así como buena resistencia a altas temperaturas y sobre todo una excelente resistencia a la corrosión (Ortega *et al.*, 2005 y Harvey *et al.*, 2008).

### **1.6. Influencia de los elementos de aleación en el proceso de soldadura**

Según Rodríguez (1983) y García (1983), plantean que la soldabilidad de un material está dada por tres factores, de ellos el factor material es el que se refiere a la influencia de la composición química, método de fusión, existencia de impurezas, grado de desoxidación y las operaciones precedentes (laminado, forja y tratamiento térmico), también depende de la relación de las impurezas, elementos de aleación y el carbono.

El grado de soldabilidad representa una característica cualitativa o cuantitativa, la cual muestra cuanto varían las propiedades del metal al soldar bajo determinadas condiciones. Por ejemplo es posible establecer cuanto varían la resistencia, plasticidad, resiliencia y otras debido a la soldadura. Una de las características más sustanciales de la soldabilidad en aceros es la ausencia de grietas. Los elementos de aleación tales como el carbono, silicio, manganeso, cromo, molibdeno, níquel, ejercen influencia en las propiedades mecánicas del material (González-Cabrera *et al.*, 2017).

Según Nedeljkovic *et al.* (2010), la templabilidad, o capacidad para el templeado, de un acero, se refiere a la facilidad con que se forma la martensita. Los aceros de bajo carbono tienen baja templabilidad, sólo muy altas velocidades de enfriamiento permiten, que toda la austenita se transforme en martensita. Los aceros aleados tienen una alta templabilidad - aún el enfriamiento al aire produce martensita. La templabilidad no se refiere a la dureza del acero. Un acero de bajo carbono y alta aleación puede formar martensita fácilmente, pero debido al bajo contenido de carbono, la martensita no es dura.

Con respecto a la valoración del grado relativo de influencia de los diversos elementos en la templabilidad, existen datos que divergen en su expresión cuantitativa. Los que más intensamente aumentan la templabilidad son el cromo, el níquel, el molibdeno y el manganeso, razón por la cual figuran en la composición de la mayoría de los aceros aleados para construcción. La templabilidad del acero puede aumentarse especialmente aleándolo con varios elementos a la vez. Esto ocurre, por ejemplo, cuando actúan conjuntamente el níquel y el cromo. El molibdeno actúa con mucha eficacia cuando se introduce en el acero al cromo - níquel.

Influyen de una forma especial en la cinética de la descomposición elementos formadores de carburos tan enérgicos como el vanadio, el titanio, el niobio y parcialmente el volframio. Como estos elementos forman carburos difíciles de disolver, a las temperaturas de temple ordinarias (800 – 900 °C) permanecen enlazados en los carburos y no pasan a la austenita. Como resultado de esto la templabilidad del acero disminuye, ya que los carburos actúan como centros preparados de cristalización de la perlita. Cuando es alta la temperatura de calentamiento para el temple, estos carburos se disuelven ya; la austenita contiene entonces estos elementos en disolución, lo que aumenta la templabilidad.

Se ha evaluado la resistencia mecánica de las estructuras soldadas en la zona afectada por el calor (ZAC). En donde la junta soldada en aceros muestra un gradiente de microestructura en la línea de fusión, Ju *et al.* (2008), realizaron estudio enfocado con la correlación entre el cambio de la microestructura y las características de fractura en la ZAC tanto en la costura y la circunferencia soldadas para tuberías de acero API 5L, los autores obtuvieron valores de energía de impacto en la zona circunferencial soldada de la ZAC, obteniendo valores muy bajos en la línea de fusión, pero esta se incrementa cuando se aleja de la línea de fusión. En la zona longitudinal soldada de la ZAC no fue posible encontrar valores de energía de impacto Charpy.



### **1.7. Conclusiones del capítulo**

- ✓ Se pudo establecer que el acero AISI 4340 se considera un acero bajo aleado, del tipo acero grado maquinaria al Cromo-Níquel-Molibdeno de alta tenacidad por su alto contenido de níquel, que al ser sometido a proceso de soldadura puede ocurrir el efecto de agrietamiento.
- ✓ Durante el proceso de conformado, las herramientas (moldes y troqueles y estampa) están sometidas a severas condiciones de trabajo, tales como el desgaste en sus zonas de trabajo, cargas de impacto y trabajo en caliente, pero al ser herramientas costosas, se requiere, dentro de las posibilidades de su recuperación por soldadura.
- ✓ Para la soldadura de reparación de herramientas de conformación se requiere de un conocimiento, donde los procedimientos de soldadura estándares no se adecuan, ni se cuenta con códigos como guía para la obtención de resultados de calidad.
- ✓ Se pudo contactar que no existe en la literatura clásica de soldadura información sustancial al respecto a la reparación de herramientas de conformado, encontrándose la misma mayormente en artículos científicos o técnicos de revistas especializadas.

# **Capítulo 2**

## **Materiales y métodos**

## CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

### 2.1 Introducción

La manufactura, en su sentido más amplio, es el proceso de convertir la materia prima en productos. Incluye el diseño del producto, la selección de la materia prima y la secuencia de procesos a través de los cuales será manufacturado el producto. Como actividad económica, la manufactura comprende entre el veinte y el treinta por ciento del valor de todos los bienes y servicios producidos. Tradicionalmente, las actividades de diseño y manufactura han ocurrido de manera secuencial, más que de manera concurrente o simultánea. Aunque esta secuencia parece lógica y sencilla, es un procedimiento que desperdicia de forma extrema los recursos. El estudio de los procesos de conformado y del comportamiento de los diferentes tipos de materiales utilizados para estas operaciones está en pleno desarrollo en el mundo y han alcanzado en los últimos años una gran importancia industrial debido al papel que juegan en el desarrollo.

El objetivo del capítulo es establecer el procedimiento metodológico relacionado con el proceso de soldadura del acero AISI 4340 empleado en moldes y troqueles con diferentes materiales de aporte.

### 2.2. Composición química del acero AISI 4340

La composición química estándar de esta aleación según Key to steel 2002, la American Society for testing Materials - ASTM y la SAE, se refleja en la tabla 2.1.

Tabla 2.1. Composición química del acero AISI 4340, en %

C	Mn	Ni	Cr	Mo	Si
0,30 - 0,43	0,5 - 0,8	1,3 – 2,00	0,7 - 1,70	0,15 - 0,3	0,20 – 0,35
S máx	P máx	Fe			
0,04	0,04	Balance			

Por la composición química de este acero, se considera un acero grado maquinaria al Cromo-Níquel-Molibdeno de la más alta tenacidad por su alto contenido de níquel, tratado (bonificado), empleado para piezas y partes de maquinaria de las más severas exigencias para uso general. Se surte en estado recocido y tratado.

Los elementos químicos carbono y cromo, al ser elementos alfégenos provocan la precipitación de carburos de cromo en la ZAT y pueden provocar el efecto del agrietamiento en la unión soldada.

### 2.3. Caracterización de la junta de soldadura en la estampa

En la soldadura de reparación de herramientas de conformación es común la aparición de defectos, los cuales pueden ser contrarrestados o disminuidos si se aplican las técnicas antes mencionadas. Para el llenado posterior de la preparación de bordes se recomienda realizar cordones con un orden tal que las capas del depósito sean aplicadas de forma alterna, con vistas a minimizar la distorsión. En la figura 2.1 se muestra el molde que se requiere soldar, donde se emplearán materiales de aporte de los tipos E 7018, UTP 65 y E 312 - 16. Se siguió los procedimientos siguientes:

1. Preparación del biselado en filete simple V a  $60^\circ$ , previo a la soldadura.
2. Precalentamiento del material.
3. Soldadura.

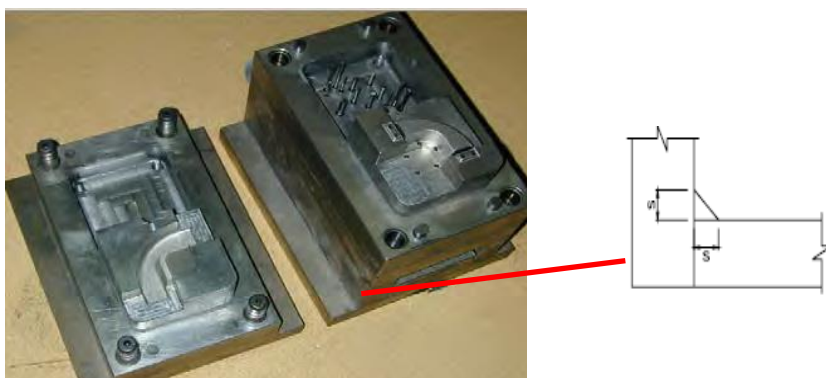


Figura 2.1. Preparación de la junta en las muestras para la soldadura.

Para realizar el proceso de soldadura a ninguna de las muestras se le aplicó precalentamiento, los mismos se seleccionaron a partir del tipo y del diámetro del electrodo. En la tabla 2.2 se muestran los parámetros de soldadura empleados para la soldadura del acero AISI 4340 mediante el proceso de soldadura SMAW.

Tabla 2.2. Parámetros para el proceso de soldadura

Diámetro del electrodo (mm)	3,2
Temperatura de fusión ( $^\circ\text{C}$ )	1 420
Temperatura de ignición ( $^\circ\text{C}$ )	34
Rendimiento (%)	0,75
Conductividad térmica ( $\text{W/m}\cdot^\circ\text{C}$ )	36

Entre los principales parámetros tenemos al electrodo, esto determina la intensidad de soldeo. Si empleamos una intensidad baja para un diámetro de electrodo dado se ocasionara inestabilidad del arco. Si por el contrario usamos una intensidad excesiva podremos

originar erosión y fusión de la punta del electrodo, así como inclusiones de tungsteno en el metal soldado.

Luego del proceso de soldadura, las muestras fueron cortadas del molde, se realizó el corte de forma transversal en el mismo, en las muestras se realizará el análisis microestructural en la sección longitudinal y transversal. Para determinar el área de la sección transversal se empleará la ecuación 2.1.

$$A_{st} = \frac{1}{2}(S)^2 \quad (2.1)$$

Donde:

$A_{st}$  - Área de la sección transversal del cordón,  $\text{cm}^2$

$S$  - Tamaño del chaflán, del cordón o de la soldadura de bisel, cm.

### **2.3.1. Características de los materiales de aporte**

El electrodo consta de un revestimiento a base de sustancias químicas que cumple varias funciones y posee además un extremo no revestido que permite fijarlo en el portaelectrodo. La elección de los electrodos se realizó según recomendaciones (AWS-A5-28-79, ASME SFA 5.28, 2006)

El electrodo UTP 65, es un electrodo especial austenítico ferrítico de excelentes características de soldabilidad y alta resistencia mecánica, para trabajos críticos, con características mecánicas sobresalientes. Posee alta resistencia a la fisuración al soldar metales bases difíciles de soldar, como por ejemplo aceros austenítico y ferríticos, aceros al manganeso (Haffield) con aceros aleados y no aleados, aceros de alta resistencia, aceros aleados, aceros susceptibles de tratamiento térmico y acero de herramientas.

El electrodo E 7018, según la AWS se clasifica en INFRA 718, básico de bajo hidrógeno, presenta otras denominaciones como: ASME SFA 5.1; E 7018; AWS A 5.1 E 7018. Es un nuevo electrodo bajo hidrógeno con polvo de hierro en su revestimiento, para soldar en todas posiciones. Tiene excelentes propiedades mecánicas a temperaturas bajo cero, es recomendable para fabricación de tanques, tuberías, electrodo de muy fácil operación con CA o CD-PI, no hay chisporroteo ni salpicaduras, arco sereno y aprobado por su fácil manipulación. Muy utilizado para relleno rápido en obras de gran magnitud.

Se emplea para propósitos generales en la fabricación de tuberías y líneas de tuberías de alta presión, calderas, recipientes a presión, fundiciones de aceros, aceros templados y revenidos, construcción de embarcaciones. La composición del depósito es de C, Mn, Si, S y P. La penetración es escasa y hay poca pérdida.

El electrodo E 312 - 16, clasificación según la AWS /ASME: SFA-5.4, suelda en todas posiciones, excepto vertical descendente. Genera un arco suave de fácil encendido y reencendido con escasas salpicaduras, deposita un cordón de soldadura con contornos suaves de superficie lisa, excelente acabado y fácil remoción de escoria. Las características de sus depósitos de soldadura son: alta resistencia a la corrosión, a la escamación hasta temperaturas de 1 100 °C, al agrietamiento y a la fluencia térmica (creep) hasta 850 °C.

Se utiliza en soldadura de aceros al carbono, de baja, media y alta aleación con o sin tratamiento térmico, aceros de composición desconocida, aceros para herramientas de alta sensibilidad al agrietamiento. Recomendable como recargue y unión de materiales sujetos a impacto, fricción, corrosión. Uniones disímiles entre aceros al carbono e inoxidables, puede usarse como capa de transición para depósito de aleaciones contra abrasión. Las aplicaciones más frecuentes están en la reparación de dientes de engranajes, tornillos sinfín, impelentes de bombas, asientos de válvulas, ballestas, herramientas como mandriles para trabajo en caliente, estampas, troqueles.

## **2.4. Caracterización de los equipos empleados en la experimentación**

Dentro de los procesos de diseños, el corte de las muestras debe realizarse meticulosamente, tratando en lo posible de la selección adecuada de cada máquina, para ensayos microestructurales la no alteración de las propiedades de los materiales es de vital importancia, ya que la alteración de la misma refleja una imagen distorsionada de lo que queremos obtener.

### **2.4.1. Observación con microscopía óptica**

Se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM - 100 ubicado en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM de Moa como se muestra en la figura 2.2. Primeramente se realizó la observación de la microestructura de la probeta patrón, la cual se empleará para la comparación de las micrografías obtenidas luego del proceso de soldadura con los diferentes electrodos y en las diferentes zonas.



Figura 2.2. Microscópio óptico NOVEL modelo NIM -100.

Está dotado de una cámara instalada mediante el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe que refleja la fotografía en el computador. Para colocar las probetas en el microscopio se montan en un dispositivo con plastilina que permite una nivelación adecuada de estas.

En la figura 2.3 se observa la microestructura de la muestra patrón del acero AISI 4340.

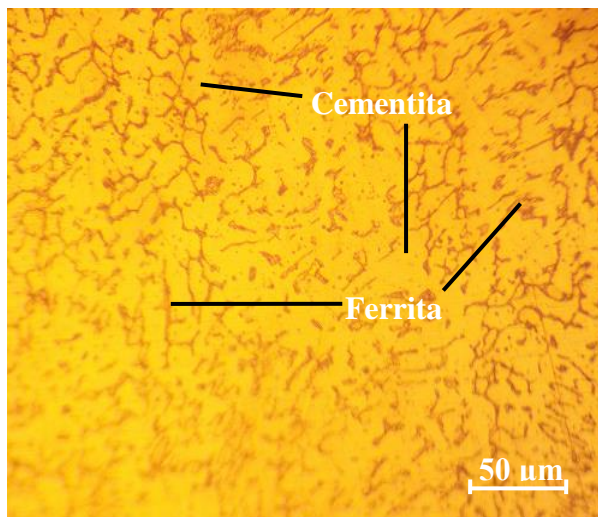


Figura 2.3. Estructura metalográfica del acero 4340.

La estructura que se observa es de cementita dispersa en ferrita, las etapas de transformación de la martensita durante el calentamiento conducen finalmente a una estructura de cementita y ferrita. Sin embargo, la diferencia está en el tamaño de los glóbulos de cementita.

#### 2.4.2. Pulido de las muestras metalográficas

Se empleó una pulidora metalográfica marca MONTASUPAL, la cual está ubicada en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM, para lograr el acabado final, en ella se

utilizó un paño de fieltro grueso usando como sustancia abrasiva el óxido de cromo (Pasta GOI), las características de la máquina aparecen a continuación.

Voltaje	250 V
Corriente	2,5 Amp
Número de revoluciones	300 - 1 000 rev/min
Potencia del motor	3,7 kW

La eliminación de los residuos de partículas, grasas y suciedades de la superficie se realizó con agua.

#### 2.4.3. Realización del ensayo de dureza

Para el ensayo se utilizó un microscopio modelo: PMT-3 No 168, Berkovich (1952), del laboratorio de microscopia de minas del ISMM Moa. La superficie de la probeta se prepara de la misma manera que para el análisis microestructural (desbaste y pulido). El número de dureza HV se determinó por el tamaño de las huellas. De acuerdo con la norma UNE 7 - 423 y ASTM E 92, se empleó el procedimiento de dureza Vickers (Callister, 2000; Askerland, 1998). En la tabla 2.3 se muestran los parámetros para la medición de la dureza.

Tabla 2.3. Parámetros para la medición de la microdureza

Condiciones de soldeo	Corriente (I)	Voltaje (U)	Velocidad (m/s)	Calor aporte (kJ/cm)	Dureza (HV)
E 312 - 16	I <sub>312-16</sub>	U <sub>312-16</sub>	V <sub>312-16</sub>	Ca <sub>312-16</sub>	HV <sub>1</sub>
UTP 65	I <sub>UTP 65</sub>	U <sub>UTP 65</sub>	V <sub>UTP 65</sub>	Ca <sub>UTP 65</sub>	HV <sub>2</sub>
E 7018	I <sub>7018</sub>	U <sub>7018</sub>	V <sub>7018</sub>	Ca <sub>7018</sub>	HV <sub>3</sub>

Para determinar la microdureza (HVN) de las probetas de análisis se realizó el ensayo para una carga de 20 g, donde se midió los diámetros de la huella de la punta de diamante con 136°, con una penetración en un tiempo de 15 segundos, las medidas se tomaron para los puntos de prueba seleccionados aleatoriamente en la superficie de las probetas.

#### 2.4.4. Máquina empleada para la soldadura

La máquina soldadora tipo transformador produce corriente alterna. La potencia es tomada directamente de una línea de fuerza eléctrica y transformada en un voltaje requerido para soldar. El tamaño de la máquina soldadora por utilizar depende de la clase y cantidad de soldadura por hacer. La regulación de los parámetros se realizó modificando la velocidad



de soldadura, actuando para ello sobre la corriente y la tensión de arco. Se soldó con corriente directa electrodo positivo.

Los rangos de amperaje para los que son diseñadas estas máquinas no sobrepasan los 180 A, lo cual limita los tipos de materiales en los que se puede utilizar. El arco que se produce es muy inestable y suele alcanzar un rendimiento de 85 a 90 %. La característica de la fuente de esta máquina nos permite saber las relaciones voltaje-intensidad en cada momento de utilización de esta y de hecho se convierte en la característica del arco. La ventaja fundamental, es su gran economía en el consumo energético.

#### 2.4.5. Determinación del depósito con el diagrama de Schaeffler

Cuando el acero contiene muchos elementos, el efecto global es una suma de los diferentes efectos individuales. Ahora bien, sabemos que los elementos más característicos de los aceros inoxidable son el cromo, el molibdeno, el nitrógeno y el níquel, elementos alfégenos y gammágenos. Estos últimos elementos permiten por eso la coexistencia de ferrita y austenita en el seno del acero. La figura 2.4 muestra el efecto de los dos elementos mayores (Cr y Ni) sobre las familias de los aceros inoxidable (Kotecki y Siewert, 1992).

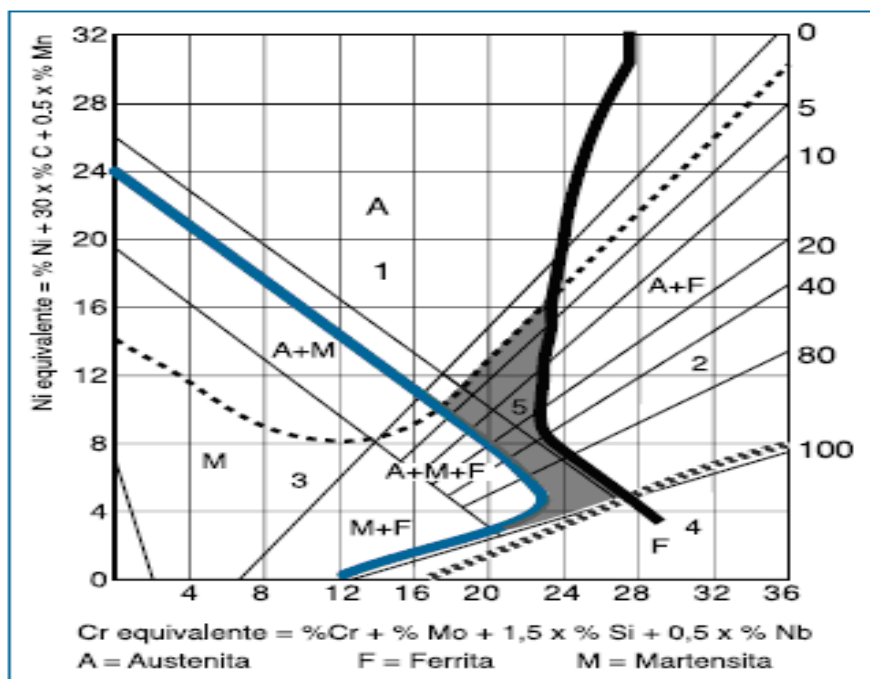






Figura 2.4. Campos del diagrama de Schaeffler.

#### Leyenda:

1 ----- Fisuración en caliente por encima de 1 250 °C.

- 2  Fragilidad por fase sigma entre 500 y 900 °C.
- 3  Fisuración por temple por debajo de 400 °C.
- 4  Crecimiento del grano por encima de 1150 °C.
- 5  Metal de soldadura óptimo respecto a sollicitaciones mecánicas.

En los aceros inoxidable austeníticos el Ni equivalente es superior a 8, mientras que Cr equivalente es superior a 18, el material aportado puede presentar estructuras: austenítica, con pequeñas cantidades de martensita, austenítico - ferrítica, con algún contenido de martensita y austenítico – ferrítica.

La utilización de este diagrama no se limita a los austeníticos, sino que permite predecir otras estructuras derivadas de la composición química del material.

$$[Ni] = \% Ni + 30 \cdot \% C + 0,5 \cdot \% Mn \quad (2.2)$$

$$[Cr] = \% Cr + \% Mo + 1,5 \cdot \% Si + 0,5 \cdot \% Nb \quad (2.3)$$

$$[Ni] = \% Ni + 15 \cdot \% C + 0,5 \cdot \% Mn \quad (2.4)$$

La ecuación 2.4 se emplea para determinar el  $[Ni]$  en el acero al carbono, ya que se considera un 15 por el fenómeno de la descarburación.

#### 2.4.6. Características de los materiales de aporte

El electrodo consta de un revestimiento a base de sustancias químicas que cumple varias funciones y posee además un extremo no revestido que permite fijarlo en el portaelectrodo. La elección de los electrodos se realizó según recomendaciones (AWS-A5-28-79, ASME SFA 5.28, 2006)

##### **Electrodo UTP 65**

Electrodo especial austenítico ferrítico de excelentes características de soldabilidad y alta resistencia mecánica.

##### **DIN 8556 E 18 – 8 Mn R 26**

Electrodo especial austenítico ferrítico para trabajos críticos, con características mecánicas sobresalientes. Posee alta resistencia a la fisuración al soldar metales bases difíciles de soldar, como por ejemplo aceros austenítico y ferríticos, aceros al manganeso (Haffield) con aceros aleados y no aleados, aceros de alta resistencia, aceros aleados, aceros

susceptibles de tratamiento térmico y acero de herramientas. Ideal para soldar cordones de colchón en los materiales base mencionados anteriormente.

El UTP 65 tiene una gran variedad de aplicaciones en el mantenimiento y reparación, como por ejemplo en máquinas y partes retransmisión (ejes engranajes, cajas) Sobre todo en el campo de maquinaria para construcción (obras públicas) donde se le prefiere debido a su aplicación segura y sin problemas. La composición del depósito es de C, Cr, Mn, Ni, Fe, Mo y Si.

### **Electrodo E – 7018**

Según la AWS se clasifica en:

INFRA 718, Básico de bajo hidrógeno.

Otras denominaciones

ASME SFA 5,1 E – 7018; AWS A 5,1 E – 7018

Es un nuevo electrodo bajo hidrógeno con polvo de hierro en su revestimiento, para soldar en todas posiciones. Tiene excelentes propiedades mecánicas a temperaturas bajo cero, es recomendable para fabricación de tanques, tuberías, electrodo de muy fácil operación con CA o CD-PI, no hay chisporroteo ni salpicaduras, arco sereno y aprobado por su fácil manipulación. Muy utilizado para relleno rápido en obras de gran magnitud.

Se emplea para propósitos generales en la fabricación de tuberías y líneas de tuberías de alta presión, calderas, recipientes a presión, fundiciones de aceros, aceros templados y revenidos, construcción de embarcaciones. La composición del depósito es de C, Mn, Si, S y P. La penetración es escasa y hay poca pérdida.

### **Electrodo E 312 - 16**

Se clasifica así según la AWS /ASME: SFA- 5.4, suelda en todas posiciones, excepto vertical descendente.

Electrodo que genera un arco suave de fácil encendido y reencendido con escasas salpicaduras, que deposita un cordón de soldadura con contornos suaves de superficie lisa, excelente acabado y fácil remoción de escoria. Las características notables de sus depósitos de soldadura son: alta resistencia a la corrosión, a la escamación hasta temperaturas de 1 100 °C, al agrietamiento y a la fluencia térmica (creep) hasta 850 °C.

Se utiliza en soldadura de aceros al carbono, de baja, media y alta aleación con o sin tratamiento térmico, aceros de composición desconocida, aceros para herramientas de alta sensibilidad al agrietamiento. Recomendable como recargue y unión de materiales sujetos a impacto, fricción, corrosión. Uniones disímiles entre aceros al carbono e inoxidables, puede usarse como capa de transición para depósito de aleaciones contra abrasión. Las aplicaciones más frecuentes están en la reparación de dientes de engranajes, tornillos sinfín, impelentes de bombas, asientos de válvulas, ballestas, herramientas como mandriles para trabajo en caliente, estampas, troqueles.

## **2.5. Cálculo del ciclo térmico de soldadura**

El régimen de soldadura depende de diversos factores: tipo de material base, tipo de alambre, fundente, tipo de unión. Este proceso 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. En general la velocidad del arco a lo largo de la pieza de trabajo es mucho mayor que la velocidad de difusividad térmica. El flujo de calor en la dirección del trabajo es pequeño comparado con el de la dirección perpendicular de avance.

### **2.5.1. Tensión del arco eléctrico**

Las funciones principales de la tensión (voltaje) es estabilizar el arco y proporcionar un cordón liso, sin salpicados; además, la tensión es dependiente del gas usado para la soldadura. La tensión de arco no influye significativamente en el ancho del cordón; influye notablemente en el refuerzo (forma cóncava o convexa del mismo), teniéndose soldaduras planas (con tensiones altas) y abultadas (con tensiones bajas), pero siempre en el rango de tener un arco estable y según Rodríguez (1987) se determina como:

$$U_a = 0,05 \cdot I_s + 10 \quad (2.5)$$

**Donde:**

$U_a$  - tensión del arco; V

### **2.5.2. Velocidad de soldadura**

Es el desplazamiento del electrodo a una velocidad adecuada (velocidad de soldadura) fundiendo constantemente una porción del metal base y adicionando metal de aporte producto de su propia fusión. En la medida que el proceso se desarrolla el baño metálico solidifica y forma el metal de la costura, según Rowe y Jeffeus (2008) se determina como:

$$V_s = \frac{\alpha_d \cdot I_s}{F \cdot \rho} \quad (2.6)$$

**Donde:**

- $V_s$  - velocidad de soldadura; mm/s  
 $\alpha_d$  - coeficiente de aporte; g/A min ( $\approx 10 \% I_s$ )  
 $F$  - área de la sección del cordón,  $\text{cm}^2$   
 $\rho$  - densidad del metal fundido;  $\text{g/cm}^3$

### 2.5.3. Energía lineal del proceso de soldadura

Cuando se deposita una pasada de soldadura sobre la superficie de una placa, el flujo de calor afecta cada punto produciendo tensiones en función de la distancia a la fuente de calor, Talero (2000) propone la siguiente ecuación:

$$E_L = 60 \cdot \eta \frac{U_a \cdot I_s}{V_s} \quad (2.7)$$

Donde  $E_L$  es la energía lineal, en J/cm y  $\eta$  es la eficiencia de la fuente de calor; %

La eficiencia ( $\eta$ ) del proceso de soldadura SMAW oscila entre 0,6 a 0,8 (Cary, 1998). A los efectos de los cálculos realizados, se asumió eficiencia de 0,7.

### 2.5.4. Cálculos numéricos para la soldadura

El cálculo de la longitud del charco de soldadura (Cerjak, 1998), mostrará el radio efectivo de la distribución del calor y de su influencia en la zona afectada por el calor.

$$L_l = \frac{Q}{2\pi\lambda(T_s - T_0)} \quad (2.8)$$

**Donde:**

- $L_l$  - longitud del charco de soldadura; mm  
 $Q$  - energía entrante; W  
 $\lambda$  - conductividad; W/m K  
 $T_s$  - temperatura de fusión;  $^{\circ}\text{C}$   
 $T_0$  - temperatura inicial;  $^{\circ}\text{C}$

Si se combina la longitud de la gota de soldadura con la velocidad de recorrido o de avance (longitud entre velocidad), así resulta el tiempo  $t$  de la fase líquida en un punto, en la línea

central de la soldadura, el cual es observado por el soldador a la hora de ejecutar la soldadura.

Para el cálculo de la energía entrante se emplea la siguiente ecuación:

$$Q = q \cdot l \quad (2.9)$$

**Donde:**

$q$  - energía de calor en Joule por metro lineal de soldadura; J/m

$l$  - longitud a soldar; m

El calor, que se genera en un arco movable (Howard, 1992) o la energía entrante, puede calcularse como:

$$q = \frac{I_s \cdot U_a}{V_s} \eta \quad (2.10)$$

### 2.5.5. Velocidad de enfriamiento del cordón

El método más usual es determinar la velocidad de enfriamiento sobre la línea central de soldadura en un instante en el cuál el metal pasa a través de una temperatura de interés  $T_c$ . Si esta temperatura es inferior a la de fusión, la velocidad de enfriamiento en la soldadura y en la zona afectada por calor inmediata es sustancialmente independiente de la posición.

Weman (2003) propone determinar la velocidad de enfriamiento del cordón a partir del parámetro adimensional "espesor relativo de la placa" el cual permite determinar cuándo considerar un flujo en dos o tres dimensiones y tipo de placa, su expresión matemática es:

$$\tau = d \sqrt{\frac{\rho C_e (T_c - T_0)}{q}} \quad (2.11)$$

**Donde:**

$\tau$  - parámetro adimensional de espesor relativo de la placa

$d$  - espesor de la placa; mm

$\rho$  - densidad del material; g/cm<sup>3</sup>

$C_e$  - calor específico; J/m °C

$T_c$  - temperatura de fusión; °C

$T_0$  - temperatura inicial; °C

La velocidad de enfriamiento para una placa fina está dada por:

$$R = \frac{2\pi\lambda(T_c - T_0)^2}{q} \quad (2.12)$$

El tiempo de enfriamiento del cordón se determina por la ecuación 2.13.

$$t = \eta \frac{I_s^{(1,24+0,0005T_e-0,005v_s)} \cdot U_a^{0,59}}{108 \cdot V_s^{(0,78-0,0005T_c)}} \quad (2.13)$$

### 2.5.6. Cálculo de costo del proceso de soldadura

Cuando se realiza una construcción soldada hay dos tiempos que se deben tomar en cuenta, estos son: el tiempo en el que el operador está efectivamente depositando material y los tiempos accesorios. Al primero se le conoce como duración de arco y viene a ser el tiempo en que el soldador está depositando metal en la junta. Entre los tiempos accesorios se tiene: tiempo de ensamble, de posicionamiento y de preparación de la junta. Cuando retira un montaje de su posición o limpia una soldadura, él está necesariamente ejecutando "reiteradas" operaciones, según Burgos (1987) se determina como:

$$t_o = \frac{\rho(F)L}{kH \cdot I_s} \quad (2.14)$$

**Donde:**

- $t_o$  - tiempo principal de soldadura; min
- $\rho$  - peso específico del material; kg/dm<sup>3</sup>
- $F$  - área de la sección transversal del cordón; cm<sup>2</sup>
- $L$  - longitud a soldar; mm
- $kH$  - coeficiente de depósito; ( $kH \approx 8,9 - 9,5$ )
- $I_s$  - intensidad de corriente; A

El costo de la energía eléctrica se considera parte de los gastos generales. Por otro lado, cuando es necesario comparar procesos competitivos de manufactura o de soldadura se sugiere incluir el costo de la energía eléctrica como costo directo en los cálculos. En ciertas plantas, a la energía eléctrica se le considera como gasto directo y se carga junto con cada uno de los trabajos (ASTM, 2000).

La cantidad de electrodos necesarios para realizar la unión se determina por la siguiente ecuación:

$$C_E = \frac{S \cdot L_c \rho}{10^6} \cdot 1,2 \quad (2.15)$$

**Donde:**

$C_E$  - cantidad de electrodos; kg

$S$  - área de la sección transversal de la pieza; mm<sup>2</sup>

$10^6$  - factor de conversión

1,2 - pérdidas por salpicaduras, calentamiento, aprovechamiento del electrodo

## 2.6. Preparación de las muestras para el análisis metalográfico

Una superficie metálica en la que se van a observar unas fases microscópicas ha de ser plana y estar pulida. Plana porque la pequeña profundidad de foco de los sistemas ópticos de observación a grandes aumentos no permitiría enfocar la imagen simultáneamente en planos situados a distintos niveles y estar debidamente pulida para que sólo puedan aparecer en ella detalles propios de su estructura y no de circunstancias ajenas a ella que pudieran enmascararla.

Para conseguir ambas cosas, se realizan una serie de pasos consecutivos: corte, desbaste, pulido y ataque, que se describen a continuación:

### 2.6.1. Corte de las muestras para el análisis metalográfico

Por lo general la sección transversal de una muestra es la que más a menudo se utiliza para observar y documentar macroestructuras conjuntas y las microestructuras de una unión soldada. A continuación se presenta detalladamente cada una de las secciones que se pueden obtener de una junta soldada y sus respectivas aplicaciones. En la figura 2.4 se muestra el corte de las muestras metalográficas.

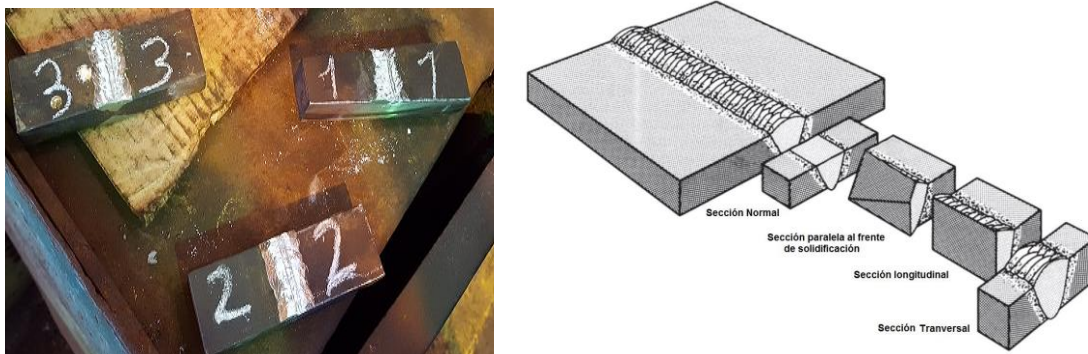


Figura 2.4. Corte de las muestras metalográficas.



Como se observa en la figura 2.4, fueron realizadas uniones soldadas a tope de uno, dos y tres pases, con preparación de bisel en V, utilizando el proceso SMAW con electrodo E 7018, el electrodo UTP 65 y el electrodo E 312 – 16. Las muestras utilizadas presentan un tamaño de 15 x 15, para ello se utilizó una fresadora vertical, en la que tras sujetar la muestra con las mordazas, se procedió a realizar el corte de la pieza, al mismo tiempo que se vierte un líquido refrigerante sobre la herramienta y la muestra, evitando el calentamiento excesivo de la probeta. Los regímenes de corte seleccionados fueron  $n = 150$  rev/min y  $S = 25$  mm/rev.

### **2.6.2. Desbaste**

La superficie a pulir, primero ha de ser desbasta pasándola sucesivamente por papeles con abrasivos de grano cada vez más fino. En el trabajo se empezó con lijas de grano 60, pasando sucesivamente por las de 240, 320, 400, 600, 800 y 1 000. Los papeles de lija se apoyaron sobre una superficie plana (en este caso se utilizó una desbastadora de bandas) y la probeta se apoyó sobre ellos por la cara a desbastar, frotándola en una dirección hasta que se observa en su superficie sólo marcas de desbaste correspondientes al papel que se está utilizando.

La dirección de desbaste se gira  $90^\circ$  al pasar de un papel al siguiente, habiendo previamente aclarado la probeta con un chorro de agua con el fin de eliminar las posibles virutas y restos de granos de la última lija utilizada.

La superficie de la probeta, desbastada hasta el grano más fino y limpia, se pasa por unos paños impregnados en algún abrasivo. El tipo de abrasivo y de paño dependen del material de la probeta. El utilizado en este caso fue pasta GOI en el pulido grueso y de  $1\ \mu\text{m}$  en el caso del segundo pulido y como paños se utilizó fieltro.

Los paños, siempre húmedos y con suficiente abrasivo, van sujetos a unos discos giratorios, aunque también pueden ir apoyados sobre una superficie plana y limpia. En nuestro caso para realizar el pulido nos hemos ayudado de una pulidora manual, marca MONTASUPAL. El disco gira, y la probeta, apoyada suavemente sobre él, se giró describiendo círculos en sentido contrario al del disco.

### **2.6.3. Ataque**

Una superficie pulida revela ya una serie de hechos interesantes, como pueden ser grietas, inclusiones, fases (si su forma y color las hacen diferenciabiles), poro, pero, normalmente, la probeta hay que atacarla con un reactivo químico que actúa de forma selectiva sobre los diversos constituyentes estructurales (fases, límites de grano, impurezas, zonas deformadas).

Antes de atacar, la probeta ha de estar desengrasada y limpia, luego, es importante elegir un buen reactivo que ataque al material en cuestión. En este caso, para atacar ambos materiales con alto contenido en cromo y níquel se ha elegido el reactivo ácido oxálico y nital al 5 %.

Preparado el reactivo, se vierte un poco en una cápsula en la que se introduce la probeta unos instantes, mojando la superficie pulida. Se detiene el ataque con agua y se observa la superficie. La operación se repite hasta que la superficie a examinar esté bien atacada. El tiempo de ataque es muy variable y sólo la práctica o la observación repetida de la probeta al microscopio dirán cuando debe darse por terminado.

Después del ataque se lavó la probeta de nuevo con abundante agua corriente, y se secó con alcohol (absoluto) y secada al aire.

## **2.7. Conclusiones del capítulo 2**

- + Quedan establecidas las técnicas experimentales que permitirán dar cumplimiento al desarrollo del trabajo, así como la caracterización de cada uno de los equipos y máquinas para validar los resultados a obtener.
- + La utilización del diagrama de Schaeffler permitirá determinar las microestructuras resultantes en la aleación acero AISI 4340 soldada con los electrodos del tipo austenítico luego de ser sometido a ciclo térmico de soldadura.
- + Se estableció el comportamiento microestructural de la muestra patrón del acero AISI 4340, teniendo en cuenta que el mismo luego de fabricada la herramienta de conformar es tratado térmicamente y el ciclo térmico de soldadura también introduce variaciones microestructurales en el material a soldar.

## **Capítulo 3**

### **Análisis de los resultados**

## **CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS**

### **3.1. Introducción**

Por medio del control de la microestructura se puede mejorar la tenacidad de un metal soldado, para lo cual hay que tener en cuenta características fundamentales como las variaciones del grano y los microconstituyentes del metal soldado. En forma general se ha aceptado que hay componentes deseables y beneficiosos para una óptima integridad estructural como otros que no lo son. En busca de alcanzar una excelente resistencia mecánica y una alta tenacidad en metales soldados, es necesario investigar el comportamiento de nuevos procesos, aleaciones, metodologías y protocolos, así como el estudio del desempeño de los mismos, al someterlos a ciertas pruebas en condiciones específicas, para verificar sus propiedades y así poderles dar un uso categórico ideal.

El objetivo del capítulo es fundamentar a partir de las variaciones metalúrgicas que se originan en la zona fundida (ZF), la zona de influencia térmica (ZIT) y la interfase, los diferentes microconstituyentes que se originan en el cordón del acero AISI 4340 soldado con proceso manual por arco eléctrico y electrodos revestidos.

### **3.2. Análisis del depósito por el diagrama de Schaeffler**

Cuando se trata de unir materiales de la misma composición química, el punto correspondiente al metal depositado se encontrará entre la recta trazada por los puntos correspondiente al metal base y al electrodo. Su ubicación específica dependerá del grado de dilución con que se trabaje. En el proceso arco manual el valor típico es de 30 %.

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

Se empleó el diagrama para analizar el depósito de los electrodos E 312 - 16 y del electrodo UTP 65, tal y como se muestra en la figura 3.1, no se consideró el electrodo E 7018 ya que tanto el electrodo como el material base, su depósito es ferrítico. Se suelda un acero grado maquinaria con tratamiento térmico, según su condición de empleo en moldes y troqueles.

De acuerdo con la ecuación 2.2, 2.3 y 2.4 para el electrodo UP 65 el  $[Cr]$  y el  $[Ni]$  es igual a 21 % para el primero y 10 % para el segundo, en el caso del electrodo E 312 - 16, el  $[Cr]$  es de 31 % y el  $[Ni]$  es de 8 %.

Considerando la descarburación que se produce en el acero, el  $[Cr]$  y el  $[Ni]$  para el electrodo E 7018 es de 0,5 y 1,9 % respectivamente.

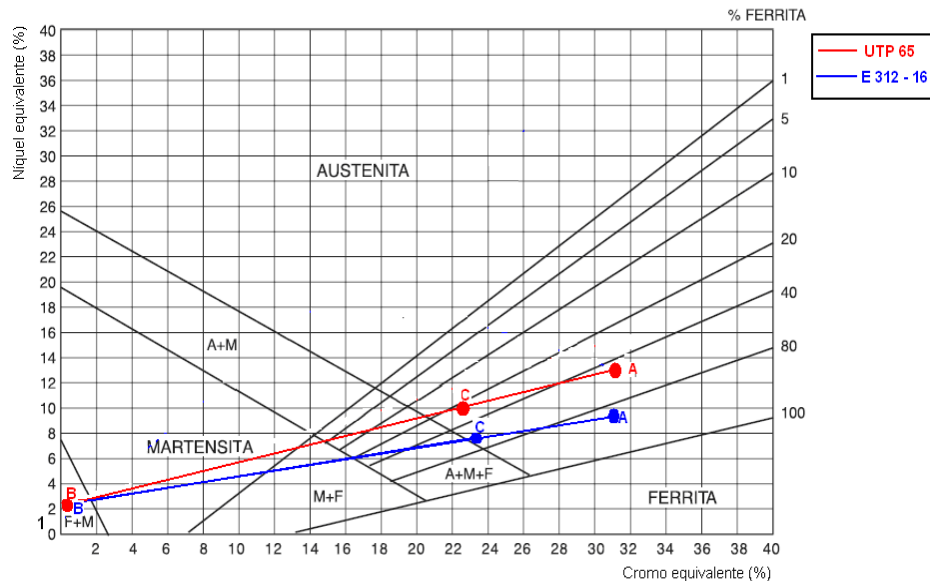


Figura 3.1. Depósito del electrodo UTP 65 y del electrodo E 312 - 16.

La línea roja representa el depósito del electrodo UTP 65 y la azul, el electrodo E 312 - 16, el punto B, común para los dos depósitos, el mismo se corresponde con el material base, el cual se puede observar que se encuentra en el campo de F + M, ya que el  $[Cr]$  y el  $[Ni]$  se encuentran ubicados en esta zona.

Para el electrodo UTP 65 se obtiene de un 10 a un 15 % aproximado de ferrita y para el electrodo E 312 - 16, se obtiene un aproximado de 40 a 45 % de ferrita, por lo que al realizar la unión soldada se van a obtener estructura generalmente del tipo ferrita, pero se requiere la aplicación de calentamiento para evitar el agrietamiento en frío, también el material aportado puede presentar estructuras: austenítica, con pequeñas cantidades de martensita, austenítico-ferrítica, con algún contenido de martensita y austenítico - ferrítica, lo que coincide con Neesen *et al.* (2008).

En correspondencia con la leyenda del diagrama, la soldadura del acero AISI 4340 con materiales de aporte austenítico se ubica en el campo 2 donde va existir fragilidad por fase

sigma entre 500 y 900 °C, en este campo, la ferrita se transforma en fase sigma, ocasionando una disminución en la tenacidad, ductilidad y resistencia al creep. Dicha disminución es directamente proporcional a la cantidad de ferrita presente según lo reporte Lefebvre (1993). Hasta 700 °C, un rango desde 3 hasta 8 número de ferrita (FN) provee la óptima combinación de resistencia al agrietamiento en caliente, ductilidad y resistencia.

### **3.3. Análisis de los regímenes de soldadura**

La respuesta del área próxima a la línea de fusión en una junta soldada depende de la naturaleza del material soldado y del proceso empleado. Debido a que el ciclo térmico es muy rápido, los materiales más afectados serán aquellos que aumentan su resistencia por tratamiento térmico. Las temperaturas en la ZAC varían entre las temperaturas ambiente y de líquido, por lo tanto muchos procesos metalúrgicos que se producen lentamente a temperatura ambiente, pues dependen de la difusión en estado sólido, pueden ocurrir muy rápidamente a temperaturas próximas a la de líquido.

Al efectuar el análisis del ciclo térmico de soldadura para la soldadura del acero AISI 4340, independientemente de que durante la soldadura manual por arco eléctrico se emplean electrodos del tipo E 312 - 16, UTP 65 y E 7018, se considera que los resultados obtenidos son aplicables en todas las condiciones.

El diámetro del electrodo seleccionado fue de 3,2 mm para la soldadura de la unión, se considera este diámetro porque los aceros austeníticos (electrodos) al estar expuestos a altas temperaturas, en ellos surgen esfuerzos térmicos y de contracción, los mismos no son susceptibles al tratamiento térmico. A partir de la selección de este diámetro en los electrodos, se determinó que la intensidad de la corriente a emplear sea de 150 A, corriente continua y polaridad normal.

En los procesos de soldadura manual por arco eléctrico y electrodos revestidos para la unión del acero AISI 4340, se requiere de la polarización normal que permite lograr mayor fusión en el baño. Con esta polaridad se consigue mayor penetración y un aumento en la duración del electrodo.

La tensión del arco fue calculada por la ecuación 2.5 donde se consideró la intensidad de la corriente, se determinó que la tensión necesaria para realizar el proceso de soldadura es de

16 V, siendo esta magnitud permisible dentro de los parámetros de la soldadura SMAW que es de 5 a 35 V (Maratray, 2000).

Las funciones principales de la tensión (voltaje) son estabilizar el arco y proporcionar un cordón liso, sin salpicaduras. Por otro lado reporta Ghosh *et al.* (2004), que para electrodos de 3,2 mm, la tensión del arco no influye significativamente en el ancho del cordón; influye notablemente en el refuerzo, la penetración depende del parámetro tensión del arco, de la velocidad de avance y principalmente de la corriente, la penetración varía alrededor de la velocidad y la tensión (Mohamed, 1998).

La velocidad de soldadura para realizar el proceso de unión se determinó por la ecuación 2.6, para un coeficiente de aporte de 15 g/A·h, el área de la sección transversal del cordón en una junta de esquina, según la ecuación 2.1 es de 12,5 cm<sup>2</sup> y una densidad del material de 7,85 g/cm<sup>3</sup>, se obtuvo una velocidad de soldadura de 0,03 mm/s.

La velocidad de soldadura encontrada, la corriente y el voltaje en conjunto, controlan el calor aportado por el proceso de soldadura. El propósito de una adecuada selección de la velocidad, causará la fusión de los materiales para que al solidificar permitan la formación de una unión integral, según fue reportado por Marulanda *et al.* (2007).

La energía lineal del proceso de soldadura se determinó por la ecuación 2.7, se tuvo en cuenta una tensión del arco de 16 V, la intensidad de la corriente de 150 A, la velocidad de 0,03 mm/s y el rendimiento del proceso de soldadura, que para la soldadura SMAW es de 0,7. El valor obtenido para la energía lineal es de 800 J/cm.

El proceso de soldadura está caracterizado por los diferentes aportes de energía, así como las variaciones de temperaturas según las isotermas del proceso, la distancia a que se encuentra la fuente y la velocidad de traslación e intensidad de la misma en cada punto del material, donde para el caso correcto de la distancia, según la literatura consultada (Radhakrishnan, 2000) plantea que la temperatura lograda en un punto determinado guarda una relación inversa con la separación desde la línea de aplicación del calor.

Los efectos, más graves, en el material base serán en las zonas cercanas al cordón, debido a la disipación del calor. Esta zona alcanza temperaturas mayores a la de fusión del propio material y por lo comentado anteriormente, la estructura del acero dúplex varía proporcionalmente a la zona afectada por el calor.



### **3.3.1. Análisis de los cálculos numéricos**

El cálculo de la longitud del charco de soldadura se determinó por la ecuación 2.8, la cual tuvo en cuenta una energía entrante, una temperatura de fusión de  $1\,539\text{ }^{\circ}\text{C}$ , una temperatura ambiente de  $32\text{ }^{\circ}\text{C}$ , una conductividad térmica de  $57\text{ W/m K}$ , la energía entrante calculada por la ecuación 2.9 que tiene en cuenta una longitud de unión de  $0,05\text{ m}$ ; luego se sustituyó en la ecuación 2.10 que considera la intensidad de corriente, la tensión del arco, la velocidad de recorrido y el rendimiento del proceso. El resultado de la energía entrante es de  $560\,000\text{ W}$ .

En adecuación a la ecuación 2.11 se determinó el parámetro espesor relativo de la placa, que considera la densidad del material de  $7,85\text{ g/m}^3$ , la temperatura de fusión de  $1\,539\text{ }^{\circ}\text{C}$ , la temperatura ambiente de  $32\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; el calor específico de  $460\text{ J/kg K}$  y la energía entrante de  $560\,000\text{ W}$ , al sustituir los valores se tiene que el espesor relativo de la placa es de  $0,98$ ; el mismo permite establecer que la unión a realizar se considera como espesor de placa gruesa, donde en el caso de una soldadura, el flujo de calor desde la fuente depende del espesor de la placa a soldar.

Los parámetros establecidos para considerar placas gruesas es para mayor de  $0,9$ . La distinción entre chapa gruesa y fina se refiere al flujo de calor, cuando el flujo es fundamentalmente lateral y por la diferencia de temperaturas entre la superficie y la base que sean pequeñas en comparación con la temperatura de fusión, reportado por Dutra y De Paola (1996).

Por la ecuación 2.12 se determinó la velocidad de enfriamiento del cordón, para lo cual se consideró la temperatura de fusión, la temperatura ambiente, la conductividad térmica y la energía entrante. La velocidad de enfriamiento a la cual solidifica es de  $7,69\text{ K/s}$ .

La velocidad de enfriamiento suele utilizarse para evaluar el riesgo de fisuración en la soldadura, debido a que esta velocidad varía con la posición y el tiempo, la conductividad y el espesor de las placas.

Por la ecuación 2.13 se determinó el tiempo de enfriamiento del cordón, se consideró el rendimiento del proceso, la intensidad de corriente, la temperatura de fusión, la velocidad de soldadura y la tensión del arco. El tiempo será de  $10,7\text{ min}$ .

Este tiempo de enfriamiento contribuye favorablemente en la relajación de tensiones y permite atenuar los centros de cristalización que se forman en el retículo cristalino como resultado del gradiente térmico y el grado de subenfriamiento durante el proceso de solidificación.

Como la soldadura implica la aplicación de calor altamente localizado en aleaciones que responden a la ley física de expansión y contracción, capaces de afectar su estructura en condiciones de movimiento restringido, de esta manera se puede afirmar que durante el calentamiento la soldadura impone a una pequeña parte de las piezas, el aumento de volumen de esta, resulta impedido por el calentamiento desigual del metal base y por el grado de embridamiento que tenga la misma, por lo que el crecimiento de volumen libre será función directa del gradiente de temperatura y del coeficiente de dilatación del material calentado, lo que coincide con lo planteado por Masubuchi (1980) y Glizmanenko (1968).

### **3.3.2. Análisis de los cálculos de costo de la soldadura**

Por la ecuación 2.14 se calculó el tiempo principal de soldadura donde se tuvo en cuenta el peso específico del acero AISI 4340, el área de la sección transversal del cordón calculada, es de  $12,5 \text{ cm}^2$ , la longitud del cordón de soldadura es de 5 cm, la intensidad de corriente y el coeficiente de depósito considerado fue 150 A y de 15 g/Ah; respectivamente, por lo que el tiempo de soldadura es de 13 min.

La cantidad de electrodos necesarios calculado por la ecuación 2.15 para un área de la sección transversal de la junta de  $12,5 \text{ cm}^2$ , la longitud a soldar 5 cm, la densidad del material de aporte de  $7,85 \text{ g/cm}^3$ , permite establecer que para soldar las muestras seleccionadas se requiere de 0,0017 kg de electrodos.

### **3.4. Análisis del comportamiento microestructural**

Como las propiedades y la microestructura de la ZAC dependen de la velocidad de suministro de calor y de enfriamiento y de la temperatura a la que se elevó esta zona. Además de los factores metalúrgicos (como el tamaño original y la orientación del grano, y el grado de trabajo en frío previo), las propiedades físicas (entre ellas el calor específico y la conductividad térmica de los metales) también afectan el tamaño y las características de esta zona. De acuerdo con la metodología planteada en el epígrafe 2.6.1, del capítulo 2, se analizan las microestructuras de la sección longitudinal del cordón de las tres muestras soldadas con diferentes

electrodos. La figura 3.2a se corresponde con la muestra del material base, la 3.2b el depósito con el electrodo E 7018, la 3.2c el depósito con el electrodo UTP 65 y la 3.2d el depósito con el electrodo E 312 - 16.

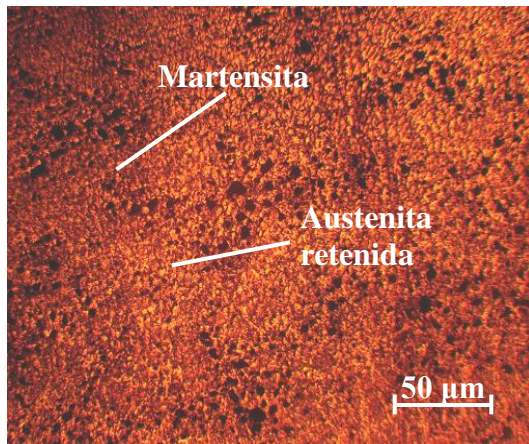


Figura 3.2a. Material base.

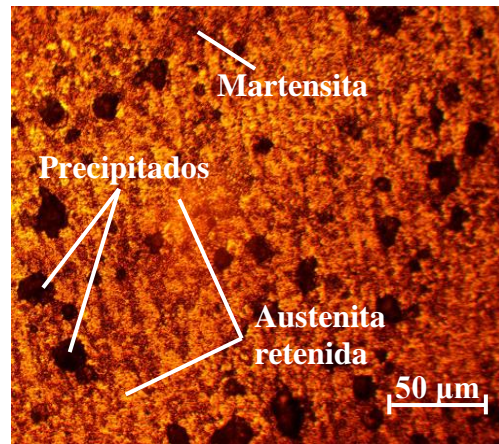


Figura 3.2b. Depósito electrodo E 7018.

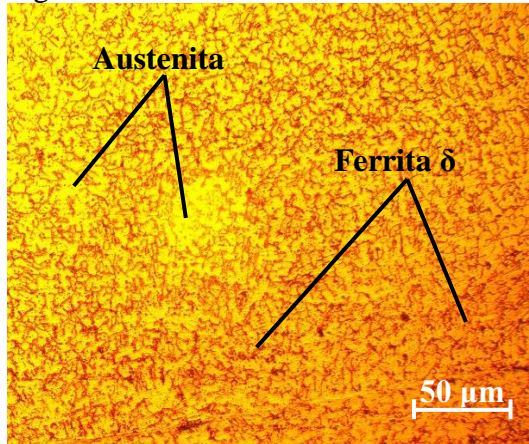


Figura 3.2c. Depósito electrodo UTP 65.

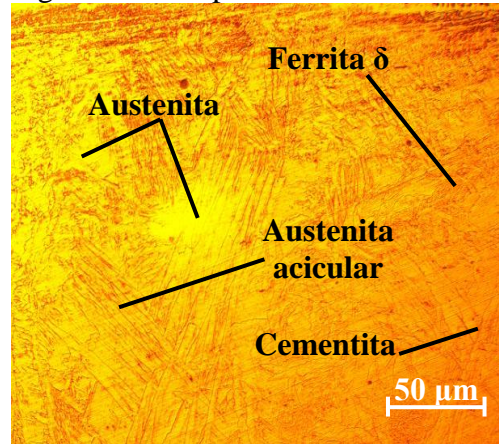


Figura 3.2d. Depósito electrodo E 312-16.

La estructura de la figura 3.2a que es del material del molde y se diferencia de la estructura de la muestra patrón presentada en la figura 2.3 del capítulo 2 es debido a que luego de fabricados los moldes o estampas, los mismos son sometidos a tratamiento térmico con el objetivo de garantizar la dureza que se requiere para el proceso de conformación. Esta microestructura está precedida por el microconstituyente martensita, el más duro de los aceros y la austenita retenida, la cual se forma por el tratamiento incompleto de esta fase.

En toda la ZF en la sección longitudinal con el electrodo E 7018 (figura 3.2b) se obtuvo martensita intragranular y unas pequeñas cantidades martensita intergranular, así como la austenita residual y la presencia de algunos precipitados (posiblemente del elemento manganeso) esta fase proviene de la transformación de la austenita formada a alta temperatura y su posterior enfriamiento, según el criterio de Lippold y Kotecki (2005).



La microestructura de la ZF en la sección longitudinal del electrodo UP 65 (figura 3.2c) es caracterizada por una zona de grano grueso, en la cual, el desplazamiento de los límites de grano ferríticos provoca que los granos grandes "consumen" a los granos pequeños por el aporte energético inherente al proceso de soldadura, criterio que ha sido planteado por Easterling (1983), dicha zona está seguida por una zona de grano recrystalizado, proveniente del proceso de recuperación y nucleación de nuevos granos además del ascenso y aniquilación de dislocaciones generadas durante el proceso de fabricación del metal base, expuesto por Phillips (2004).

En la zona fundida del electrodo E 312 - 16, se muestra una microestructura compuesta por granos de austenita acicular y con un pequeño aumento de tamaño de grano austenítico en la zona cercana a la raíz de las soldaduras, se formó ferrita  $\delta$  en los límites de grano austenítico, condición que se extendió alrededor de los granos austeníticos desde la línea de fusión hacia el material base, la formación de ferrita  $\delta$  en los límites de grano restringe el crecimiento de grano austenítico y disminuye la susceptibilidad al agrietamiento en caliente según Bayraktar *et al.* (2009), sin embargo la presencia del microconstituyente cementita, provoca la formación de una fase dura y frágil y la tendencia al agrietamiento con este tipo de electrodo.

#### 3.4.1. Análisis microestructural del depósito con electrodo E 7018

La zona afectada térmica solo es influenciada por los ciclos térmicos del proceso de soldadura, ya que la composición química se afecta notablemente, lo cual está en función de las transformaciones en estado sólido. En las figuras 3.3a y 3.3b se muestran las microestructuras de la ZF y la ZIT, obtenidas con el electrodo E 7018.

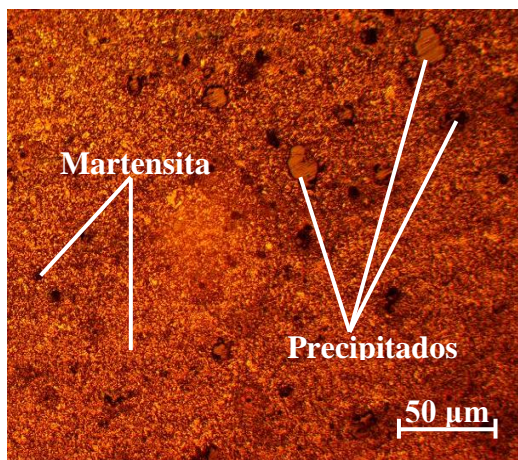


Figura 3.3a. Zona fundida E 7018.

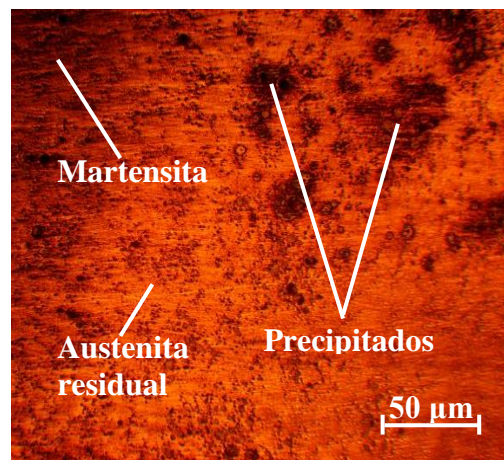


Figura 3.3b. ZIT electrodo E 7018.

La figura 3.3a correspondiente a la zona de fusión se aprecia una frontera de estructura martensítica que se extiende hacia la ZIT, en esta sección transversal del cordón de soldadura se observa un comportamiento muy similar al obtenido en la sección longitudinal del cordón, lo que puede plantearse que el cordón presenta la misma homogeneidad tanto en la sección transversal como longitudinal. La estructura martensítica promueve la dureza en esta zona y a la vez podría promover el debilitamiento del material en esta zona.

La zona afectada por el calor en la unión soldada presenta transformaciones de fase, parecidas a las encontradas en el paso de raíz, como la martensita, microestructura que se caracteriza por presentar un elevado contenido de carbono debido a las velocidades de enfriamiento a las que se forman.

La transformación de sólido a líquido está gobernada por un proceso combinado de nucleación y crecimiento de cristales, y el tamaño, orientación y distribución de los granos producidos define las propiedades mecánicas y la sanidad de la estructura solidificada. Cada grano se inicia en un núcleo a partir del cual se produce el crecimiento. La nucleación puede iniciarse a partir de partículas sólidas externas suspendidas en el líquido.

Se realizó el análisis en la interfase del cordón de soldadura con el electrodo E 7018, en la figura 3.4 se muestra el comportamiento obtenido.

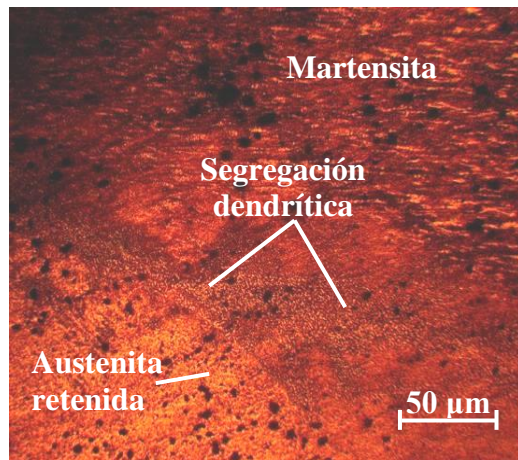


Figura 3.4. Interfase del cordón, electrodo E 7018.

La microestructura está compuesta por martensita y austenita retenida, observándose un patrón de segregación dendrítico; estas observaciones son consistentes con lo esperado para este tipo de materiales según lo reporta Merric *et al.* (1998); Kotecki y Ogborn (1995). Debido al aumento de aleación localizado en la zona interdendrítica, expone Gualco (2005),

que se produce una disminución de la temperatura de inicio de la transformación martensítica ( $M_s$ ), lo que explica la presencia de austenita retenida. Por otro lado, debido a que el depósito fue multipasadas, se produjo un revenido de la martensita con los sucesivos cordones, lo que daría lugar a la precipitación de pequeños precipitados, según lo reportado previamente por Leshchinskiy y Samotugin (2001).

### 3.4.2. Análisis microestructural del depósito con electrodo E 312 – 16

El efecto de la soldadura en la unión soldada entre el acero 4340 y el electrodo E 312 - 16 se considera como una unión disímil, ambos materiales presentan composición química diferentes (austenítico - ferrítico). En las figuras 3.5a y 3.5b se observa el comportamiento microestructural obtenido con este material de aporte en la sección transversal.

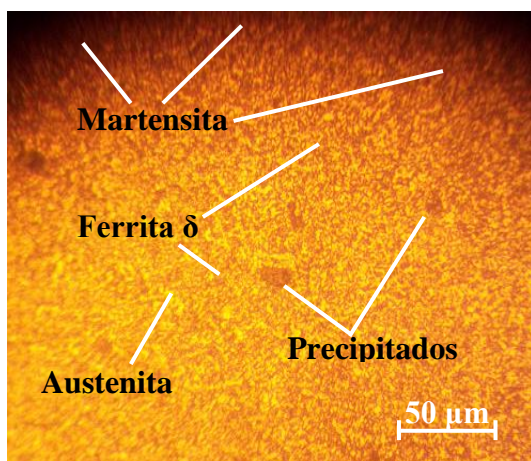


Figura 3.5a. Zona fundida E 312 - 16.

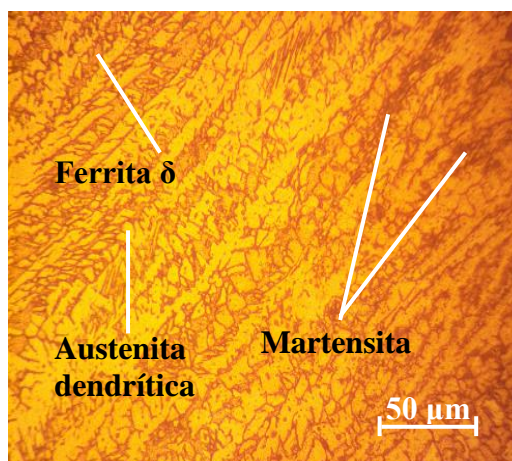


Figura 3.5b. ZIT electrodo E 312 - 16.

En la zona fundida (figura 3.5a) se observa la presencia de la martensita en la línea próxima al borde del metal base, mientras que en el centro del cordón existe la ferrita  $\delta$  con una distribución equiaxial de austenita, las cuales se han formado por efecto del ciclo de soldadura impuesto. La ferrita de borde de grano es la primera morfología que se forma durante el enfriamiento, teniendo como ubicación preferencial los bordes de grano de austenita, aunque también puede localizarse dentro de los granos de la austenita, por lo que presenta una estructura bien definida.

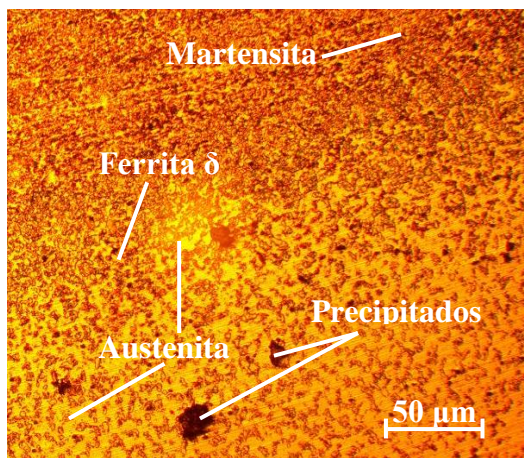
En la figura 3.5b se observa que durante el proceso de soldadura la aplicación de temperaturas superiores a 900 °C, en el acero AISI 4340 con el electrodo E 312 - 16, quien presenta estructura austenítica, no existe la presencia de la fase sigma y por lo tanto, el de ferrita  $\delta$  aumenta, mientras que pequeñas islas de austenita secundaria vuelven a formarse bordeando el grano ferrítico.



Este cambio puede ser ocasionado por las elevadas temperaturas, en las cuales, la aleación experimenta la transformación austenita - ferrita hasta existir una totalidad de ferrita  $\delta$  aproximadamente antes de pasar a la fase líquida, por lo cual, todos los elementos alfégenos son reincorporados a la matriz ferrita, afectando directamente a la fase sigma, que es principalmente formada por el Cr y el Mo.

Se ha descrito en términos generales que la formación de la estructura primaria o de solidificación, que resulta del pasaje de líquido a sólido, por el cual se obtiene una estructura crecida epitaxialmente a partir de los granos parcialmente fundidos del metal base. Ésta estructura primaria corresponde a una determinada fase estable a la temperatura de solidificación.

En la figura 3.6 se muestra el comportamiento microestructural obtenido en la interfase del depósito con el electrodo E 312 - 16.



Interfase del cordón, electrodo E 312 - 16.

Se observa en la interfase una matriz austenítica rodeada de granos de ferrita  $\delta$ , la formación de la martensita en la línea cercana al material base, la austenita es promovida por el contenido de Ni presente en el material de aporte, el cual al ser un elemento ganmágeno engrosa el bucle gamma y da lugar a este microconstituyente, de igual manera el contenido de carbono da origen a la formación de la ferrita  $\delta$  en áreas cercanas al centro de la zona fundida, así como a la formación de la martensita.

La diferencia microestructural en la unión soldada puede explicarse mediante la difusión del carbono, el cual, promueve los cambios microestructurales en función de la temperatura. Un enfriamiento lento permite que los átomos de carbono encuentren lugares intersticiales en los bordes de la ferrita, entonces precipita en placas de austenita, que

crecen adjuntas a placas de ferrita  $\delta$  para formar el constituyente martensita dentro del rango de temperaturas de 850 a 900 °C.

El crecimiento de los cristales se da con la misma orientación cristalina que los granos de metal base parcialmente fundidos. Este fenómeno recibe el nombre de crecimiento epitaxial. El cuál es el mecanismo común a todos los procesos de soldadura por fusión, posibilitando la coalescencia buscada para tener continuidad entre el metal base y el metal de soldadura. Durante el crecimiento de estos granos iniciados epitaxialmente, se produce una selección de unos a expensas de otros, formándose una textura de crecimiento.

### 3.4.3. Análisis microestructural del depósito con electrodo UTP 65

Se realizó el análisis microestructural del depósito con electrodo UTP 65, se procedió a analizar este comportamiento en la sección transversal del cordón. En las figuras 3.7a y 3.7b se muestran las transformaciones de fases obtenidas.

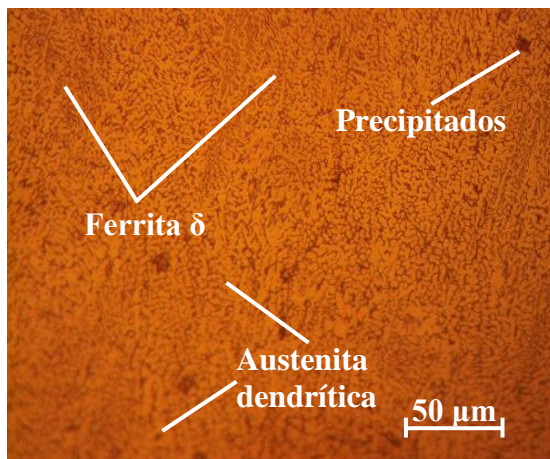


Figura 3.7a. Zona fundida UTP 65.

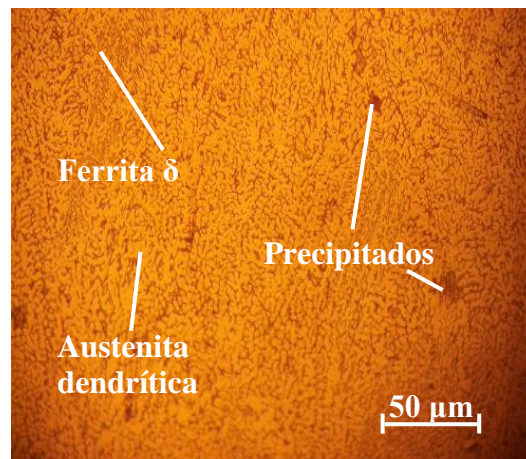


Figura 3.7b. ZIT electrodo UTP 65.

Para el depósito con el electrodo UTP 65, tanto en la zona fundida como en la zona de influencia térmica se ha obtenido la formación de la ferrita delta en una matriz austenítica, es decir una solidificación del tipo ferrita - austenita, es decir posee ferrita eutéctica en una matriz austenítica. En la zona fundida se puede observar mayor cantidad de precipitados dentro de la matriz ferrítica y en la frontera de fusión.

Por otro lado, se mantiene un mayor balance de fases ferrita/austenita, el cual resulta de su elevado porcentaje de Cr y Mo como formadores de ferrita y el Ni como estabilizador de la austenita, lo cual ayuda a mantener las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión, ya que es importante mantener el equilibrio de ambas fases. El modo de



solidificación FA (ferrítico-austenítico) es esencial para reducir el riesgo al agrietamiento más que el contenido residual de ferrita después de la soldadura según lo reportado por Xiaoqiang (2009).

El rango de temperaturas, durante la solidificación de ferrita primaria, en la soldadura, es menor que el de austenita primaria. Esto provee un pequeño rango crítico de temperaturas para la formación de fisuras. La presencia de ferrita refina el tamaño del grano del metal solidificado, permitiendo mejores propiedades mecánicas y mayor resistencia a la fisuración. Los altos coeficientes de difusión para impurezas en la ferrita, en comparación con la austenita, permiten una mayor homogenización en la ferrita y menor tendencia a la fisuración, así como la contracción de volumen asociada con la transformación ferrita/austenita reduce los esfuerzos de tensión cerca de la fisura, disminuyendo la tendencia al agrietamiento, criterios expuesto por Xiaoqiang (2009).

El análisis microestructural de la interfase obtenida con el depósito con el electrodo UTP 65 se muestra en la figura 3.8. El análisis se realizó en el último cordón de soldadura.

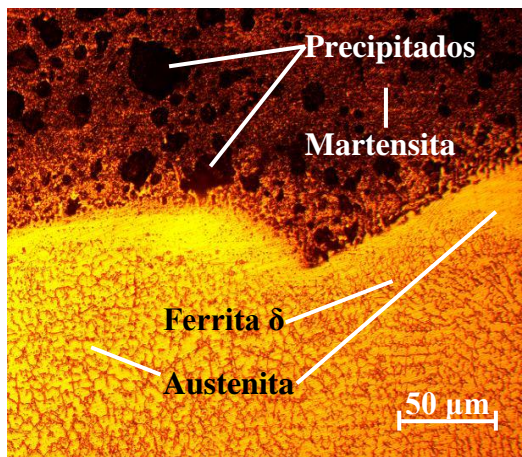


Figura 3.8. Interfase del depósito con electrodo UTP 65.

Se observa en esta zona del cordón de soldadura con el depósito con el electrodo UTP 65 que debido al gradiente de temperatura impuesto por el ciclo térmico, en la línea de fusión entre el MB y el cordón de soldadura, existe la presencia de la austenita con la formación de la martensita. Esta martensita se obtuvo en la zona de crecimiento de grano.

En esta zona se afecta térmicamente el material debido al calor de aporte generado por el proceso y como varía la zona afectada térmicamente de acuerdo al proceso, además de que la soldadura multipasadas realiza un efecto de tratamiento térmico sobre el cordón anterior por lo que disminuye la dureza de la ZAT en la zona de dicho cordón. Se puede observar la

formación de martensita en la zona de crecimiento de grano, lo cual es indicativo de que la disminución de la velocidad de enfriamiento no fue la suficiente como para impedir la formación de este microconstituyente, además la presencia de carbono y cromo como elementos alfégenos, propician la formación de la misma.

la matriz juega un papel fundamental en la tenacidad al desgaste en los aceros, ya que dificulta la propagación de las grietas de unos carburos a otros, se considera además que las aleaciones de matriz austenítica poseen mayor tenacidad a fractura que las aleaciones de matriz martensítica, lo que ha sido expuesto por Sare (1979) y Zhang (2001).

El crecimiento de los cristales se da con la misma orientación cristalina que los granos de metal base parcialmente fundidos. Este fenómeno recibe el nombre de crecimiento epitaxial. El cuál es el mecanismo común a todos los procesos de soldadura por fusión, posibilitando la coalescencia buscada para tener continuidad entre el metal base y el metal de soldadura. Durante el crecimiento de estos granos iniciados epitaxialmente, se produce una selección de unos a expensas de otros, formándose una textura de crecimiento.

Según los resultados obtenidos de las microestructuras, el electrodo que presenta mejor continuidad metalúrgica en la soldadura de los moldes y troqueles es el UTP 65, precedido del E 7018 (tratado térmicamente) y por último el E 312 - 16.

### **3.5. Determinación de los perfiles de microdureza**

Se realizaron las mediciones de los perfiles de microdureza en las diferentes zonas analizadas microestructuralmente (ZF, ZIT y la interfase). En la figura 3.9 se muestran estos resultados.

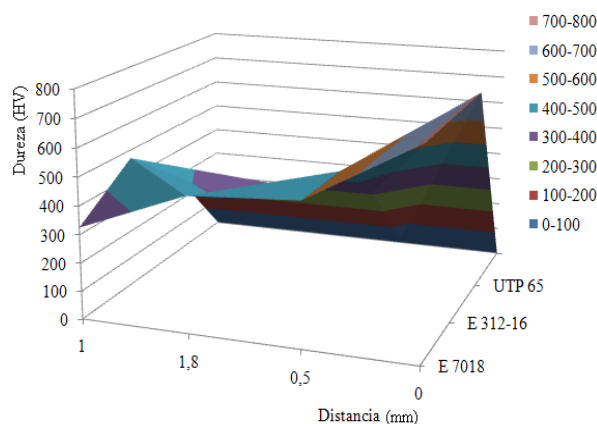


Figura 3.9. Comportamiento de la dureza para los diferentes electrodos.

Según los resultados obtenidos existen variaciones en el comportamiento de la microdureza en las diferentes zonas, en el electrodo E 7018, desde una dureza en el material base de HV 717,25 (tratado térmicamente) al llegar a la ZIT esta disminuye hasta HV 498,70 en la interfase, este valor de dureza es de HV 325,37; para un incremento nuevamente de HV 475,32 en la zona fundida, donde el microconstituyente martensita es el que mayor incidencia tiene en esta propiedad mecánica.

Con el electrodo E 312 - 16, la dureza en la ZIT es de HV 494,42; luego tiene una tendencia a la disminución en la interfase, que se comporta con HV de 470,16 y al llegar a la ZF se logra una dureza HV 355,15. En el depósito con este electrodo, el microconstituyente que incrementa esta propiedad es la martensita.

Para el electrodo UTP 65 existe variaciones significativas en relación a los depósitos anteriores, la dureza alcanzada en la ZIT es de HV 315,12; al pasar por la interfase disminuye hasta HV 300,12 y más tarde vuelve a ser incrementada hasta HV 310,35 al llegar a la zona fundida. La presencia de las estructuras como la austenita y la ferrita  $\delta$  formadas durante la aplicación del ciclo térmico con este material de aporte propicia que la dureza no sea elevada.

Los valores de dureza obtenidos permiten determinar que el mejor resultado lo presenta el electrodo UTP 65 al encontrarse la dureza en un rango menor o igual a HV 350, por encima de este valor, existe la tendencia al fenómeno de fisuración en la unión soldada.

El mayor valor de dureza está influenciado por la microestructura resultante obtenida ya que tanto el MB como el material de aporte presenta en su composición elevado contenido de carbono y cromo que propician el endurecimiento de esta zona producto al ciclo térmico de soldadura impuesto, por otro lado hay que significar que debido al depósito de los cordones presumiblemente haya existido un tratamiento de recocido el cual introdujera un recocido en la zona de fusión y la dureza tenga una disminución.

### **3.5.1. Análisis de regresión múltiple para dureza en las diferentes zonas**

Se realizó el análisis de la varianza para las variables en las diferentes zonas de la soldadura y la dureza en cada una de ellas en correspondencia con el tiempo de enfriamiento del cordón. En la tabla 3.2 se muestran los resultados obtenidos.

Tabla 3.2. Análisis de regresión múltiple

Variable dependiente: Dureza					
Error estadístico					
Parámetro	Estimación	estándar	T	P-Valor	
CONSTANTE	-82,0429	219,885	-0,373118	0,0724	
Distancia	56,2054	45,8164	1,22675	0,274	
Análisis de la varianza					
Fuente	Suma de cuadrados	GL	Cuadrado medio	Cociente-F	P-Valor
Modelo	2 728,26	2	1364,13	0,75	0,051
Residuo	9055,61	5	1811,12		
Total (Corr.)	11783,9	7			
R-cuadrado = 93,1525 porcentaje					
R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 0,0 porcentaje					
Error estándar de est. = 42,5573					
Error absoluto medio = 27,2786					
Estadístico de Durbin-Watson = 1,68698 (P=0,4884)					
Autocorrelación residual en Lag 1 = -0,000289104					

Dado que el p-valor en la tabla ANOVA es menor o igual a 0,10; existe relación estadísticamente significativa entre las variables para un nivel de confianza del 90 % o superior. La ecuación del modelo ajustado es:

$$Dis\ tan\ cia = 4,486 - 0,0091 \cdot E\ 312 - 16 - 0,0020 \cdot E\ 7018 + 0,0049 \cdot UTP\ 65$$

El estadístico R-cuadrado indica que el modelo explica un 93,1525% de la variabilidad en Dureza. El estadístico R-cuadrado ajustado, que es más conveniente para comparar modelos con diferentes números de variables independientes, es 0,0 %. El error estándar de la estimación muestra la desviación típica de los residuos que es 42,5573. El error absoluto medio (MAE) de 27,2786 es el valor medio de los residuos. El estadístico Durbin-Watson (DW) examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se han introducido los datos en el fichero. Dado que el p-valor es inferior a 0,05; hay indicio de autocorrelación serial en los residuos.

### 3.6. Valoración económica

En el momento de la adquisición de un bien material o servicios la empresa incurre en el costo para obtener beneficios presentes o futuros, al obtener los beneficios es cuando el costo se convierte en gastos. Los costos no expirados que puedan dar beneficios futuros se clasifican como activos tal es el caso de los inventarios de materias primas para la

fabricación con destino a la venta. En la tabla 3.3 se muestran los costos incurridos en el proceso de soldadura.

Tabla 3.3. Costo de fabricación de la soldadura, en CUP

No	Operación	Equipo	Tiempo (h)	Tarifa horaria	Importe
1	Corte	Fresadora	1,5	2,70	4,05
2	Soldadura	Miller	0,25	2,70	0,675
3	Pulido	Lijas	1	1,67	1,67
4	Observación	Microscopio	1	1,67	1,67
<b>Sub total</b>					<b>9,41</b>

Los costos operacionales u operativos serán la repercusión que tenga la inversión sobre los costos totales de la empresa, es decir, incremento de materias primas, de gastos de mano de obra o de gastos generales. Estos costos figuran en la cuenta de resultados del período y tienen un tratamiento financiero diferente al costo de adquisición de la inversión. En la tabla 3.4 se muestran los costos de mano de obra directa.

Tabla 3.4. Costos totales de la mano de obra directa

Mano de obra directa	CUP
Salario mano obra	9,41
Vacaciones (9,09 %)	0,85
Salario complementario	1,26
Aporte a la seguridad social 12 %	1,23
Impuesto sobre la fuerza 5 %	0,51
<b>Sub total</b>	<b>13,26</b>

Los costos estimados en la tabla 3.4 se relacionan con los costos directos, que incluyen la cantidad pagada por diseños, materiales, equipos, salarios directos. En el costo total de una soldadura se deben incluir otros renglones, estos materiales van a incrementar los costos, serán considerados dentro del costo total de soldadura y se consideran como costos adicionales.

Para determinar el costo de la energía eléctrica se tuvo en cuenta la tarifa de pago del MINEM a la UNE, esta tarifa es A1, que es el pago en CUC, con una demanda contratada de 1 500 kW para obtener este servicio de pago de \$ 3,00. Para los diferentes horarios (pico, normal y madrugada) se establece una tarifa de pago, siendo el precio de \$ 0,04 la tarifa eléctrica establecida en horario normal. En la tabla 3.5 se muestran los costos por consumo de energía eléctrica.

Tabla 3.6. Costos del consumo de la energía eléctrica

No	Equipo	Horas consumo eléctrico	Precio kW.h (CUP)	Importe kW.h (CUP)
1	Fresadora	0,30	1,32	0,39
2	Máquina de soldar	0,50	1,50	0,75
3	Microscopio	1	0,65	0,65
<b>Sub total</b>				<b>1,79</b>

El costo total de la fabricación de la soldadura se muestra en la tabla 3.7, incluye todos los costos que intervienen en el proceso de soldadura.

Tabla 3.7. Costos totales

Costos totales	CUP
Mano de obra directa	13,26
Materiales directos	1,72
Energía eléctrica	1,79
Total	16,77

El costo total del proceso es de CUP 16,77.

En la selección de los materiales más adecuados, deberá tomarse en consideración el material que represente mayor economía y que satisfaga los requisitos de las condiciones de servicio y las especificaciones de los códigos y reglamentos.

### **3.7. Valoración del impacto medio ambiental**

La problemática ambiental cubana está condicionada por una difícil situación económica, y caracterizada, por un lado, por una aún insuficiente conciencia ambiental de los factores económicos y sociales, por ello se requiere de un manejo racional basado en la armonía entre la conservación de las conquistas sociales alcanzadas y la protección sostenible de nuestros recursos naturales, y para ello se necesita de una población capacitada, que conscientemente incorpore en su vida cotidiana la dimensión ambiental.




Toda soldadura entraña riesgos de incendio, quemaduras, calor radiante (radiación infrarroja) e inhalación de humos metálicos y otros contaminantes. Otros riesgos inherentes a procesos de soldadura específicos son los riesgos eléctricos, ruidos, radiación ultravioleta, ozono, dióxido de nitrógeno, monóxido de carbono, fluoruros, botellas de gas a presión y explosiones. Muchas soldaduras no se realizan en talleres donde, generalmente, pueden llevarse a cabo en condiciones controladas, sino sobre el terreno, en la construcción o reparación de grandes estructuras y maquinarias.

Durante el proceso de soldadura se producen humos y se emiten radiaciones ultravioletas, infrarrojas, térmicas y electromagnéticas. Es importante para los soldadores proteger su vista contra las radiaciones nocivas, usar ropas protectoras para el calor y las salpicaduras. Pero en cambio la protección contra los humos no es una preocupación presente, a pesar de que se conoce que estos humos contiene sustancias contaminantes que pueden causar lesiones en las vías respiratorias, los pulmones, el sistema nervioso central y en algunos casos pueden llegar a ocasionar enfermedades crónicas como el asma y el cáncer.

Distintos factores como los mencionados anteriormente ocasionan determinadas enfermedades profesionales en los soldadores, lo que hace que estos se incluyan dentro de un grupo llamado de sobre-riesgo, con una elevada tasa de jubilación temprana, a causa de los padecimientos adquiridos en la ejecución de su labor. También esto trae consigo la escasez de soldadores calificados, que se mantengan de forma estable en su trabajo, afectando seriamente el proceso de producción.

Otras afectaciones al medio están ocasionada por los procesos de conformado donde se produce gran cantidad de desechos sólidos, estos desechos en forma de virutas al ser depositados en un lugar específico alteran el equilibrio de ese pequeño ecosistema, ya que en su composición poseen elementos que pueden ser lixiviables, bajo la acción de las temperaturas altas y las lluvias, pasan a las aguas subterráneas contaminándolas. Además en el taller se consume una gran cantidad de energía eléctrica, la cual se toma de la red nacional convirtiéndose en gasto de combustible y contaminación atmosférica debido al proceso de combustión para generar energía.

### **3.8. Conclusiones del capítulo 3**

-  Se determinó el calor aportado para cada uno de los electrodos empleados en el proceso de soldadura de la estampa, así como la temperatura que introduce el ciclo térmico para el electrodo E 7018 y las consideraciones de los electrodos UTP 65 y E 316 – 12 por el diagrama de Schaeffler.
-  Luego del proceso de soldadura del acero AISI 4340, fueron analizadas las zonas fundidas y las zonas de influencia térmica de cada muestra soldada en correspondencia con los electrodos utilizados y el ciclo térmico impuesto.
-  Según los resultados obtenidos de las microestructuras, el electrodo que presenta mejor continuidad metalúrgica en la soldadura de los moldes y troqueles es el UTP 65, precedido del E 7018 (tratado térmicamente) y por último el E 312 - 16.



## **CONCLUSIONES GENERALES**

- ❖ Al establecer las transformaciones microestructurales que se originan en el acero AISI 4340 durante el proceso de soldadura, se pudo determinar que en las zonas formadas por el ciclo térmico, las mismas son diferentes para cada uno de los electrodos empleados, para el E 312 - 16, las fases presentes son la martensita y la ferrita  $\delta$ , para el UTP 65, se obtuvo la ferrita  $\delta$  en una matriz austenítica y con el E 7018 existe la martensita y austenita retenida, siendo más favorable la del UTP 65.
- ❖ Se determinó que el molde a someter a proceso de soldadura, antes del proceso por haber sido tratado térmicamente, presentó una dureza de HV 717,25; lo cual está asociado al microconstituyente martensita, fase dura, por lo cual se hace necesario el empleo de electrodos de base níquel como el E 312-16 o el UTP 65 o electrodo de poca penetración como el E 7018.
- ❖ Según los resultados obtenidos existen variaciones en el comportamiento de la microdureza en las diferentes zonas, con el electrodo E 7018, se obtienen dureza desde HV 498,70 en la ZIT hasta HV 475,32 en la zona fundida, el E 312 - 16, en la ZIT es de HV 494,42 hasta HV 355,15 en la zona fundida y con el UTP 65, desde HV 315,12 en la ZIT hasta HV 310,35 en la zona fundida, dureza menor de HV 350, que garantiza la mejor continuidad metalúrgica.
- ❖ Al establecer la composición química resultante por el diagrama de schaeffler, se determinó que con el electrodo UTP 65 se obtiene entre un 12 y 15 % de ferrita y para el electrodo E 312 - 16, se obtiene entre un 40 y 45 % de ferrita, no se consideró el E 7018, por que este electrodo no se ajusta al análisis por este diagrama.
- ❖ Los procesos de soldadura provocan afectaciones a la salud del hombre y al medio ambiente por la emanación de radiaciones, gases humos y vapores, por contener sustancias contaminantes que pueden causar lesiones en las vías respiratorias, los pulmones, el sistema nervioso central y en algunos casos, pueden llegar a ocasionar enfermedades crónicas como el asma y el cáncer.



## **RECOMENDACIONES**

- ❖ Aplicar proceso de precalentamiento en el acero AISI 4340 cuando se requiera la soldadura con el electrodo E 7018, independientemente que el mismo se emplee en aceros que presentan condiciones de tratamiento térmico o de contenido medio de carbono.
- ❖ Antes de la soldadura del acero AISI 4340, precalentar de 200 a 300 °C y mantener esta temperatura durante la operación, después del soldeo, someterlo a un enfriamiento no rápido, empacarlo en cenizas de carbón y colocarlo en horno de 250 a 300 °C durante una hora, luego enfriarlo libremente en aire.

## **REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS**

## REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Askeland, M.; Donald, R. Ciencia e ingeniería de los materiales. 4 ed. México: Internacional Thomson Editores, 1998. 790 p.
2. Aserm, A.; de Ciurana, J.; Fernández, Á.; Monzón, M. Guía de Tecnologías de Rapid Manufacturing.: UDG PUBLICACIONES. 2006. 8. 90 pp. ISBN: 84-935231-3-5.
3. AWS-A5-28-79, ASME SFA 5.28, 2006.
4. Baldomir, L.; Plaza, R.; Isis, E.; Ignoto, V. Evaluación de procedimientos de soldadura para revestimientos duros aplicados por el Proceso FCAW con transferencia metálica pulsada. Rev. Facultad de Ingeniería Universidad Central de Venezuela. ISSN 0798-4065 (en línea). 20(4): 35-41, 2005.
5. Bajic, N.; Sijacki-Zeravcic, V.; Bobic, B.; Cikara, D.; Arsic, M. Filler metal influence on weld metal structure of microalloyed steel. Welding Journal. 90 (3): 55s-62s, 2011.
6. Bayraktar, E.; Chevalier, J.; Kaplan, D.; Devillers, L. Physical understanding of ferrite grain growth during welding in interstitial free steels (IFS) +. Arabian Journal for Science and Engineering. 2009;34(1C):115-127.
7. Biro, E.; McDermid, J.; Embury, J.; Zhou, Y. Softening Kinetics in the Subcritical Heat-Affected Zone of Dual-Phase Steel Welds. Metall and Mat Trans A, 41 (9): 2348-2356, 2010.
8. Biro, E.; McDermid, J.; Vignier, S.; Norman, Y. Decoupling of the softening processes during rapid tempering of a martensitic steel. Materials Science and Engineering: A, vol. 615, pp. 395-404, 2014.
9. Bolaños, C.C., J.S. Rivas y J.J. Coronado; Caracterización de las propiedades mecánicas y microestructurales de soldadura empleadas en la recuperación de ejes, Facultad de Ingeniería Universidad de Antioquia: No 36, 33-43 (2006).
10. Burgos, J. Tecnología de Soldadura. Editorial Pueblo y Educación. 1987.
11. Bruna, R. Development of High Strength Nb-VTi Steels for ERW Pipes by Thermo-Mechanical Controlled Processing at Siderar. Anales del 59° Congresso Annual da Associação Brasileira de Metalurgia e Metais-ABM, São Paulo, Brasil, 2004.
12. Caballero, R. Comportamiento mecánico bajo solicitaciones de contacto de materiales de herramienta recubiertos con capas cerámicas duras. Proyecto de fin de carrera,

Universidad Politécnica de Cataluña, E.T.S.E.I.B. Director/Tutor Luis M. Llanes.

URI: <http://hdl.handle.net/2099.1/5508> , (Junio 2008).

13. Callister, W., Materials Science and Engineering. An Introduction. Fifth Edition. Departament of Metallurgical Engineering. University of Utah. John Wiley & Sons, Inc. 8195 pp. 2000.
14. Camilleri, D.; Molliconi, P.; Gray, T. Computational Methods and Experimental Validation of Welding Distortion Models, *Journal of Materials: Design and Applications*: 221(L4): 235-249, 2007.
15. Cary, H. Modern Welding Technology, 4th ed. Prentice Hall. Ohio. USA. 1998. pp. 107-204.
16. Cerjak, H. Mathematical Modelling of Weld Phenomena 4. Materials Modelling Series. Primera edición. 1998.
17. Cugat, M. Nuevo tratamiento para incrementar la vida y rendimiento de moldes para la deformación metálica y matrices de corte. *Metalurgia y electricidad (España)* No 610. Abril 1989. p 86-89.
18. Changheui, C.; Pyung-Yeon, K.; Minu, O.; Seung-Jin.; Jun-Seog, Y. Effects of microstructure and residual stress on fatigue crack growth of stainless steel narrow gap welds'. *Materials and Design*. 31 (6): 1862-1870, 2010.
19. David, S.; Vitek, J. Correlation between solidification parameters and weld microstructures”, *International Materials Reviews*, 34 (5): 213-245, 1989.
20. Davies, G.; Garland, J. Solidification structures and properties of fusion welds, *International Metallurgical Review*, 1975, 20, pp. 83-106.
21. Doyen, P.; Skrabec, Q. A new technique for welding tool steel. *Welding Journal*. (EUA) 60 (9): 25-28, 1981.
22. De Beer, D.; Booysen, G.; Barnard, L. y Truscott, M. Assembly Automation. Rapid tooling in support of accelerated new product development". 2005. vol. 25(4). pp. 306-308. ISSN: 0144-5154.
23. Dunder, M. Cost Effective Automation of Pipe to Pipe Chamber Welding Process in Steamboilers *Production*, 10<sup>th</sup> International Research/Expert Conference Trends in the Development of Machinery and Associated Technology” TMT 2006, 441-444 Barcelona, Spain 11 to 15 September, 2006.

24. Dutra, J.; De Paola, O. Comparacao entre o proceso MIG/MAG convencional e pulsada. XXII ENTS- Blumeneau/ S.C, (1996) 239-243.
25. Easterling, K. Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, 1983, London, Butterworths.
26. Ferrer, C.; Salas, F.; Maita, P.; Orozco, J.; Pascual, M. Resistencia a la fractura de la soldadura de fundición dúctil realizada con varillas de fundición laminar y con electrodos de Fe-Cr-Ni y de Ni, con y sin precalentamiento". Anales de la Mecánica de Fractura. Vol. 2, pp. 533-536. 2007.
27. Gómez-Pérez, C.; Paula-Perotti, A.; García-Rodríguez, A.; Esmerio-Mazzaferro, J.; Rubén-Gonzalez, A.; Guerra-Machado, I. Lean-Anderson aplicado para obtener recubrimientos de electrodos aleados con carbono, cromo y titanio/Mc. Lean-Anderson design applied for recovered electrodes obtaining with carbon, chrome and titanium alloys. Ingeniería Mecánica. 16 (2):132-143, 2013.
28. González-Cabrera, O.; Gómez-Pérez, C.; Quintana-Puchol, R.; Perdomo-González, L.; Miguel-Oria, J.; López-Fontanills, R. Alternativa de doble recubrimiento para electrodo destinado al proceso de relleno manual con arco eléctrico. Ingeniería Mecánica. 17 (3): 245-254, 2014.
29. González-Cabrera, O.; Gómez-Pérez, C.; Perdomo-González, L.; Vázquez-Badillo, E. Comportamiento de la resistencia al desgaste entre depósitos obtenidos con electrodos simple y doblemente recubiertos. Soldagem & Inspeção. 22 (1):87-98, 2017.
30. Gonzalez-Palma, R. Estudio de la tenacidad a la fractura relacionada con la microestructura en la zona afectada por el calor (ZAC) de los aceros microaleados para plataformas Off-Shore [tesis doctoral]. Cádiz: Facultad de Ciencias, Universidad de Cádiz; 1994.
31. González-Palma, R.; Muñoz, A.; Caamaño, F.; Portela, J. Ciclo térmico de aceros microaleados de alta resistencia 450 EMZ tipo II en el simulador de soldadura. In Asociación Española de Ingeniería Mecánica. XVIII Congreso Nacional de Ingeniería Mecánica; 2010 Noviembre 3, 4, y 5; Ciudad Real. Ciudad Real: Universidad de Castilla-La Mancha; 2010.

32. González-Palma, R.; Suárez-Bermejo, J.; Vicario, F.; Muñoz, A. Procesos Metalúrgicos de Aceros Microaleados de Alta Resistencia 450 EMZ TipoII en la Zona Afectada Térmicamente debido al Efecto Multipasada en Soldaduras por Arco Sumergido. *Rev. Metal. Madrid* 42 (14): 256-269, 2006.
33. Goñi-Córdoba, A. Ensayos no destructivos para localización de grietas en piezas estampadas. Grado en Ingeniería en Tecnologías Industriales. Pamplona, 2014.
34. Ghosh, P.; Gupta, P.; Ramavtar, J.; Jha. B. Weldability of Inter-critical Annealed Dual-Phase Steel with the Resistance Spot Welding Process. *Welding Journal*, pp. 7-14, 1991.
35. Gualco, A. Estudio de dilución en depósitos de soldadura para recargues duros. In: SAM-CONAMET, 2005, Mar del Plata, Buenos Aires, Argentina.
36. Guliaev AP. Metalografía. t.2. Moscú: Mir; 1983.
37. Ghosh, P.; Singh, P.; Vaze, K.; Kushwaha, H.; Characterisation of pipe welds and HAZ in primary heat transport system piping of pressurised heavy water reactors, *Science and Technology of Welding Joining*. 9 (3) 200 – 208, 2004.
38. Glizmanenko, D. Soldadura y Corte de los Metales, Instituto del Libro, La Habana, 1968.
39. Harvey, P.; William, A. Study of Synergistic effect of Erosion and Corrosion of TiN and CrN Hard Coatings on AISI 1045 Mild Steel. *Scientia et Technica* Año XVI, No 38, ISSN 0122-1701, 2008.
40. Howard, B. Manual de Soldadura Moderna Tomo 3, Prentice Hall. Segunda edición. 1992.
41. Hulka, K. Weldability of high strength large diameter pipe steel, HSLA, *Proceedings of the Second International Conference on HSLA steels*, p. 495-500, 1990.
42. Illescas, S. Estudio del efecto de los elementos microaleantes en un acero HSLA [tesis de maestría]. Cataluña: Universidad Politécnica de Cataluña. Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica; 2008.
43. Ikawa, H.; Oshige, H.; Tanoue, T. Effect of martensite-austenite constituent on haz toughness of a high strength steel. Quebec: IIW; 1980. (International Institute of Welding Document, n. IX-1156-80).

44. Ju, S. Characterization of bainitic microstructures in low carbon HSLA steels. *International Journal of Modern Physics B*. 22 (31): 5965 - 5970, 2008.
45. Kenchi, K.; Jayadeva, C. Microstructure and abrasive wear behaviour of shielded metal arc welding hardfacing used in agricultural implements. *International Journal on Recent and Innovation Trends in Computing and Communication*. 2015;3(1):193-202. <http://dx.doi.org/10.17762/ijritcc2321-8169.150141>.
46. Kotecki, D.; Ogborn, J. Abrasión resistance of iron based hardfacing alloys, *Welding Journal*, 74 (8): 269-278, 1995.
47. Lefebvre, J. Guidance on specifications of ferrite in stainless steel weld. *Welding in the World*. 13 (6): 21-31, 1993.
48. Leshchinskiy, L.; Samotugin, S. Mechanical properties of plasma-hardened 5% chromium tool steel deposited by arc welding, *Welding Research* 80, p. 25-30, 2001.
49. Li, Y.; Crowther., Green, D.; Mitchell, M.; Baker, T. The effect of vanadium and niobium on the properties and microstructure of the intercritically reheated coarse grained heat affected zone in low carbon. *ISIJ International*. 2001;41(1):46-55. <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.41.46>.
50. Lippold, J.; Kotecki, D. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. USA: Jhon Wiley and Sons; 2005. 357 p.
51. López, E.; Serna, S.; Flores, O.; Campillo, B. Microestructura y nanoindentación de la zona de la soldadura de un acero microaleado experimental. *Revista Chilena de Ingeniería*. Vol. 12, Núm. 1, 2016.
52. Neesen, F.; De Roy, L. Smitweld, Soldadura de alta productividad en la construcción naval." *Soldadura y tecnologías de unión* 2008.
53. Maratray, F., Recargues por soldaduras resistentes a la abrasión. Consultado en marzo de 2000. Disponible en Web World Wide en [www.soldadura.com](http://www.soldadura.com)
54. Martínez, J. Identificación de diferentes tipos de Ferrita Proeutectoide en Uniones Soldadas de SAE 8620. 2014. En: Biblioteca, Facultad Tecnológica, Universidad Distrital. Consultado el jueves, 26 de noviembre de 2015.



55. Maroef, I.; Olson; D. L., Eberhart; M., y Edwards; G., Hidrógeno atrapado en la soldadura de un acero ferrítico. *Revisión Internacional de materiales*. 47 (4), 191-223. 2002.
56. Marulanda, J., Zapata, A.; Grajales, D. Recuperación y soldabilidad de piezas de fundición de hierro. *Scientia et Technica*, 37 (11): 237-242, 2007.
57. Masubuchi, K. Analysis of welded structures: Residuals stresses, distortion, and their consequences, Massachusetts Institute of Technology, USA, 1980, pp. 88-110, pp. 112-145, pp. 148-187, pp. 328-335.
58. Méndez P. F.; Investigación en Soldadura en el MIT y Panorama de la Industria de la Soldadura en los Estados Unidos, Presentación principal de la conferencia *Tecnologías de la Soldadura y Unión de Materiales”*, San Sebastián, España 1 y 2 de Diciembre (1999). Acceso: 23 de Julio (2017).  
<http://www.mines.edu/~pmendez/Publications/Papers/1999spain.pdf>
59. Merric, S.; Kotecki, D.; Wu, J. Surfacing. In: AMERICAN WELDING SOCIETY. *Welding Handbook – Vol 4: Materials and Applications*. 8ed., 1998, p. 392-435.
60. Nedeljkovic, B.; Alexandrovich, S.; Krsti, B.; Mutavdzic, M.; Milosavljevi, D.; Iorievi M. Influence of the carbide type on tribological properties of the hard faced layers. *MJoM*. 16(2):77-90, 2010.
61. Niebles, E.; Modelo de diseño y base de conocimiento en tecnologías de soldadura para el desarrollo de productos soldados, *Cientia y Technica*, ISSN 0122-1701; (en línea), 37 (1): 473-478, 2007.
62. Ortega, R.; Franco, C.; Valdés, E.; Rodríguez, G. Dispersión Asistida por Magnetron en Películas de TiN. *Rev. Fac. Ing. - Univ. Tarapac*. 13 (2): 31-38, 2005.
63. Ortiz-Méndez, T. Evaluación de depósitos con vistas a la recuperación de matrices de corte fabricadas de acero D2. Tesis de Maestría. Universidad Central de las Villas, 2001.
64. Palacios-Reparaz, J. Aceros de herramientas para el corte en frío de metales, su selección y tratamiento térmico. *Revista Deformación Metálica*. (Madrid) No 143. Octubre 1988. p 30-41.

65. Pakandam, F.; Varvani-Farahani, A. Fatigue damage assessment of various welded joints under uniaxial loading based on energy methods. *International Journal of Fatigue*. 2011; 33: 519–28. ISSN 0142-1123. DOI 10.1016/j.ijfatigue.2010.09.019.
66. Phillips R. *Cristalls, defects and microstructures: modelling across scales*. UK: University of Cambridge; 2004. 780 p.
67. Porter AD, Easterling EK. *Diffusionless Transformations*. En: *Phase Transformations in Metals and Alloys*. Chapman and Hall; 1981.
68. Radhakrishnan, V. Hot cracking in austenitic stainless steel weld metals. *Science and Technology of welding and Joined Magazine*. 5 (1) 25 – 32, 2000.
69. Rowe, R.; Jeffeys, L. *Manual de Soldadura GMAW (MIG – MAG)*. Paraninfo Ediciones. España. 2008.
70. Rodríguez, H. *Metalurgia de la soldadura de la Soldadura – 1 ed - Pueblo y Educación*. La Habana. 1983. 613 p.
71. Sare, I., *Abrasion Resistance and Fracture Toughness of White Cast Irons Metals Technology* 412 – 419; November 1979.
72. SENA – Servicio Nacional de aprendizaje.; *Caracterización Ocupacional Área de Soldadura*. 107-109, Bogotá, Colombia (2006).
73. Stewart, J.; Williams, J.; Chawla, N. Influence of Thermal Aging on the Microstructure and Mechanical Behavior of Dual- Phase, Precipitation-Hardened, Powder Metallurgy Stainless Steels.” *Metall and Mat Trans A*, 43 (1): 124-135, 2011.
74. Surian, E.; Ramini de Rissone, N.; de Vedia, L. Influence of Molybdenum on Ferritic High-Strength SMAW All-Weld Metal Properties. *Welding Journal*, 84 (4), 53-s a 62-s, 2005.
75. Suzuki, H. A new formula for estimating HAZ maximum hardness in welded steel, *I.I.W. Doc IX 1351-85*, 2007.
76. Shome, M. Effect of heat input on austenite grain size in the heat effected zone of HSLA-100 steel. *Journal of Materials Science & Engineering*. 2006;445-446:454-460.
77. Shukla, R.; Das, S.; Ravi-Kumar, B.; Ghosh, S.; Kundu, S. Chatterjee S. An ultra-low carbon, thermomechanically controlled processed microalloyed steel: microstructure an mechanical properties. *Metallurgical and Materials Transactions. A, Physical*

- Metallurgy and Materials Science. 2012; 43(12):4835-4845.  
<http://dx.doi.org/10.1007/s11661-012-1273-7>.
78. Talero, J.; Muñoz, M. Introducción al cálculo de estructuras metálicas según Eurocódigo 3. 1era Edición corregida. España. 2000.
79. Takahashi, A.; Ogawa, H. Influence of Softened Heat-affected Zone on Stress Oriented Hydrogen Induced Cracking of a High Strength Line Pipe Steel.” ISIJ International, 35 (10): 1190-1195, 1995.
80. Tamehiro, H. Properties of High-Toughness X80 Line Pipe Steels, Anales del International Symposium on Accelerated Cooling of Rolled Steels, Canadá, Agosto 23-26, 1987.
81. Tang, X.; Chung, R.; Pang, C.; Li, D.; Hinckley, B.; Dolman, K. Microstructure of high (45 wt.%) chromium cast irons and their resistances to wear and corrosion. Wear. 2011; 271 (9-10):1426-1431. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2010.11.047>.
82. Twelis, G. Pipeline Welds-effects of Pipe Material and Consumables Composition, Joining and Materials, p. 25, January 1989.
83. Vitek, D. Recent advances in modelling and characterisation in weld microstructure: Final Report. 2001, Sci.Tech. Weld. 7 (6): 362-365, 2001. [www.ingenta.com](http://www.ingenta.com)
84. Wang T. M. y F. Liu; La Situación Actual y las Tendencias de Desarrollo en la Educación de la Ciencia de Materiales e Ingeniería en China, Rev. Journal of Materials Education: ISSN 0738-7989; (en línea): 26 (1-2), p 127-132. 2004. <http://redalyc.uaemex.mx/redalyc/pdf/266/26626219.pdf>. Acceso: 24 de julio (2008).
85. Weman, K. Welding processes handbook. New York: CRC Press LLC. ISBN 0-8493-1773-8, 2003.
86. Xia, M.; Biro, E.; Tian, Z.; Zhou, Y. Effects of Heat Input and Martensite on HAZ Softening in Laser Welding of Dual Phase Steels. ISIJ International, vol. 48, no. 6, pp. 809-814, 2008.
87. Xiaoqiang, H. Effects of delta-ferrite on the microstructure and mechanical properties in a tungsten-alloyed 10%Cr ultra-supercritical steel. Acta Metallurgica Sinica. 45 (5): 553-558, 2009.



88. Yue, X.; Lippold, J.; Alexandrov, B.; Babu, S. Continuous cooling transformation behavior in the CGHAZ of naval steels. *Welding Journal*. 88 (3): 67s-75s, 2012.
89. Zhang, M.; Kelly, P.; Gates, J., The Effect of Heat Treatment on the Toughness, Hardness and Microstructure of Low Carbon White Cast Irons *Journal of Materials Science*. 36 (15) 3865 – 3875, 2001.
90. Zhang, T.; Zheng, Z.; Zhao, R. A dynamic welding heat source model in pulsed current gas tungsten arc welding, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 213, pp. 2329 - 2338, 2013.