

SOLDABILIDAD DE UN ACERO DE BLINDAJE CON ELECTRODOS DE ACERO INOXIDABLE AUSTENITICO

**Tesis de maestría realizada por:
JORGE ENRIQUE GIRALDO BARRADA**

**Profesor orientador:
URIEL RAFAEL BASTIDAS OVIEDO**



Barco Schenectady T2 Tanker – Agrietado en dos en 1943 con un mar calmado.

**Programa de posgrado:
Maestría de Ingeniería de Materiales y Procesos**

**UNIVERSIDAD NACIONAL DE COLOMBIA
SEDE MEDELLÍN - FACULTAD DE MINAS
Agosto 8 de 2005**

SOLDABILIDAD DE UN ACERO DE BLINDAJE CON ELECTRODOS DE ACERO INOXIDABLE AUSTENITICO

TABLA DE CONTENIDO

RESUMEN

LISTADO DE FIGURAS

LISTADO DE TABLAS

- 1. INTRODUCCIÓN**
 - 1.1 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA**
 - 1.1.1 Formulación del problema**
 - 1.1.2 Justificación del problema**
 - 1.2 OBJETIVOS**

- 2. APROXIMACIÓN EXPERIMENTAL**
 - 2.1 DISEÑO EXPERIMENTAL**
 - 2.2 MÉTODOS Y ENSAYOS**
 - 2.3 DESCRIPCIÓN DE ENSAYOS DE SOLDADURA**
 - 2.3.1 Ensayo de severidad térmica controlada CTS**
 - 2.3.2 Ensayo de alta restricción con placa H y pruebas balísticas**

- 3. MATERIALES UTILIZADOS**
 - 3.1 CARACTERIZACIÓN DEL ACERO DE BLINDAJE MIL A46100**
 - 3.1.1 Composición química**
 - 3.1.2 Microestructura**
 - 3.1.3 Temperaturas de transformación**
 - 3.1.4 Dureza y microdureza**
 - 3.1.5 Propiedades mecánicas**
 - 3.1.6 Comportamiento en servicio**
 - 3.2 CARACTERIZACIÓN DE LOS DEPÓSITOS SIN DILUCIÓN APLICADOS CON ELECTRODOS DE ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICOS Y DÚPLEX**
 - 3.2.1 Composición química**
 - 3.2.2 Microestructura**
 - 3.2.3 Propiedades mecánicas**

- 4. MARCO CONCEPTUAL**
- 4.1 DEFINICIONES IMPORTANTES PARA EL TRABAJO**
- 4.1.1 Proceso SMAW**
- 4.1.2 Soldabilidad**
- 4.1.3 Dilución**
- 4.1.4 Límite balístico**
- 4.2 SOLDABILIDAD DE FABRICACIÓN DEL ACERO MIL A46100**
- 4.2.1 Susceptibilidad al agrietamiento en frío (HIC)**
- 4.2.2 Susceptibilidad al agrietamiento en caliente (HC)**
- 4.2.3 Criterios de selección de electrodos**
- 4.3 ESTUDIOS DE MATERIALES SIMILARES Y COMPORTAMIENTO EN SERVICIO**

- 5. RESULTADOS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS**
- 5.1 CARACTERIZACIÓN DE LA ZAT DE LAS SOLDADURAS**
- 5.1.1 Soldaduras en filete**
- 5.1.2 Soldaduras a tope con ranura**
- 5.2 PROPIEDADES MECÁNICAS DE LAS JUNTAS A TOPE**
- 5.3 CARACTERÍSTICAS DEL METAL FUNDIDO**
- 5.4 SUSCEPTIBILIDAD AL AGRIETAMIENTO**
- 5.5 COMPORTAMIENTO BALÍSTICO**

- 6. CONCLUSIONES**
- 6.1 ZONA AFECTADA TÉRMICAMENTE Y METAL FUNDIDO**
- 6.2 PROPIEDADES MECÁNICAS**
- 6.3 SUSCEPTIBILIDAD AL AGRIETAMIENTO**
- 6.4 COMPORTAMIENTO BALÍSTICO**
- 6.5 COSTOS Y ASPECTOS PRODUCTIVOS**
- 6.6 SELECCIÓN DE ELECTRODOS**

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

RESUMEN

Se evaluaron las propiedades mecánicas y la microestructura de las soldaduras obtenidas con diferentes electrodos para unir platinas de un acero, templado y revenido, de alta dureza y baja aleación producido bajo la especificación MIL A46100, el cual es usado en la fabricación de estructuras blindadas. Se determinó el efecto que tiene el material de aporte (aceros inoxidable austeníticos, E307 y E308Mo, y dúplex, E312 y Eutectic 680), aplicado con proceso de soldadura al arco con electrodo revestido (SMAW), en posiciones plana y vertical, en la microestructura de la zona afectada térmicamente del acero MIL A46100, en la susceptibilidad al agrietamiento y en las propiedades mecánicas de dureza y resistencias a la tracción y al impacto Charpy de las diferentes regiones microestructurales de la soldadura. Se emplearon juntas a tope y en filete de 4.3mm de espesor donde se identificaron cuatro regiones con microestructura y propiedades diferentes: el metal fundido con durezas entre 220 y 280HV según el material de aporte, una zona de martensita no revenida de tamaño de grano variable con durezas tan altas como 580HV, una zona de martensita sobre-revenida con durezas mínimas entre 250-300HV y el material base no afectado con una dureza mínima de 490-500HV. El metal de soldadura no presentó crecimiento epitaxial y generó límites de grano Tipo II paralelos a la línea de fusión. El cambio en la entrada de energía no afectó las características de la ZAT. No se presentaron grietas en las pruebas CTS, sin embargo en las pruebas H se agrietaron las soldaduras aplicadas con electrodos E307 y E308Mo. El comportamiento balístico de las uniones soldadas no alcanza el del metal base debido a la zona de reducción de dureza.

ABSTRACT

Mechanical properties and microstructure were evaluated on high hardness, quenched and tempered, armor plate steel weldments produced according MIL A46100 standard. Changes in microstructures and mechanical properties (tensile strength, Charpy and hardness) of weld metal and heat affected zones of MIL A46100 welds were determined using shielded metal arc welding process (SMAW), four different stainless steel filler metals (austenitic -E307 and E308Mo- and duplex –Eutectic E680 and E312) and 1G and 3G welding positions. The hot and cold cracking susceptibility was also evaluated on complete joint penetration butt welds and fillet welds, 4.3mm thickness. The welded joints has four zones with different microstructures and properties: the weld metal with hardness among 220-280HV according to covered electrode, a coarse and fine grain fresh martensite zone as hard as 580HV, an overtempered martensite zone with minimum hardness between 250-300HV and the non affected base metal. The weld metal has no epitaxial growing and it has grain boundaries Type II running as the fusion line direction. Changes in heat input have no effect at HAZ characteristics. CTS test does not show cracks at any weld, however those welds made it with E307 and E308Mo did not pass the high restriction H test. Ballistic performance of welded joints is not as high as the base metal because the soft zone at the HAZ.

LISTADO DE FIGURAS

- Figura 1.** Diagrama del experimento propuesto para la investigación.
- Figura 2** Diagrama de flujo que describe el desarrollo global del proyecto.
- Figura 3.** Detalles para la ejecución de prueba de severidad térmica controlada, CTS.
- Figura 4.** (a) Placa de alta restricción en H. (b) Disposición de elementos para la ejecución de las pruebas balísticas de los cupones H que pasan la soldadura.
- Figura 5.** Espectro EDS obtenido en el SEM de la Universidad Nacional de Medellín en los que se detectó la cualitativamente presencia de elementos químicos como Fe, Mn, Si, en el material.
- Figura 6.** Espectro EDS obtenido en el SEM de Universidad Nacional de Manizales, donde se detectaron cualitativamente elementos como Fe, Mn, Si, Cr y La en la estructura del material.
- Figura 7.** Microestructura martensítica del acero A46100 atacado con Nital 4: (a) 200X y (b) 500X.
- Figura 8.** Microestructura a 500X del acero MIL A46100 atacado con metabisulfito de sodio.
- Figura 9.** Microestructura del MIL A46100 en SEM modo SEI (Nital 5%): (a) 3700X y (b) 2700X.
- Figura 10.** Microfotografía para calcular el tamaño de grano austenítico con el ensayo McQuaid Ehn. (Aumento del negativo: 70X; Longitud del negativo: 36mm; Longitud de la fotografía: 114mm)
- Figura 11.** Curva de dilatometría del acero MIL A46100.
- Figura 12.** Comportamiento de la microdureza a través del espesor del material MIL A46100.
- Figura 13.** Extricción de una probeta de tracción fallada y superficies de fractura típicas de las probetas de tracción en forma de copa y cono.
- Figura 14.** Imágenes de las superficies de fractura de probetas de tracción vistas en SEM.
- Figura 15A.** Superficies de fractura de probetas de impacto longitudinal vistas en SEM.
- Figura 15B.** Superficies de fractura de probetas de impacto trasversal vistas en SEM.
- Figura 16.** Dureza de la martensita en función del contenido de carbono [21].
- Figura 17.** Microestructuras de depósitos sin dilución con electrodo E680 para diferentes secciones y aumentos.
- Figura 18.** Microestructuras de depósitos sin dilución con electrodo E312 para diferentes secciones y aumentos.
- Figura 19.** Microestructuras de depósitos sin dilución con electrodo E307 para diferentes secciones y aumentos.
- Figura 20.** Microestructuras de depósitos sin dilución con electrodo E308Mo para diferentes secciones y aumentos.
- Figura 21.** Diferentes elementos que conforman el proceso SMAW.
- Figura 22.** Sección trasversal de una soldadura y fórmula de cálculo de la dilución.
- Figura 23** (a) Curva de Sieverts [Granjón], solubilidad de H^+ en las fases cristalinas del hierro. (b) Difusividad del H^+ en la austenita y en la ferrita.
- Figura 24A.** Sección longitudinal que muestra la evolución del hidrógeno en la soldadura de un metal base de más templabilidad que el metal fundido [22].

- Figura 24B** Evolución del H^+ en la soldadura de un metal base endurecible con un metal fundido austenítico [22].
- Figura 25.** Zona de clasificación de aceros incluido el MIL A46100 en azul [AWS D1.1].
- Figura 26.** Esquema de la teoría generalizada de Borland para el HC.
- Figura 27.** Representación de Schaeffler con el acero MIL A46100 y los electrodos estudiados.
- Figura 28.** Límite balístico en varias zonas de la soldadura con distintas entradas de energía (HI).
- Figura 29.** Dureza transversal a través de la ZAT de un elemento soldado con enfriamiento externo de gas y platinas de cobre para el acero similar al MIL A46100 de 45mm.
- Figura 30.** Variación de las durezas del metal fundido y de la ZAT en soldaduras en filete CTS con los diferentes electrodos empleando un amperaje bajo.
- Figura 30.** Variación de las durezas del metal fundido y de la ZAT en soldaduras en filete CTS con los diferentes electrodos empleando un amperaje bajo.
- Figura 31.** Variación de las durezas del metal fundido y de la ZAT en soldaduras en filete CTS con los diferentes electrodos empleando un amperaje alto.
- Figura 32.** Microestructuras de las regiones de la ZAT de las soldaduras de acero MIL A46100.
- Figura 33.** Dureza de la ZAT de juntas a tope de 4mm con electrodo E307 para los pases 1 y 2 en posiciones plana (baja energía) y vertical ascendente (alta energía).
- Figura 34.** Dureza de la ZAT de juntas a tope de 4.3 mm con electrodo E680 para los pases 1 y 2 en posiciones plana (baja energía) y vertical ascendente (alta energía).
- Figura 35.** Dureza de la ZAT de juntas a tope de 4.3 mm con electrodo E312 para los pases 1 y 2 en posiciones plana (baja energía) y vertical ascendente (alta energía).
- Figura 36.** Perfil de dureza del segundo pase de juntas a tope de acero MIL A46100 con electrodos E680, E307, E312 y E308Mo aplicados en posición plana.
- Figura 37.** Perfil de dureza del segundo pase de juntas a tope de acero MIL A46100 con electrodos E680, E307, E312 y E308Mo aplicados en posición vertical.
- Figura 38.** Perfil de dureza del primer pase de juntas a tope de acero MIL A46100 con electrodos E680, E307, E312 y E308Mo aplicados en posición vertical.
- Figura 39.** Microestructuras de las diferentes regiones de la ZAT de una junta a tope en posición 1G con E307.
- Figura 40.** Relación de regiones de la soldadura, distribución de temperatura y diagrama Fe-Fe₃C de acero MIL A46100.
- Figura 41.** Resistencia a la tracción de probetas a tope con distintos electrodos en varias posiciones de soldadura y de la resistencia de los depósitos sin dilución.
- Figura 42.** Resultados de impacto Charpy en las diferentes regiones de la soldadura aplicados con todos los electrodos en posiciones plana y vertical.
- Figura 43.** Límites de grano Tipo II en depósitos de E680 sobre acero MIL A46100.
- Figura 44.** Límites de grano Tipo II en depósitos de E312 sobre acero MIL A46100.
- Figura 45.** Límites de grano Tipo II en depósitos de E307 sobre acero MIL A46100.
- Figura 46.** Evidencias de la existencia de límites de grano Tipo II en depósitos de E308Mo donde se ven puntos de convergencia de límites de grano.
- Figura 47.** Imagen de SEM con los puntos donde se tomaron los contenidos de Fe, Cr y Ni a partir de la zona de fusión. Probeta de electrodo E307 posición 3G.
- Figura 48.** Porcentaje de estos Fe, Cr y Ni Vs. Distancia a la línea de fusión E312.

- Figura 49.** Porcentaje de estos Fe, Cr y Ni Vs. Distancia a la línea de fusión E307.
Figura 50. Porcentaje de dilución Vs. Distancia a la línea de fusión E680 y E312.
Figura 51. Porcentaje de dilución Vs. Distancia a la línea de fusión E307 y E308Mo.
Figura 52. Placas H soldadas con electrodo E680 (izquierda) y E312 (derecha).
Figura 53. Impactos de proyectil en el cupón H de E680, todos pasantes con excepción del que golpeó el metal base no afectado térmicamente.
Figura 54. Impactos de proyectil en el cupón H de E312.

LISTADO DE TABLAS

- Tabla 1.** Tipos de ensayos de laboratorio ejecutados en las diferentes etapas del proyecto.
Tabla 2. Ensayos realizados en las diferentes etapas y regiones de interés durante la investigación.
Tabla 3. Resultados del análisis químico detectado por espectrografía gaseosa.
Tabla 4. Composición química del MIL A46100 extractada del MTR No. 72570-001 correspondiente a la colada C8486 de Temtco Steel Co.
Tabla 5. Durezas superficiales en Brinell (BHN) del material MIL A46100
Tabla 6. Durezas transversales y longitudinales en escala Brinell (BHN)
Tabla 7. Durezas transversales y longitudinales en escala Vickers (VHN)
Tabla 8. Resultados obtenidos del ensayo de tracción para el material MIL A46100.
Tabla 9. Convenciones para identificación de probetas durante los ensayos.
Tabla 10. Datos obtenidos en Joules para la prueba de impacto Charpy V @ -21°C.
Tabla 11. Composiciones químicas de los depósitos sin dilución para cada electrodo.
Tabla 12. Características y documentos de selección de electrodos para soldar material MIL A46100
Tabla 13. Variables de soldadura empleadas para las soldaduras a tope.

SOLDABILIDAD DE UN ACERO DE BLINDAJE CON ELECTRODOS DE ACERO INOXIDABLE AUSTENITICO

1. INTRODUCCIÓN

El proyecto realizado como tesis de maestría en el programa de posgrado *Ingeniería de Materiales y Procesos* está fundamentada en una exploración de diversos materiales de aporte o electrodos que se puedan utilizar para soldar un acero de alta resistencia y baja aleación (HSLA) producido para la fabricación de blindajes y estudiar el efecto de emplear uno u otro electrodo en diferentes posiciones de soldadura sobre las propiedades de las uniones. El acero por estudiar cumple con la especificación militar MIL A46100 [2] y se emplea en la fabricación de buques y tanques de guerra que eviten la penetración de proyectiles para proteger a los tripulantes y a los equipos. Además de exploratorio, el trabajo propuesto tiene las características de una investigación aplicada a la industria naval militar, de acuerdo con las definiciones de investigación establecidas por Mario Bunge en su tratado sobre *Ciencia, tecnología y desarrollo* [1], y se ajusta muy bien dentro de la filosofía del programa de posgrado ya que incluye estudios de procesos de manufactura, de metalurgia de la soldadura y de aplicaciones ingenieriles.

En los numerales 1.1 y 1.2 se presentan, respectivamente, el planteamiento del problema y los objetivos generales y específicos. El capítulo 2 es un resumen del diseño experimental del proyecto de investigación y de los tipos de ensayos realizados en cada una de las etapas. En el capítulo 3 se describen los materiales base y de aporte empleados y se presentan los resultados asociados con su caracterización que tuvo que hacerse con rigor para el MIL A46100 debido a la poca información disponible, ya que al tratarse de un material de aplicaciones militares está rodeado de un halo de hermetismo por parte de quienes lo investigan en los diferentes países por considerarse temas de seguridad nacional. En el capítulo 4 se presentan el marco conceptual y la síntesis de la documentación y de las investigaciones realizadas, y disponibles, sobre la soldabilidad de aceros de blindaje similares al MIL A46100 a nivel internacional. Los resultados del proyecto y su discusión se tratan de manera integrada en el capítulo 5 para extraer de allí las conclusiones expresadas en el capítulo final.

1.1 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA

1.1.1 Formulación del problema

Actualmente la Corporación de Ciencia y Tecnología para el desarrollo de la Industria Naval, Marítima y Fluvial, COTECMAR, de la cual son socios el Ministerio de Defensa—Armada Nacional, la Universidad Nacional de Colombia, la Escuela de Ingeniería Julio

Garavito y la Corporación Universitaria Tecnológica de Bolívar, viene construyendo las primeras embarcaciones para la Brigada Fluvial de la Infantería de Marina en su Planta de Mamonal en Cartagena. Uno de los aspectos más relevantes asociados con la fabricación de las embarcaciones es el empleo de un acero microaleado de alta resistencia al impacto y baja aleación (HSLA) para la construcción de los blindajes o armaduras de los vehículos mediante uniones soldadas. Este tipo de acero, producido bajo la norma militar MIL A46100 y denominado también bajo los nombres de platinas de blindaje o armadura (“Armor Plate”), a pesar de su empleo en la industria militar de países desarrollados, es un material de utilización reciente en Colombia y se usa en la fabricación de estructuras soldadas para la protección del personal y equipo en vehículos de combate, como tanques, unidades terrestres, buques, etc., del efecto de posibles fuerzas destructivas.

El desarrollo de una estrategia para establecer los electrodos especificados en los procedimientos de soldadura para unir el acero MIL A46100, debe basarse en una clara comprensión de los factores que afectan la soldabilidad de este tipo de materiales, la integridad estructural de las soldaduras y su habilidad última para soportar la penetración y las fuerzas de impacto durante el servicio. Actualmente, COTECMAR utiliza un procedimiento de soldadura para la unión de platinas de acero microaleado de alta resistencia al impacto con el proceso de soldadura por arco eléctrico con electrodo revestido (SMAW) sobre el cual no se tiene la información técnica respectiva que soporte la validez de los resultados obtenidos en las juntas. En este WPS se especifica el empleo de un electrodo de reconstrucción E680 marca EUTECTIC que tiene un valor cercano a los \$150.000= por kilogramo; sin embargo, no se conoce nada acerca de sus efectos en las uniones soldadas del material MIL A46100. Partiendo de este panorama, entonces, con el proyecto se buscó la optimización técnica y económica del proceso constructivo de estructuras con MIL A46100 y la diversificación de métodos alternativos para soldarlos con varios electrodos basados en el conocimiento de: la caracterización del acero MIL A46100, la caracterización de las diferentes clases de electrodos o metales de aporte que se pueden utilizar para obtener soldaduras satisfactorias y el efecto que tienen los parámetros de soldadura asociados con posiciones de aplicación plana y vertical en la soldabilidad del acero MIL A46100, fundamentalmente en su susceptibilidad al agrietamiento inducido por hidrógeno y en caliente.

Con esto en mente y considerando que la utilización y el conocimiento que se tiene sobre el acero de blindaje MIL A46100 en Colombia son incipientes, su caracterización desde el punto de vista de propiedades mecánicas-microestructura-comportamiento, el estudio de diferentes materiales de aporte de acero inoxidable válidos para la unión por soldadura de este material y la identificación del efecto de las principales variables de soldadura en el proceso SMAW —amperaje y velocidad de aplicación— en la susceptibilidad al agrietamiento de este material (soldabilidad), permite tomar decisiones confiables durante la producción respecto a la selección de electrodos, valores de parámetros de soldadura, niveles mínimos confiables de temperaturas de precalentamiento y procedimientos de ensayos no destructivos para el control de calidad, etc. La idea del estudio fue evaluar la posibilidad de emplear aceros inoxidables austeníticos y dúplex en la soldadura de acero MIL A46100 de 4.3 mm de espesor y determinar sus efectos en la microestructura, propiedades mecánicas y susceptibilidad al agrietamiento, con miras a inferir su comportamiento en servicio ante el impacto de proyectiles.

El estudio realizado es una primera etapa de aproximación al problema de la soldadura del acero microaleado de alta resistencia al impacto fabricado bajo especificación militar MIL A46100, ya que se va a realizar usando el proceso manual de soldadura SMAW que es el que actualmente se emplea en la fabricación de los buques Nodriza. Se estudió el comportamiento de las soldaduras obtenidas con cuatro materiales aporte inoxidables dúplex y austeníticos (con un costo de \$50.000=/kg), incluyendo el E680, aplicados bajo dos posiciones de soldadura (plana y vertical), desde los puntos de vista de su soldabilidad de producción —agrietamientos asistido por hidrógeno y en caliente— y soldabilidad de servicio —microestructura y propiedades de resistencia al impacto—.

1.1.2 Justificación del problema.

Se pueden establecer las siguientes justificaciones para el problema que se estudió:

- Se comienza a llenar el vacío cognitivo existente en Colombia sobre las aplicaciones soldadas del material MIL A46100 reduciendo la dependencia tecnológica que se tiene para tomar decisiones asociadas con los procesos de manufactura requeridos para su transformación.
- Se diversifican las posibilidades de realizar las soldaduras ya que, a partir del proyecto, se puede contar con otros procedimientos y con distintos materiales de aporte que garanticen la obtención de uniones de buena calidad y buen comportamiento en servicio.
- El consumo de soldadura de cada buque nodriza para unir sus partes blindadas está entre 180 y 200 kilogramos. Lo anterior implica que el costo total de soldadura Eutectic E680 es cercano a los \$30.000.000= . Con los otros dos o tres electrodos por estudiar, cualquiera de ellos, el costo de la soldadura para esta aplicación sería de \$10'000.000=, es decir \$20'000.000= menos por cada embarcación construida. Si consideramos que la tasa de producción es de dos buques por año, el resultado es evidente ya que contribuye a la solución de un problema técnico y económico a partir del conocimiento científico.
- Con los resultados del proyecto se contribuye a pensar la realidad actual y a reevaluarla y, además, se generan nuevos proyectos de investigación en esta área como pueden ser el desarrollo de procedimientos de soldadura en procesos de mayor productividad (GMAW, FCAW, etc.), estudio del efecto de enfriadores de cobre en la ZAT de soldaduras de acero MIL A46100, estudio de aluminios resistentes a la penetración de proyectiles, evaluación del comportamiento de los límites de grano Tipo II en soldaduras disímiles, entre otros.

1.2 OBJETIVOS GENERAL Y ESPECÍFICOS

El objetivo general se orienta a establecer la soldabilidad de un acero de alta resistencia y baja aleación (HSLA) producido bajo la especificación MIL A46100, empleado para la fabricación de blindajes, utilizando el proceso de soldadura SMAW y desarrollar procedimientos de soldadura con varios materiales de aporte de acero inoxidable aplicados bajo diferentes condiciones de entrada de calor.

Los objetivos específicos a partir del cual se cumple el objetivo general son:

- Caracterizar las propiedades mecánicas, la composición química y la microestructura del material MIL A46100.
- Seleccionar tres o cuatro electrodos o materiales de aporte inoxidables, dúplex o austeníticos, recomendables para soldar el acero de alta resistencia y baja aleación MIL A46100 con proceso SMAW.
- Caracterizar microestructuralmente el núcleo y el revestimiento de los tres o cuatro electrodos seleccionados para el estudio.
- Caracterizar los depósitos de soldadura aplicados con cada material de aporte en estado no diluido desde el punto de vista microestructural, de composición química y de propiedades mecánicas.
- Determinar la susceptibilidad al agrietamiento en frío de las soldaduras en función del metal de aporte y de la entrada de calor empleando el ensayo de Severidad Térmica Controlada (CTS).
- Determinar la susceptibilidad al agrietamiento en caliente de las soldaduras hechas en acero MIL A46100 aplicadas con cada electrodo bajo diferentes condiciones de amperaje o velocidad empleando el método de ensayo Varestraint o placas H.
- Caracterizar la zona afectada térmicamente (ZAT) de las juntas soldadas a tope con los parámetros óptimos seleccionados durante el cumplimiento de los objetivos anteriores y determinar las propiedades mecánicas de resistencia a la tracción, durezas y resistencia al impacto.
- Comprobar el comportamiento balístico de las uniones a tope producidas con los diferentes materiales de aporte bajo las condiciones óptimas seleccionadas a partir de los resultados obtenidos en el cumplimiento de los objetivos anteriores.
- Definir, en función de los resultados obtenidos, las especificaciones de procedimiento de soldadura (WPSs) óptimas para la producción de juntas a tope de láminas de acero MIL A46100 con unas propiedades mecánicas y un comportamiento balístico adecuados.

2. APROXIMACIÓN EXPERIMENTAL

2.1 DISEÑO EXPERIMENTAL

En la Figura 1 se presenta un diagrama con el diseño experimental realizado durante la investigación donde se pueden establecer las diferentes variables que se estudiaron y que se resumen así:

- **Variables independientes:** (1) el tipo de material de aporte que varió en cuatro niveles que corresponden a los tipos electrodos inoxidables Eutectic E680, E312, E307 y E308Mo y (2) la entrada de energía que varía en dos niveles: alto y bajo según se la soldadura se aplique en posiciones vertical o plana.
- **Variables dependientes:** Corresponden a las variables cuya variación se va a determinar en función de la modificación de las variables independientes. Las variables dependientes comprenden básicamente a la microestructura del metal fundido y la ZAT, la variación de dureza a lo largo del metal de soldadura y la ZAT, la susceptibilidad al agrietamiento en frío y en caliente, la resistencia al impacto en las diferentes zonas de la soldadura y, de poder realizarse estos ensayos, el comportamiento balístico de las soldaduras.
- **Factores fijos:** Tienen que ver con aquellos factores que no se modificaron durante el estudio realizado, y son, fundamentalmente, el proceso de soldadura SMAW, el material base MIL A46100, el espesor de 4.3 mm, el diámetro de los electrodos de $\varnothing 3/32''$ y la geometría de la junta.

2.2 METODOLOGÍA Y ENSAYOS REALIZADOS DURANTE LA INVESTIGACIÓN

La complejidad inherente a los múltiples caminos que toma cualquier proceso de investigación en la generación de conocimiento hace que resulte difícil presentar dicho proceso de una manera inteligible. El diagrama de flujo de la figura 2 es un intento que pretende ilustrar, de una manera general, la trayectoria más relevante seguida durante el proyecto de investigación para obtener los resultados que, en este caso, se refieren a la selección de uno o varios electrodos y a sus efectos en la soldadura del acero MIL A46100. Este proceso, aunque fue construido durante el estudio de la información técnica, coincide en mucha parte con una propuesta de Gangopadhyay y Das [8] tendiente a la selección de electrodos y aprobación de procedimientos para la soldadura de aceros de armadura encontrada después. Este diagrama no da cuenta de todas las actividades realizadas ni de todos los caminos recorridos durante los trabajos, ni de las vacilaciones, titubeos, intentos malogrados, inseguridades que son propias de la actividad de investigación y del desarrollo de saber y que hacen que sea en el proceso, y no en los resultados finales, donde subyace la mayor importancia de la investigación.

Este diagrama muestra que la etapa inicial considera los cuatro electrodos aplicados con diferentes condiciones de soldadura, amperaje y velocidad, propias de las posiciones plana y vertical (las cuales pueden abarcar las variables asociadas con las demás posiciones de soldadura: horizontal y sobrecabeza). Cada electrodo en cada posición fue evaluado desde el punto de vista de la sanidad de las uniones (evaluadas con radiografía industrial), la susceptibilidad al agrietamiento en frío, la caracterización microestructural de las diferentes regiones de las soldaduras de acero MIL A46100 (zona fundida y zona afectada térmicamente) y las propiedades mecánicas de las uniones para llegar a establecer varios procedimientos de soldadura según el éxito o no de cada electrodo. Después de este tamizado inicial, se realizaron las pruebas sobre platinas H que buscan problemas de agrietamiento en cordones de soldadura de alta restricción antes de realizar ensayos balísticos que son mucho más costosos. Después de las pruebas H, se realizaron los ensayos balísticos en aquellos electrodos que no presentaron problemas de agrietamiento durante las soldaduras de los cupones. Infortunadamente, debido a las limitaciones en los espesores disponibles para el acero MIL A46100 (4mm) no se pudieron realizar las pruebas balísticas dando estricto cumplimiento a la norma que exigía que el espesor mínimo soldado fuera de 12mm.

En las Tablas 1 y 2 se presentan los ensayos de laboratorio que se emplearon en el proyecto, sus objetivos, las normas y las zonas o materiales donde se practicaron. Los equipos principales utilizados en el estudio tienen las siguientes marcas: microdurómetro Shimatzu, microscopio óptico: Olympus PM3 con cámara CCD, analizador: Leyca Q5001W, microscopio electrónico: Jeol 5900LV y radar Doppler Weibel W700 MVR5700.

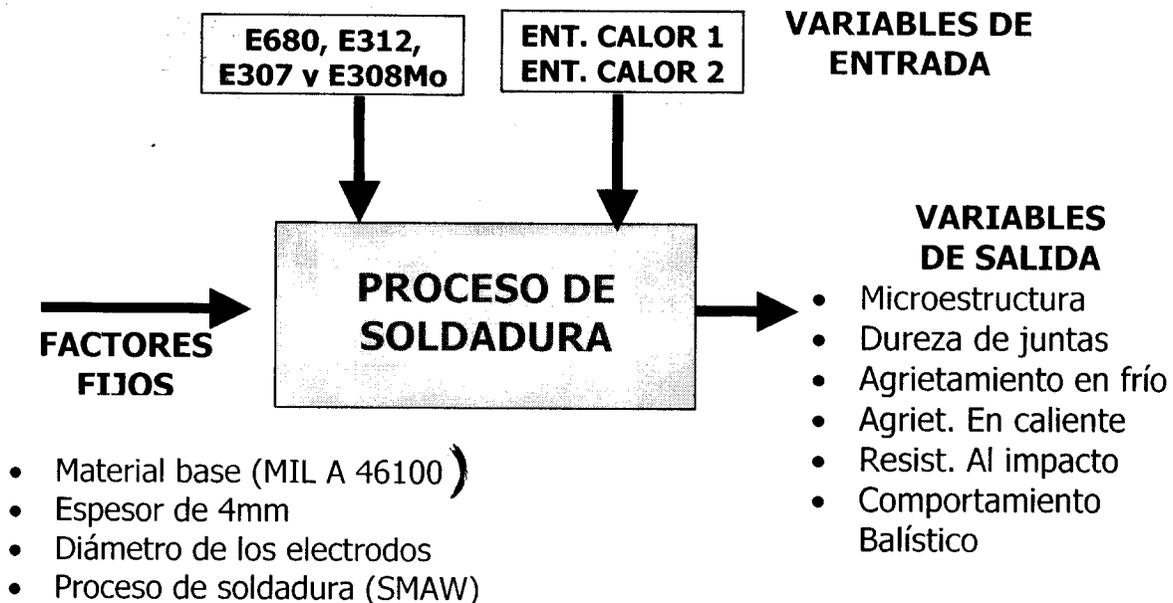


Figura 1. Diagrama del experimento propuesto para la investigación.

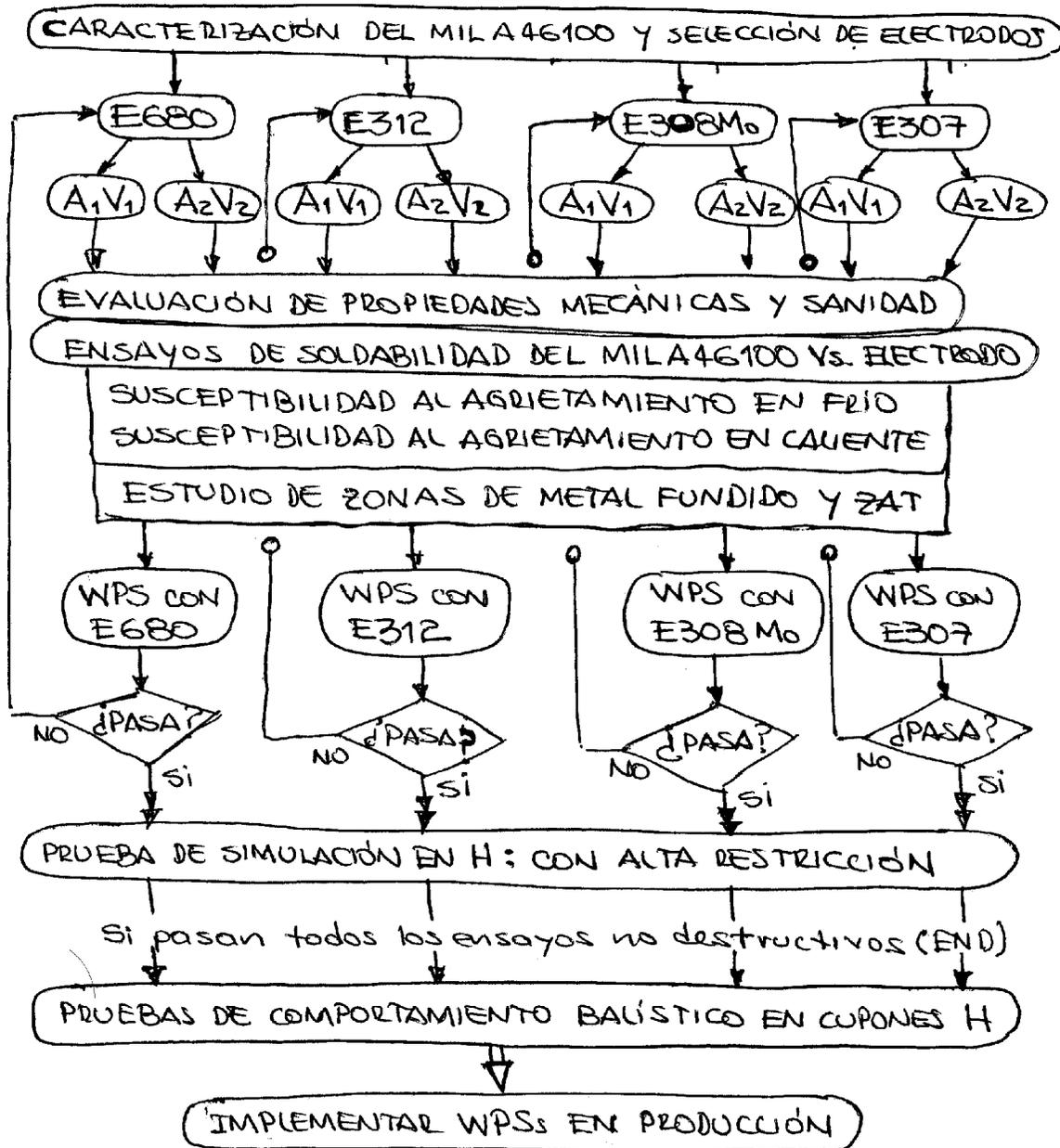


Figura 2 Diagrama de flujo que describe el desarrollo global del proyecto.

Tabla 1. Tipos de ensayos de laboratorio ejecutados en las diferentes etapas del proyecto.

ENSAYO	ACRÓNIMO	OBJETIVO ESPECÍFICO DEL ENSAYO	ZONAS O MATERIALES
Microscopia Óptica de Luz Reflejada	MOLR	Exploración de microestructuras por contraste morfológico de luz, en probetas de observación previamente preparadas y atacadas convenientemente en los rangos ópticos desde 5X hasta 80X	<ul style="list-style-type: none"> • Metalografía • Caracterización microestructural • Reconocimiento de cambios microestructuras en las diferentes zonas de soldadura
Microscopia Electrónica de Barrido	SEM	Exploración de microestructuras por contraste morfológico (modo SEI) o por contraste de composición (modo BES) por bombardeo de electrones, en probetas metalográficas convenientemente preparadas en los rangos de exploración de 100X a 80000X	
Estereoscopia de Luz Reflejada	ELR	Obtención de imágenes a nivel microscópico para mostrar detalles en los rangos ópticos entre 1X y 10X	<ul style="list-style-type: none"> • Búsqueda de grietas • Mostrar cambios visibles macroscópicos en las zonas de soldadura
Espectros de Dispersión de Energía	EDS	Reconocimiento de composición química local en zonas con aumentos ópticos mínimos de 2000X con precisión cualitativa	<ul style="list-style-type: none"> • Composiciones químicas locales • Cálculo de dilución local
Espectros de Dispersión de Ondas	WDS	Reconocimiento de composición química local en zonas con aumentos ópticos mínimos de 2000X con precisión cuantitativa	<ul style="list-style-type: none"> • Composiciones químicas locales de precisión en compuestos y zonas microscópicas
Difracción por Rayos X	DRX	Caracterización de fases y constituyentes presentes en muestras de materiales metálicos y no metálicos con un nivel de cristalinidad, por difracción en redes cristalinas	<ul style="list-style-type: none"> • Fases y constituyentes de revestimientos, depósitos y zonas de soldadura
Espectrometría gaseosa	EFG	Composición química macroscópica en probetas convenientemente preparadas	<ul style="list-style-type: none"> • Composición química general de metal base, de aporte, depósitos diluidos
Tracción	Tracción	A través del ensayo de tracción obtener las variables de resistencia última, máxima y a la cedencia; así como los valores de elongación, reducción de área. Norma: ASTM E8M & A370	<ul style="list-style-type: none"> • Metal base • Depósitos • Juntas de soldadura
Impacto Charpy V	ICv	A través del ensayo Charpy con entalla en V y con péndulo, obtener el comportamiento relativo de una zona específica a una temperatura definida en un material al impacto. Norma ASTM E23	<ul style="list-style-type: none"> • Metal base • Depósitos • Zonas de soldadura
Dureza	HV	Obtener información sobre la dureza de cada zona a escala macroscópica. Norma ASTM E110	<ul style="list-style-type: none"> • Depósitos • Metal base • Zonas de soldadura
Microdureza	MHV	Obtener información sobre los cambios microscópicos de dureza en fases, constituyentes y zonas de soldadura. Norma ASTM E110	<ul style="list-style-type: none"> • Metal base y aporte • Núcleo del electrodo • Depósitos y ZAT
Soldadura a Tope	Topes	Simular condiciones de soldadura en producción	<ul style="list-style-type: none"> • Combinaciones de material de aporte y base
Severidad Térmica Controlada	CTS	Respuesta al agrietamiento en frío en una restricción fija del material. Norma: AWS B4.0	<ul style="list-style-type: none"> • Combinaciones de material de aporte y base
Cordón simple sobre placa	BOP	Estudiar el comportamiento metalúrgico de la zona afectada térmicamente bajo la influencia de las variables de aplicación del proceso de soldadura	<ul style="list-style-type: none"> • Estudio de la ZAT
Placa H	H	Estudiar la susceptibilidad al agrietamiento en frío y en caliente de las distintas combinaciones de material aporte – metal base en alta restricción. Norma: MIL 1249	<ul style="list-style-type: none"> • Combinaciones de material de aporte y base
Ensayos No Destructivos	END	Verificación de sanidad de soldaduras por: Radiografía RX Partículas Magnéticas PM y Líquidos Penetrantes LP	<ul style="list-style-type: none"> • Juntas soldadas
Medición de Ferrita Delta	FN	Estimación del número de ferrita a través del medidor Magne Gage	<ul style="list-style-type: none"> • Topes y depósitos

Tabla 2. Ensayos realizados en las diferentes etapas y regiones de interés durante la investigación.

ETAPA	OBJETIVO O REGIÓN DE ENSAYO	ENSAYOS REALIZADOS EN LAS REGIONES SELECCIONADAS EN CADA ETAPA																
		MOLR	SEM	ELR	EDS	WDS	DRX	EFG	Tracción	ICv	HV	MHV	Tope	CTS	BOP	H	END	FN
Caracterización de materiales por estudiar	Metal base MIL A46100	X	X	X	X		X	X	X	X	X	X						
	Electrodos	Núcleos	X	X		X		X		X		X						
		Revestimiento		X		X		X										
	Depósitos	X	X			X	X											X
Caracterización de zonas térmicas	ZMNRGG ZMNRGF ZATIC ZATMSR	X	X			X						X	X	X	X		X	
Soldabilidad	De fabricación y de condiciones de servicio	X							X	X	X	X	X			X	X	X
Agrietamiento	Susceptibilidad HIC	X										X		X		X	X	
Desempeño Balístico	Comportamiento en servicio															X	X	

2.3 DESCRIPCIÓN DE ENSAYOS DE SOLDADURA

2.3.1 Ensayo de severidad térmica controlada CTS

El ensayo de severidad térmica controlada (CTS) efectuado bajo la especificación AWS B4.0-1998 [48] se usa para determinar la susceptibilidad del depósito y de la zona afectada térmicamente (ZAT) al agrietamiento inducido por hidrógeno de aceros al carbono, al carbono-manganeso y aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA). Mientras que su aplicación primaria es evaluar el efecto de la composición del metal base, el método también se puede usar para determinar los efectos de los consumibles de soldadura, entradas de calor y precalentamientos, tratamientos térmicos posteriores a la soldadura, en la susceptibilidad al agrietamiento de la ZAT.

El método consiste en tres pasos fundamentales: (1) El cupón de ensayo, tal como se muestra en la figura 3, consiste de dos placas unidas por un perno a través de sendos agujeros hechos en su centro; una de las placas es cuadrada y la otra rectangular, un poco más ancha y con una longitud aproximada de tres veces la de la placa cuadrada, las cuales son unidas con dos soldaduras de restricción laterales; (2) Se depositan dos soldaduras de ensayo en filete entre las dos placas dejando enfriar la probeta hasta temperatura ambiente antes de que se aplique la segunda soldadura de ensayo; y (3) El cupón de prueba se secciona (figura 3 –continuación-) y se examina macrográficamente para determinar si existen grietas, tomando además medidas de dureza del metal fundido y de la ZAT.

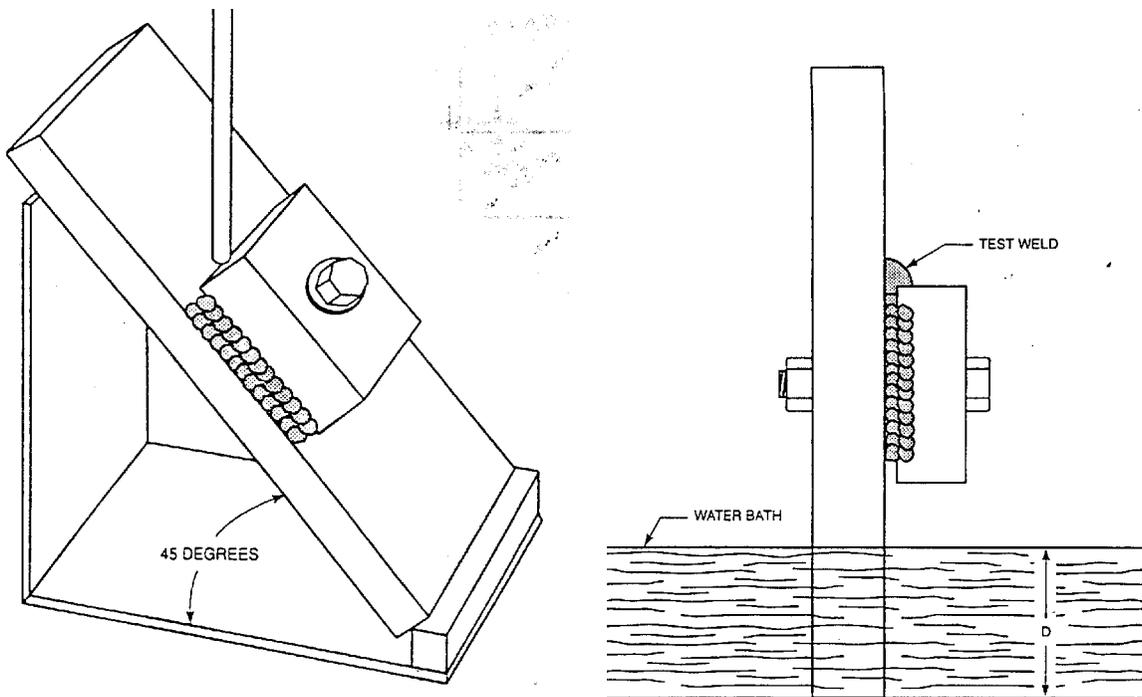


Figura 3. Detalles para la ejecución de prueba de severidad térmica controlada, CTS.

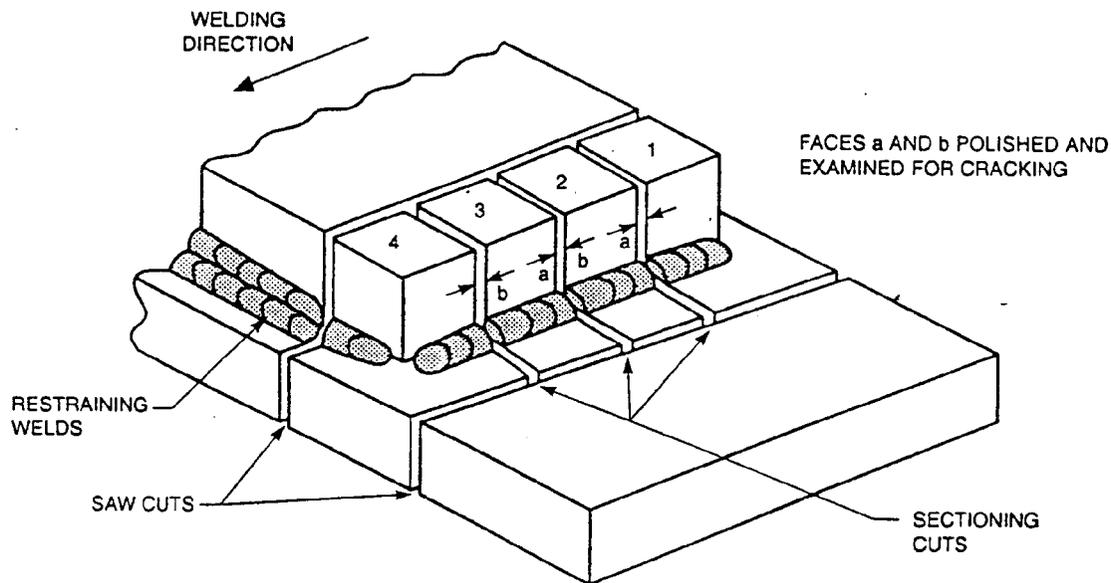
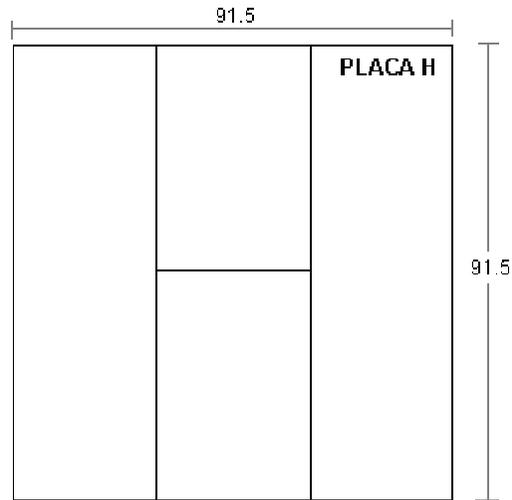


Figura 3 (Continuación). Detalles para la ejecución de la prueba CTS.

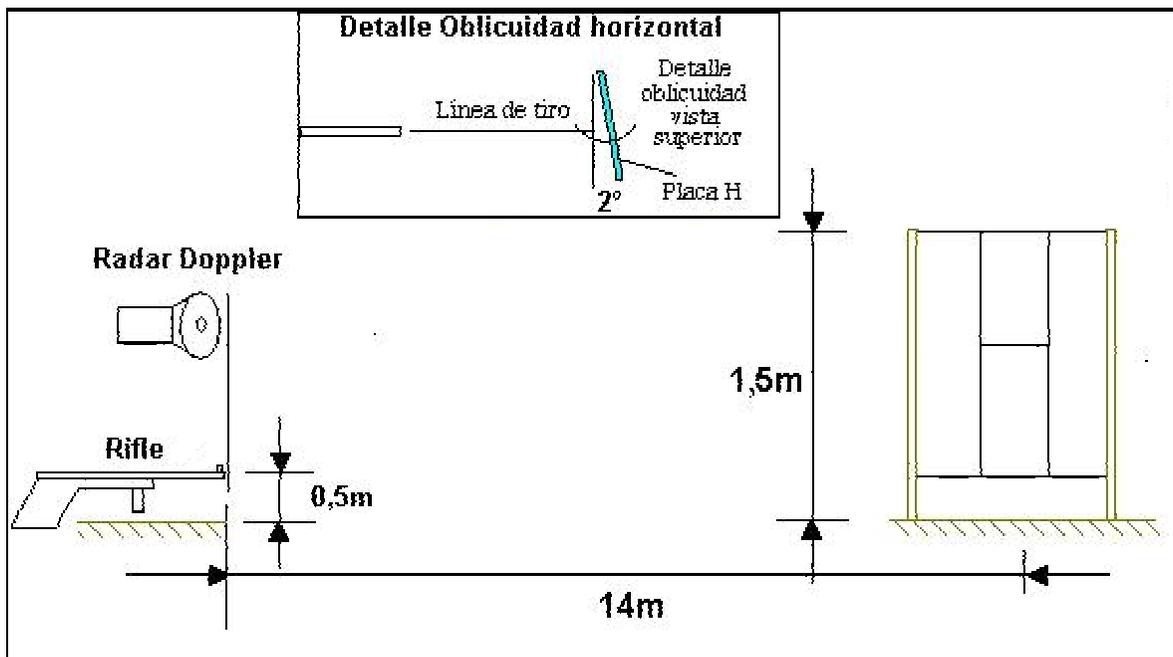
2.3.2 Ensayo de alta restricción con placa H y pruebas balísticas

Mediante este ensayo que se hace de acuerdo con la norma MIL 1941 [49] se sueldan platinas del acero MIL A46100, las cuales conforman una serie de soldaduras en forma de H donde los paralelos de la H tienen una longitud de 915mm y el travesaño de 305mm, tal como se muestra en la figura 4(a). En estas longitudes de soldadura y con esta configuración en H se producen altas restricciones que producen altos esfuerzos capaces de generar grietas en las soldaduras o en la ZAT si los electrodos son inadecuados o las condiciones de soldadura no son las apropiadas. Cuando las placas H se sueldan satisfactoriamente sin problemas de agrietamiento, son sometidas a una prueba balística de acuerdo con la norma MIL 1941 que especifica las distancias de posicionamiento, el tipo de munición, la velocidad de salida del proyectil, la ubicación de los dispositivos Doppler para la medición de las velocidades, la oblicuidad del impacto, etc. En la figura 4(b) se muestra el esquema con el que se realizaron las pruebas balísticas que se incluyen en este trabajo.

Se utilizó una munición de 7.62x39mm disparada con un fusil AK 47 *Short Gun* que puede alcanzar una velocidad de 630 a 700 m/s. La velocidad del proyectil se midió con un radar tipo Doppler WEIBEL W700 MVR5700, Modelo SI520A con una frecuencia 10.5256GHz. Se hicieron una serie de disparos en el metal fundido de cada soldadura hecha con cada uno de los electrodos que pasaron la prueba inicial de restricción con cupón H, en la ZAT y en el metal base no afectado con miras a obtener una información cualitativa del comportamiento balístico de las uniones soldadas en conexión con los resultados de propiedades y microestructura.



(a)



(b)

Figura 4. (a) Placa de alta restricción en H. (b) Disposición de elementos para la ejecución de las pruebas balísticas de los cupones H que pasan la soldadura.

3. MATERIALES UTILIZADOS

El primer paso que se debe cumplir para cualquier estudio de metalurgia de la soldadura es caracterizar el material base, con mayor razón cuando no se conocen sus propiedades, y los depósitos de soldadura sin dilución desde los puntos de vista de composición química, microestructura y propiedades mecánicas. En este capítulo se presentan los resultados asociados con la caracterización del material base, acero MIL A46100, y de los depósitos obtenidos con los cuatro electrodos estudiados: E680, E312, E307 y E308Mo.

3.1 CARACTERIZACIÓN DEL ACERO DE BLINDAJE MIL A46100

El reconocimiento del material base se logró a partir del estudio de la norma militar de producción MIL A46100 [2], de los certificados de pruebas de materiales (MTRs) del productor del material TEMTCO Steel [51] y de la ejecución de diversos ensayos de laboratorio tendientes a determinar la composición química, la microestructura, las temperaturas de transformación y las propiedades mecánicas con la pretensión de inferir o explicar, a partir de dicha información, su comportamiento en servicio.

3.1.1 Composición química

Los resultados de la composición química por espectrografía gaseosa, la cual solo pudo reconocer una fracción de los elementos que conforman al acero MIL A46100 a causa de la falta de algunos canales de entrada de información en el espectrómetro, se presentan en la tabla 3.

Tabla 3. Resultados del análisis químico detectado por espectrografía gaseosa.

Elemento	% / Wt	Elemento	% / Wt
C	0.284	Mn	0.899
V	0.007	Sb	0.001
Al	0.020	Ti	0.031
Sn	0.008	P	0.010
Cu	0.177	S	0.002
Cr	0.300	Pb	0.005
Si	0.534	Ni	0.192
Fe	Balance	Mo	0.243

Estos valores de contenido de aleantes coinciden con los valores que se registran en más de ocho de los certificados de pruebas de materiales de Temtco Steel y están dentro de los intervalos aceptados por la especificación MIL A46100. Se hicieron los ensayos para estar seguros de que el material por estudiar si correspondía al de los MTRs. En la Tabla 4 se presenta la composición química extractada de uno del MTR No. 72570-001 de la colada C8486 que presentó una dureza de 514 HBN.

Tabla 4. Composición química del MIL A46100 extractada del MTR No. 72570-001 correspondiente a la colada C8486 de Temtco Steel Corporation.

Elemento	% / Wt	Elemento	% / Wt
C	0.290	Mn	0.860
V	0.002	Sb	NR
Al	0.026	Ti	0.033
B	0.0022	P	0.008
Cu	0.170	S	0.002
Cr	0.260	Cb	0.001
Si	0.510	Ni	0.150
Fe	Balance	Mo	0.250

En el módulo de Espectros por dispersión de energía (EDS) del microscopio de barrido electrónico SEM se generaron espectros cualitativos de algunos elementos de la composición química para el acero MIL A46100 en estado de entrega, los cuales se incluyen en las figuras 5 y 6. Se detectaron algunos elementos de las tierras raras como el Lantano en el espectro de la figura 6 y de calcio en otro espectro que no se imprimió y, por lo tanto, no se incluyó en este documento.

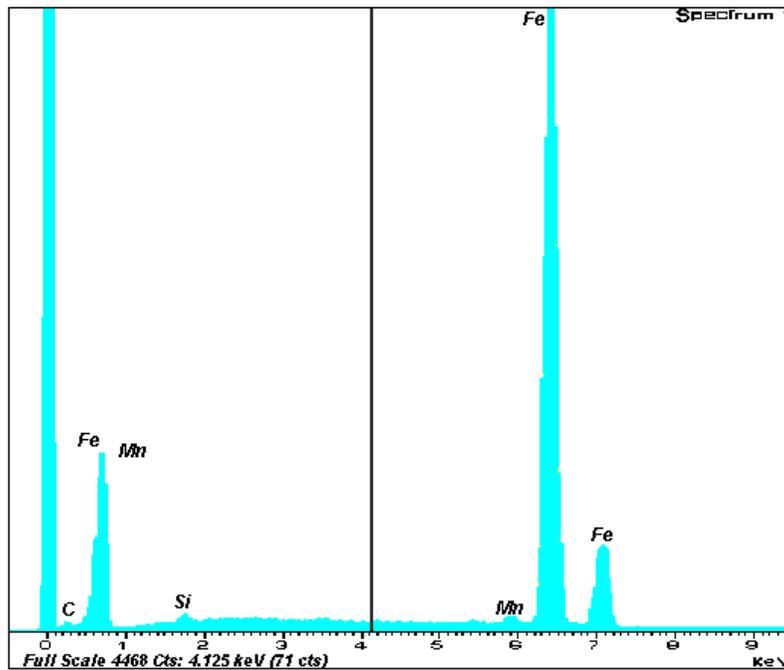


Figura 5. Espectro EDS obtenido en el SEM de la Universidad Nacional de Medellín en los que se detectó la cualitativamente presencia de elementos químicos como Fe, Mn, Si y C en el material.

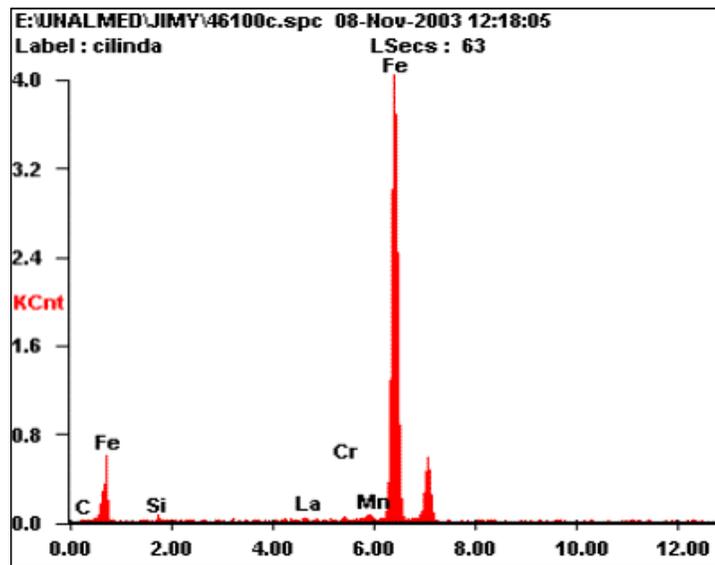


Figura 6. Espectro EDS obtenido en el SEM de Universidad Nacional de Manizales, donde se detectaron cualitativamente elementos como Fe, Mn, Si, Cr y La en la estructura del material.

3.1.2 Microestructura

A partir de muestras tomadas en varias direcciones (transversal, longitudinal y superficial), atacadas con Nital 4 (mezcla de alcohol etílico y 4% HNO₃) y observadas al microscopio, el material presenta una estructura homogénea compuesta de martensita revenida en listones, típica de aceros con contenidos bajos de carbono templados y revenidos, pero no es posible distinguir los límites de grano ni de los paquetes de listones de martensita ni de los granos de austenita previos de los cuales se produjeron. Estas microestructuras y su morfología pueden verse en las figuras 7(a) y 7(b) usando el microscopio óptico.

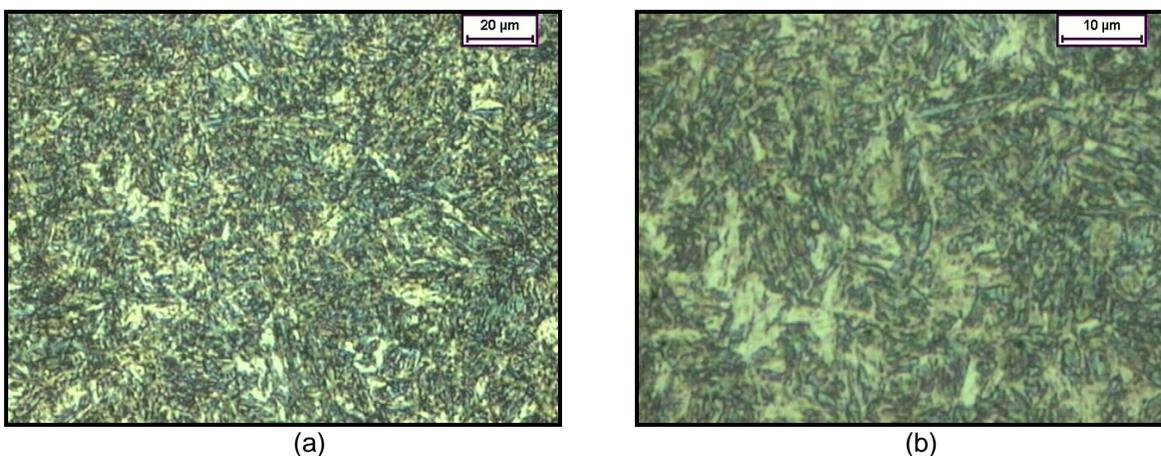


Figura 7. Microestructura martensítica del acero A46100 atacado con Nital 4: (a) 200X y (b) 500X.

Con miras a visualizar la morfología de los listones se realizó un ataque químico con metabisulfito de sodio al 1%, que revela la martensita en listones en aceros del tipo HSLA de acuerdo con la norma ASTM E407 [33]. En la figura 8, se observa que el reactivo químico Metabisulfito de sodio diluido en agua, resalta la morfología de los listones de martensita, que exhiben diversidad de tamaños y orientaciones con un predominio de forma lenticular propia de la mayoría de las estructuras martensíticas en aceros de bajo y medio carbono.

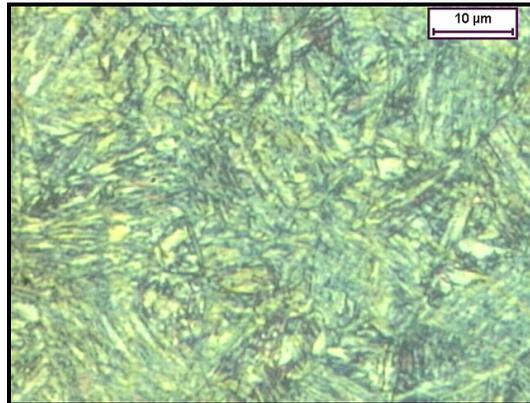


Figura 8. Microestructura a 500X del acero MIL A46100 atacado con metabisulfito de sodio.

La morfología que presenta la microestructura del material en estado de entrega corresponde a martensita revenida formada por paquetes de listones incrustados en una matriz metálica. Estas características del material en estado de entrega se observan con mayor claridad en las figuras 9(a) y 9(b), que corresponden a imágenes obtenidas con Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) en el modo de electrones secundarios (SEI), atacadas con Nital al 5% para acentuar el contraste.

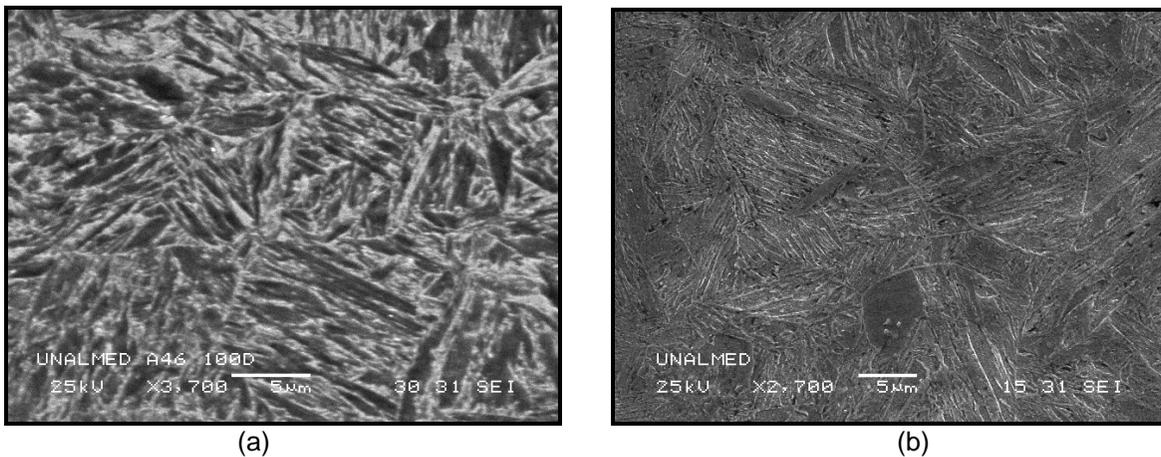


Figura 9. Microestructura del MIL A46100 en SEM modo SEI (Nital 5%): (a) 3700X y (b) 2700X.

Se determinó el tamaño de grano austenítico del material MIL A46100 mediante el ensayo McQuaid Ehn [36] y que consiste en lo siguiente: (1) un cementado a 925°C durante 8 horas en un medio enriquecido en carbono, para lo cual se utilizó Duferrit, (2) enfriar la probeta en el horno, (3) pulir la muestra y atacarla con el reactivo #82 de acuerdo con la norma ASTM E407 y (4) observar al microscopio y hacer los cálculos respectivos con las fórmulas propuestas para hallar el diámetro promedio de los granos y determinar su tamaño de acuerdo con la tabla correspondiente a la norma ASTM E112 [52]. La microestructura de la probeta cementada se puede observar en la figura 10 donde se ilustra la línea que intercepta los granos y a partir de la cual se estimó un diámetro medio del grano de 0.0264 mm que corresponde a un tamaño de grano comprendido entre las designaciones ASTM 7 y 8.

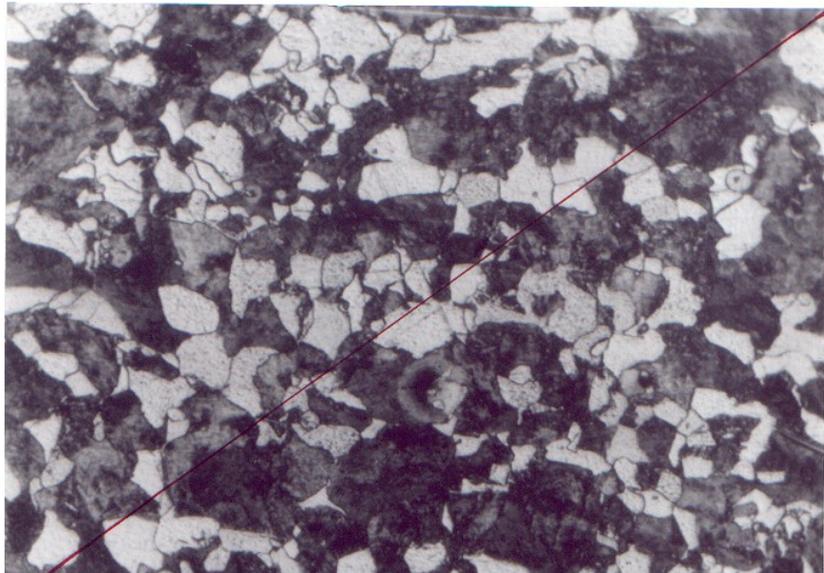


Figura 10. Microfotografía para calcular el tamaño de grano austenítico con el ensayo McQuaid Ehn. (Aumento del negativo: 70X; Longitud del negativo: 36mm; Longitud de la fotografía: 114mm)

3.1.3 Temperaturas de transformación

A través de la técnica de Análisis Térmico, concretamente con la técnica de Dilatometría, fue posible establecer el comportamiento del MIL A46100 en un ciclo de calentamiento - enfriamiento con una tasa de enfriamiento baja ($<5^{\circ}\text{C}/\text{min}$), a través del trazado de una curva de datos que permitió observar puntos o valores clave en la transformación de fases del material a diferentes temperaturas durante un ciclo térmico que calentó moderadamente el material, con una tasa de calentamiento de $6^{\circ}\text{C}/\text{min}$ (desde temperatura ambiente hasta 872°C) y luego un descenso lento de la temperatura, hasta retomar la temperatura ambiente. Esta curva con la información completa del ensayo se muestra en la figura 11.

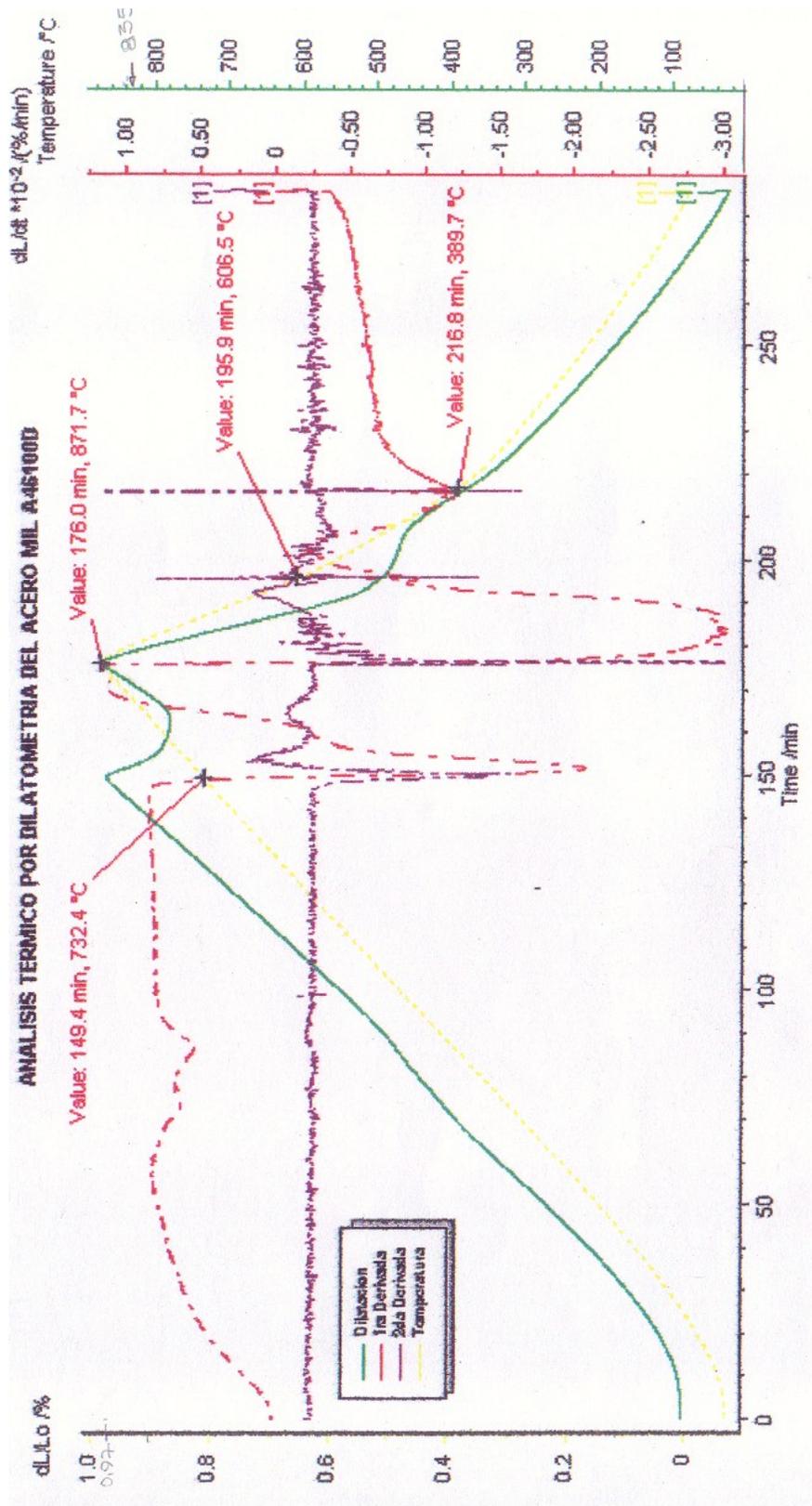


Figura 11. Curva de dilatometría del acero MIL A46100.

De los resultados de obtenidos del ensayo de dilatometría, figura 11, se pueden extraer los siguientes datos de interés: (1) en la primera etapa del calentamiento se puede notar una expansión del material que es lineal hasta una temperatura de 732.4°C y que corresponde a la expansión propia de la martensita o los productos en los que se descompone durante su travesía por las diferentes temperaturas impuestas por el ensayo; (2) a partir de las curvas de dL/Lo/% y de Temperatura Vs. Tiempo se puede determinar el coeficiente lineal de dilatación térmica del material, que se calculó en 13.7E-6mm/mm/°C; (3) a partir de los 732.4°C se presenta una contracción del material producto de la transformación de las diferentes fases de estructura cúbica de cuerpo centrado en austenita, la cual por tener una estructura cúbica de cara centrada está mas densamente empaquetada (mayor número de átomos por celda unitaria) [23,36] y requiere de un menor volumen, indicativo claro de que los 732.4°C corresponden a la temperatura eutectoide del material y que por lo demás es bastante parecida a la de un acero al carbono simple que es de 727°C como se puede ver en un diagrama Fe-Fe₃C; en esta zona hay una competencia entre la expansión debida al incremento de la temperatura y la contracción debida al cambio de fase que se inclina por la contracción hasta que se forma casi el 100% de austenita en el material; (4) cuando se tiene el 100% de austenita comienza nuevamente la expansión a ser lineal con la temperatura y esto ocurre a los 835°C aproximadamente, lo cual corresponde con lo que se puede leer en un diagrama hierro-carbono para un acero con 0.28% de carbono; (5) durante el enfriamiento, se presenta una disminución en el régimen de contracción entre los 610 °C y los 400 °C propios de una transformación de la austenita en productos de alta temperatura como ferrita o perlita ocasionada por la velocidad de enfriamiento tan lenta; y (6) finalmente, por debajo de los 400°C no se presentan mas transformaciones del material.

3.1.4 Dureza y microdureza

Se determinaron los valores de dureza y microdureza al material en estado de entrega de acuerdo con las normas ASTM E307 y E410, tanto en la superficie como en regiones transversales y longitudinales para obtener información sobre esta importante propiedad mecánica del material. Los resultados obtenidos son los siguientes:

Dureza superficial. De acuerdo con los requisitos de la norma MIL A46100, se tomaron las durezas superficiales de las muestras observadas al microscopio para determinar la microestructura del material. Estas durezas se midieron en escala Brinell (BHN), con un indentador esférico de 2.5mm y con una carga de 187.5 kp. Los resultados obtenidos se incluyen en la tabla 5, de la que se concluye que los valores individuales y los promedios de las durezas superficiales medidos en el material se encuentran dentro del intervalo de durezas establecido en la norma MIL A46100, que es entre 490 y 525 BHN.

Tabla 5. Durezas superficiales en Brinell (BHN) del material MIL A46100

Cupón de prueba	Muestra No.1	Muestra No.2	Muestra No.3	Promedio
01	507	507	507	507
02	555	522	492	523

Durezas transversal y longitudinal. Para tratar de detectar heterogeneidades con la dirección de laminación se tomaron durezas al material en estado de entrega usando las escalas Brinell (con indentador esférico 2.5mm y carga de 187.5kp) y Vickers (VHN) (con carga de 62.5kp) en el espesor de secciones cortadas longitudinal y transversalmente al sentido de laminación. Los resultados se resumen en las tablas 6 y 7.

Tabla 6. Durezas transversales y longitudinales en escala Brinell (BHN)

Probeta No.	Muestra No.1	Muestra No.2	Muestra No.3	Promedio
Transversal	507	507	507	507
Longitudinal	492	492	492	492

Tabla 7. Durezas transversales y longitudinales en escala Vickers (VHN)

Probeta No.	Muestra No.1	Muestra No.2	Muestra No.3	Promedio
Transversal	525	525	525	525
Longitudinal	514	525	525	521

Microdurezas. Se tomaron microdurezas al material en estado de entrega en el sentido del espesor para determinar la homogeneidad o no del tratamiento térmico en la sección transversal del material. Las muestras extraídas en la sección transversal y longitudinal del material mostraron un comportamiento homogéneo para ambas secciones, tal como se muestra en las curvas de la figura 12.

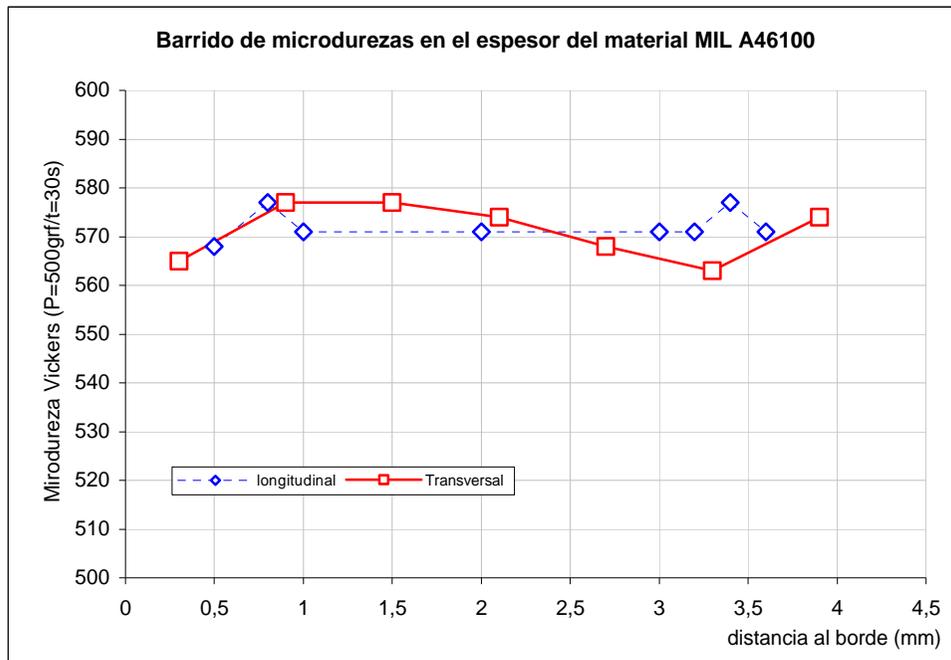


Figura 12. Comportamiento de la microdureza a través del espesor del material MIL A46100.

3.1.5 Propiedades mecánicas

Ensayos de Tracción. Se ensayaron seis probetas extractadas de dos platinas de acero MIL A46100 producidas de dos coladas diferentes de acuerdo con la especificación ASTM E370 [35]. La mitad de las probetas tiene su eje paralelo al sentido de laminación (marcadas con L) y la otra mitad en sentido trasversal a la dirección de laminación (marcadas con T). Los resultados obtenidos después de realizar los ensayos de tracción con probetas planas se pueden observar en la tabla 8.

TABLA 8. Resultados obtenidos del ensayo de tracción para el material MIL A46100.

Muestra	Lo (mm)	Lf (mm)	Elongación ϵ (%)	Área Inicial (mm ²)	Área final (mm ²)	Reducción de área (%)	P _{max} (kgf.)	σ_{max} (kgf/mm ²)	σ_{max} (MPa)
2T	65,5	70,5	7,6	60,96	47,52	22	13200	217	2122
3L	70,75	75,2	6,3	62,23	42,66	32	10500	170	1654
4T	79,55	91,4	14,9	61,595	47,70	23	10300	167	1639
5L	55,25	59,7	8,1	56,515	43,06	24	9300	165	1613
6L	71,85	79	10,0	56,515	48,76	14	9600	170	1665
7T	55,15	59,5	7,9	55,88	37,05	34	9800	175	1719

En otro ensayo de tracción que se realizó en la prensa de otro laboratorio de la ciudad se obtuvieron los siguientes resultados:

- Resistencia máxima a la tracción = $\sigma_{MAX} = 1690\text{MPa}$
- Resistencia ultima a la tracción = $\sigma_{UT} = 1420\text{MPa}$
- Alargamiento = $\epsilon = 25\%$
- Reducción de área = $RA = 24\%$
- Módulo de Resiliencia = $U_R = 2838 \text{ MJ/m}^3$

En la figura 13 se muestran las fotografías con las superficies de fractura que se encontraron en todas las probetas de tracción: una tomada lateralmente donde se observa la extricción y la otra muestra las dos superficies. Todas tienen una configuración característica de copa y cono, con indicios de reducción de área y de deformaciones permanentes y de una apariencia gris opaca con una textura rugosa y aterciopelada.

Con miras a determinar el modo de fractura —dúctil o frágil— de las probetas ensayadas a tracción, se realizaron observaciones de las superficies de fractura en el microscopio de barrido electrónico (SEM) a diversos aumentos —desde 1000X hasta 3000X—, las cuales se pueden observar en la figura 14. Se puede notar que, independiente de la región de la superficie de fractura que se observe, se presentan hoyuelos característicos de una fractura por cortante o deslizamiento de planos atómicos que corresponden a la coalescencia de las microcavidades durante la ruptura, lo cual es un claro indicio de fractura frágil [37, 41, 44].

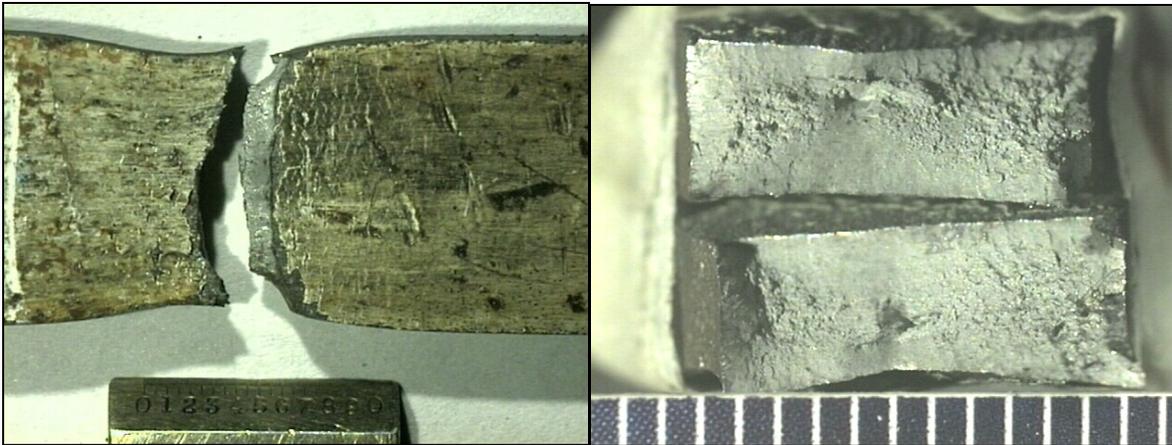


Figura 13. Extracción de una probeta de tracción fallada y superficies de fractura típicas de las probetas de tracción en forma de copa y cono.

Ensayos de impacto Charpy. Las pruebas se basaron en la especificación ASTM E23-81 [32] con la entalla en V mecanizada perpendicular a la superficie de la platina con orientaciones tanto en el sentido de laminación (donde la fractura corre perpendicular a la dirección de laminación —designadas probetas longitudinales—), como transversal al sentido de laminación (las grietas corren paralelas a la dirección de laminado —probetas transversales—). Se ensayaron 12 probetas a una temperatura de prueba de -21°C extractadas de dos platinas de acero MIL A46100 producidas de dos coladas diferentes (denominadas verde y amarilla), con un número de tres probetas por cada dirección y por cada platina; la marcación utilizada se puede observar en la Tabla 9 y los resultados de los ensayos en la Tabla 10.

TABLA 9. Convenciones para identificación de probetas durante los ensayos.

VT	Probeta Impacto Charpy V / Lote pintura verde / Transversal
VL	Probeta Impacto Charpy V / Lote pintura verde / Longitudinal
AT	Probeta Impacto Charpy V / Lote pintura Amarilla / Transversal
AL	Probeta Impacto Charpy V / Lote pintura Amarilla / Longitudinal
L	Probeta de tracción Longitudinal (2,3 y 4 Lote verde - 5,6 y 7 Lote amarillo)
T	Probeta de tracción Transversal (2,3 y 4 Lote verde - 5,6 y 7 Lote amarillo)

TABLA 10. Datos obtenidos en Joules para la prueba de impacto Charpy V @ -21°C .

Muestra	Dato 1	Dato 2	Dato 3	Promedio
VT	30,4	27,4	35,3	31,0
VL	24,5	19,6	24,5	22,9
AT	33,3	30,4	32,3	32,0
AL	25,5	22,5	21,6	23,2

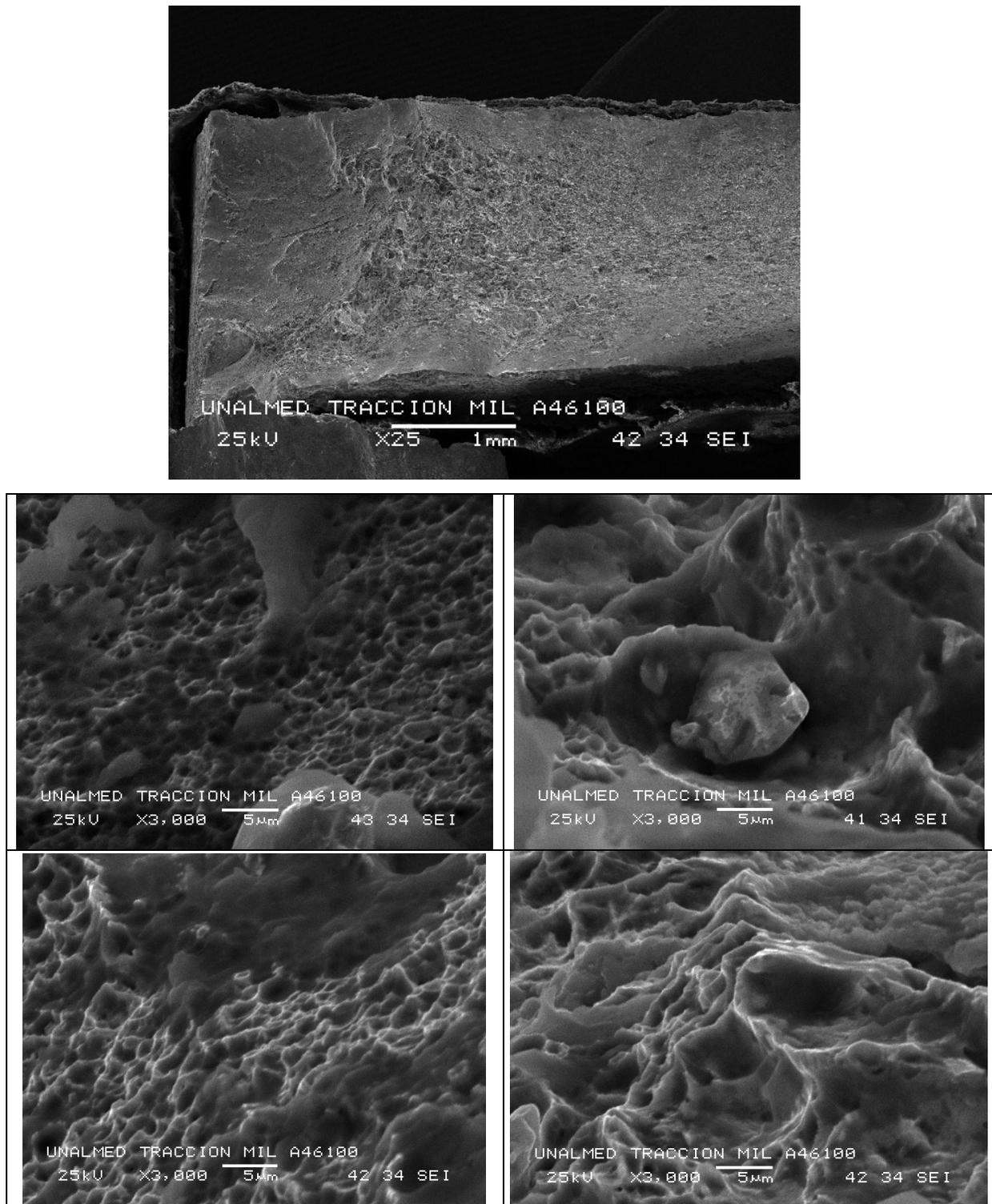


Figura 14. Imágenes de las superficies de fractura de probetas de tracción vistas en SEM.

Con miras a determinar el modo de fractura de las probetas de impacto Charpy, se realizaron observaciones de las superficies de fractura en el microscopio de barrido electrónico (SEM) a diversos aumentos —desde 1000X hasta 3000X—, las cuales se pueden observar en las figuras 15A y 15B. Se puede notar que, independiente de la región de la superficie de fractura, se presentan hoyuelos por la coalescencia de microcavidades característicos de una fractura por cortante [37, 41, 44].

3.1.6 Comportamiento en servicio

De acuerdo con la sección VII del documento TC-9237 Armor Plate Welding and Repair [13] los aceros de armadura (balísticos) se dividen en dos tipos: (1) platinas de armadura endurecidas superficialmente, obtenidas por la carburización de una de sus superficies hasta una profundidad de $1/5$ hasta $1/4$ de su espesor y (2) platinas balísticas homogéneas, que son tratadas térmicamente a través de todo su espesor para desarrollar buenas propiedades para resistir impactos. En conexión con lo anterior y considerando los resultados de los ensayos metalográficos y de dureza se puede concluir que el tipo de material balístico estudiado, MIL A46100, corresponde a un acero de blindaje o de armadura homogéneo.

Las microestructuras tomadas en el espesor del material en sentido longitudinal o transversal muestran una estructura de martensita revenida en listones, propia de aceros con niveles de carbono menor que 0.6%, la cual se caracteriza por sus excelentes propiedades de resistencia al impacto y tenacidad requeridas para soportar la energía de los proyectiles. No se encontraron indicios de austenita revenida en las observaciones con microscopio óptico que podrían estar presentes como capas delgadas y continuas entre los listones de la martensita y que para observarlas se debe utilizar un microscopio de transmisión electrónica de alta resolución (TEM) [30] no disponible para este estudio.

La presencia de calcio y de otros elementos de las tierras raras como Lantano y Cerio detectados mediante EDS son razonables ya que el primero de estos elementos se utiliza en la producción de aceros para reducir el contenido de azufre y controlar la forma de los sulfuros y los elementos de las tierras raras como el La y el Ce se emplean para controlar la forma de las inclusiones de azufre mejorando las propiedades de tenacidad y su resistencia al impacto [26, 27, 30]. En los MTRs del productor del acero Temtco Steel, se registra que contiene 0.001%S (en el análisis de composición química fue de 0.002%S), que es un valor bastante bajo, y se indica que el material es tratado con calcio lo cual confirma lo observado y permite inducir que las inclusiones que presenta el material pueden ser sulfuros de calcio y que su forma esférica se deba al mismo tratamiento con calcio y con elementos como el La y el Ce, lo cual reduce el factor de concentración de esfuerzos de las inclusiones mejorando sus propiedades. El contenido de microaleantes en la composición química como Vanadio, Titanio, etc. conjuntamente con el carbono puede formar carburos cuyas temperaturas de disolución son relativamente altas, 1100 o 1200°C dependiendo del carburo [22, 24, 25], que actúan como barreras físicas que inhiben el crecimiento del grano haciendo que el material tenga un grano muy fino como el medido durante los ensayos, ASTM entre 7 y 8. El tamaño de grano fino es una propiedad fundamental para el comportamiento balístico ya que es la única característica que incrementa simultáneamente la resistencia del acero y la tenacidad [23].

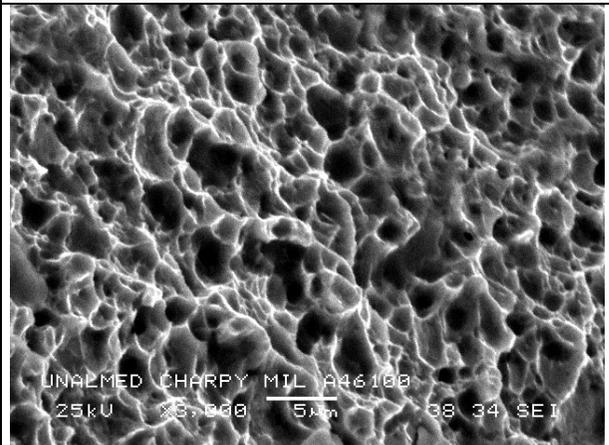
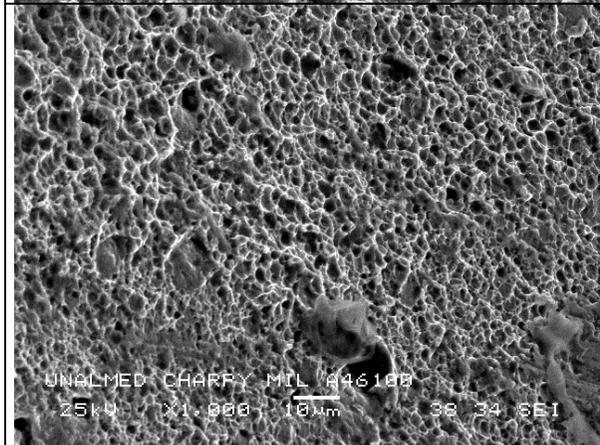
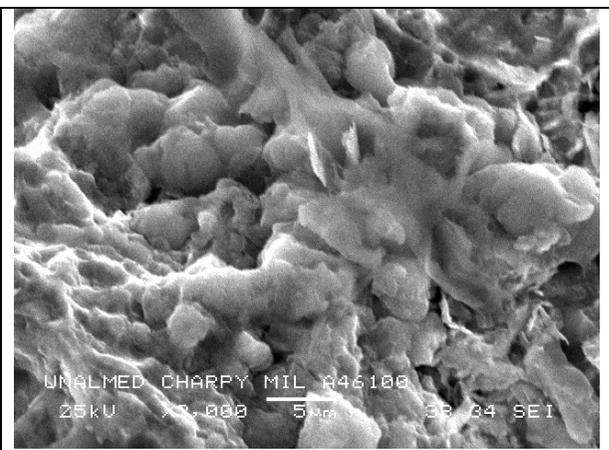
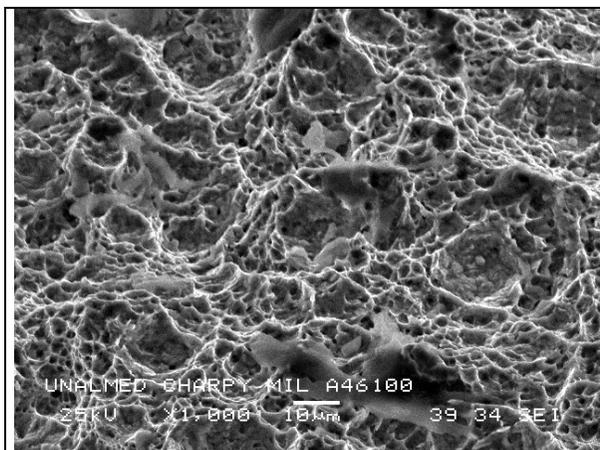
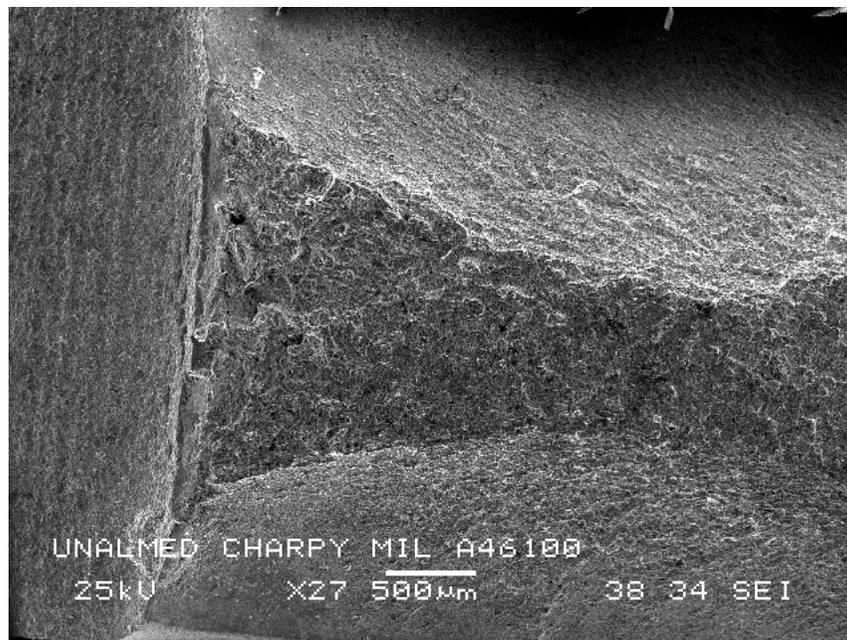


Figura 15A. Superficies de fractura de probetas de impacto longitudinal vistas en SEM.

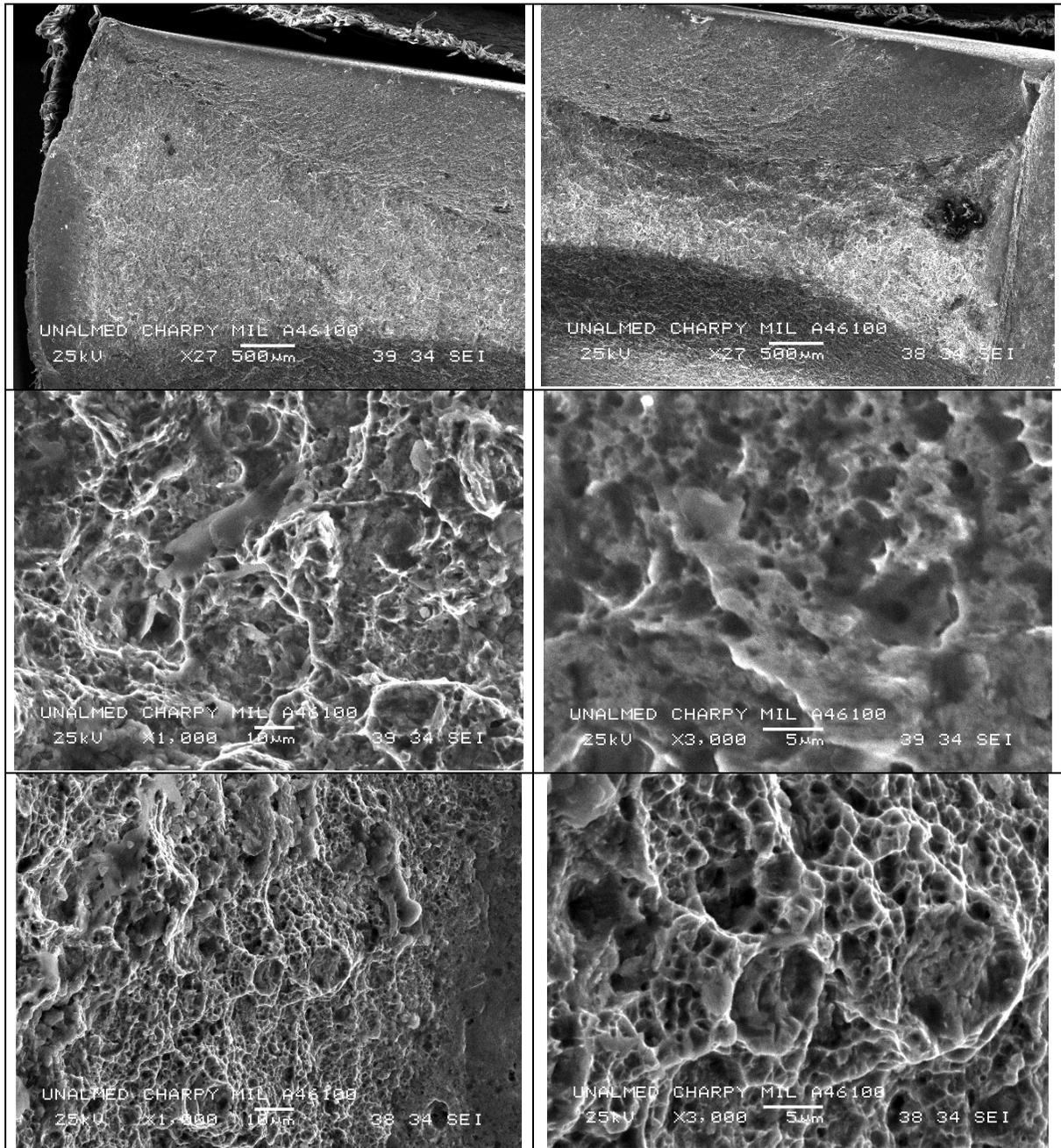


Figura 15B. Superficies de fractura de probetas de impacto transversal vistas en SEM.

Las durezas superficiales tomadas en dos probetas de material balístico tienen un valor, promedio de tres medidas, de 507 y 523 HB las cuales están por encima de la dureza mínima especificada en la norma MIL A46100 que debe estar entre 477 y 534 HB. Por otro lado, el promedio de tres durezas transversales y longitudinales tomadas en el centro del espesor de la platina fueron 525 HV (507 HB) y 521 HV (492 HB) respectivamente, todas por encima de los 477 HB de la norma; el valor mínimo de dureza fue de 492 HB y el máximo fue de 555 HB que fue la única que se salió del intervalo de la norma.

Las microdurezas a través del espesor graficadas en la figura 12, tomadas desde una superficie hasta la opuesta de la platina, muestran que la dureza es uniforme en todo el espesor, lo cual es consecuente con las observaciones metalográficas que no presentan indicios de cambios microestructurales entre el centro y la superficie. La dureza de una microestructura ciento por ciento martensítica después del temple con 0.3%C en peso es de aproximadamente 58 HRC (600 HB) de acuerdo con la figura 16 [21] y no depende, en principio de la presencia de otros elementos que no sean intersticiales. Cuando el posterior revenido se efectúa a bajas temperaturas, como en este caso donde el productor del acero empleó 204°C, dicha dureza se reduce respecto a la dureza de temple ya que existe difusión de carbono desde la martensita sobresaturada [23, 30], de aquí que los valores de dureza medidos en el material sean bastante razonables considerando el ciclo de temple y revenido al que fue sometido por el productor.

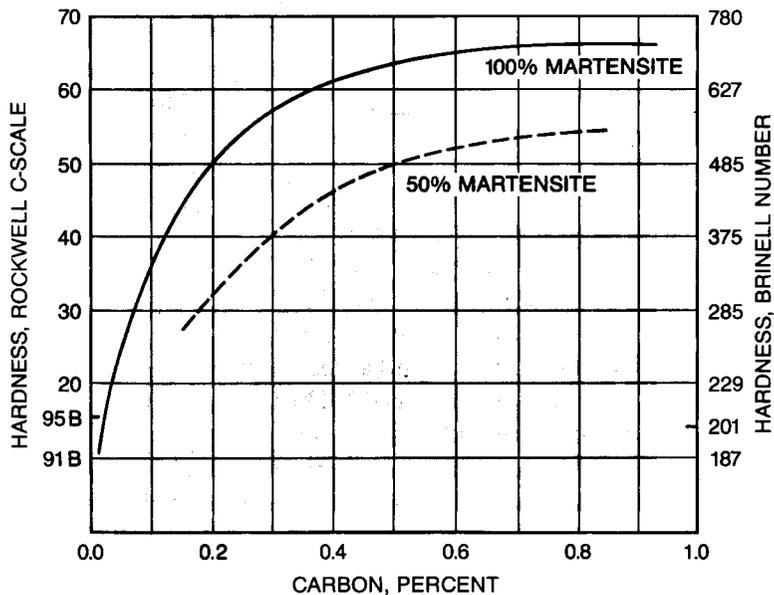


Figura 16. Dureza de la martensita en función del contenido de carbono [21].

Estos niveles de dureza del orden de 500 HBN alcanzados por la microestructura de martensita revenida a 204°C con contenidos de carbono de 0.284%, son necesarios para conferirle al material la resistencia a la penetración que se requieren para el adecuado desempeño en servicio de los blindajes y es una característica fundamental para el comportamiento balístico [3, 5, 16, 18].

3.2 CARACTERIZACIÓN DE LOS DEPÓSITOS SIN DILUCIÓN APLICADOS CON ELECTRODOS DE ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICOS Y DÚPLEX

La caracterización de los depósitos de soldadura que se obtienen empleando los cuatro tipos de electrodos estudiados (E680, E312, E307 y E308Mo) sin mezcla, es decir sin dilución, se realizó extrayendo probetas para composición química, microestructuras y evaluación de propiedades mecánicas (tracción e impacto Charpy) de cupones soldados con las dimensiones y requerimientos de la norma AWS A5.4 [52]. A continuación se resumen los resultados obtenidos.

3.2.1 Composición química

Después de realizar los depósitos sin dilución en probetas se determinó la composición química por espectrometría gaseosa para cada tipo de electrodo y los resultados se incluyen en la Tabla 11, de la cual se puede confirmar que se encuentran dentro de los límites de la norma antes citada. Se pueden distinguir dos familias de materiales de aporte: el E680 y el E312 que son aceros inoxidable dúplex con proporciones similares de austenita y ferrita y el E307 y E308Mo que son aceros inoxidables austeníticos con contenidos bajos de ferrita, el primero aleado al manganeso y el segundo al Molibdeno.

Tabla 11. Composiciones químicas de los depósitos sin dilución para cada electrodo.

MATERIAL	COMPOSICION QUIMICA CONSIDERADA EN % POR PESO													
	%C	% Mn	%Cu	%Si	%Ni	%Cr	%Mo	%Al	%Ti	%V	%Pb	%Sn	%S	%P
MIL A46100	0.284	0.899	0.177	0.534	0.192	0.300	0.243	0.020	0.031	0.007	0.005	0.008	0.002	0.010
E680	0.113	2.261	0.127	0.426	8.094	30.525	0.259	0.002	0.019	0.090	0.000	0.000	0.028	0.034
E312	0.110	1.961	0.111	0.471	8.163	30.951	0.176	0.007	0.019	0.083	0.000	0.000	0.006	0.025
E307	0.060	6.052	0.056	0.661	8.979	19.378	0.605	0.002	0.013	0.049	0.000	0.000	0.017	0.024
E308Mo	0.067	1.400	0.070	0.698	10.255	18.599	2.515	0.037	0.033	0.035	0.000	0.000	0.012	0.031

3.2.2 Microestructura

De los depósitos sin dilución se tomaron secciones transversales, longitudinales y normales a la dirección de aplicación de la soldadura, tal como se encuentra denominado y establecido en el Metals Handbook de Técnicas Metalográficas para elementos soldados [33]. Las microestructuras típicas se presentan en las figuras 17, 18, 19 y 20 para los electrodos E680, E312, E307 y E308Mo, respectivamente, cuyas probetas se pulieron y fueron atacadas con el reactivo Kalling 2. En las secciones longitudinal y transversal la dirección de solidificación de la soldadura es aproximadamente paralela a la sección, mientras que en la normal esta dirección resulta perpendicular al plano observado, de aquí que en la sección normal se encuentre la forma de la ferrita circular (no equiaxial) mientras que en las demás es de forma alargada. Las proporciones de ferrita son muy altas en los depósitos de E680 y E312 y es del tipo vermicular y en algunos casos en lazos; la ferrita delta en los depósitos de E307 y E308Mo es cercana al 10% y es del tipo vermicular interdendrítica y en lazos, siguiendo la dirección del crecimiento columnar de la solidificación.

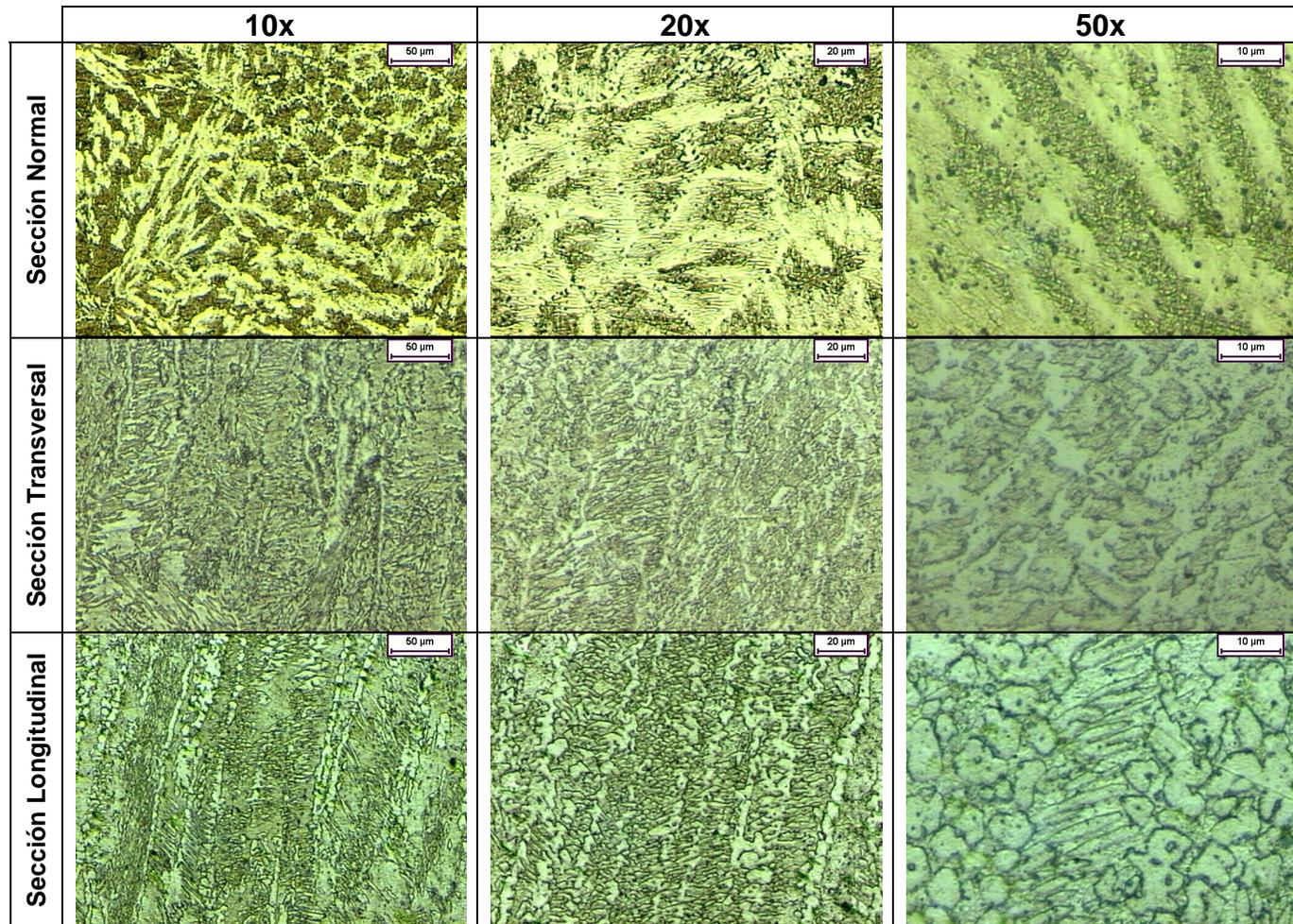


Figura 17. Microestructuras de depósitos sin dilución con electrodo E680 para diferentes secciones y aumentos.

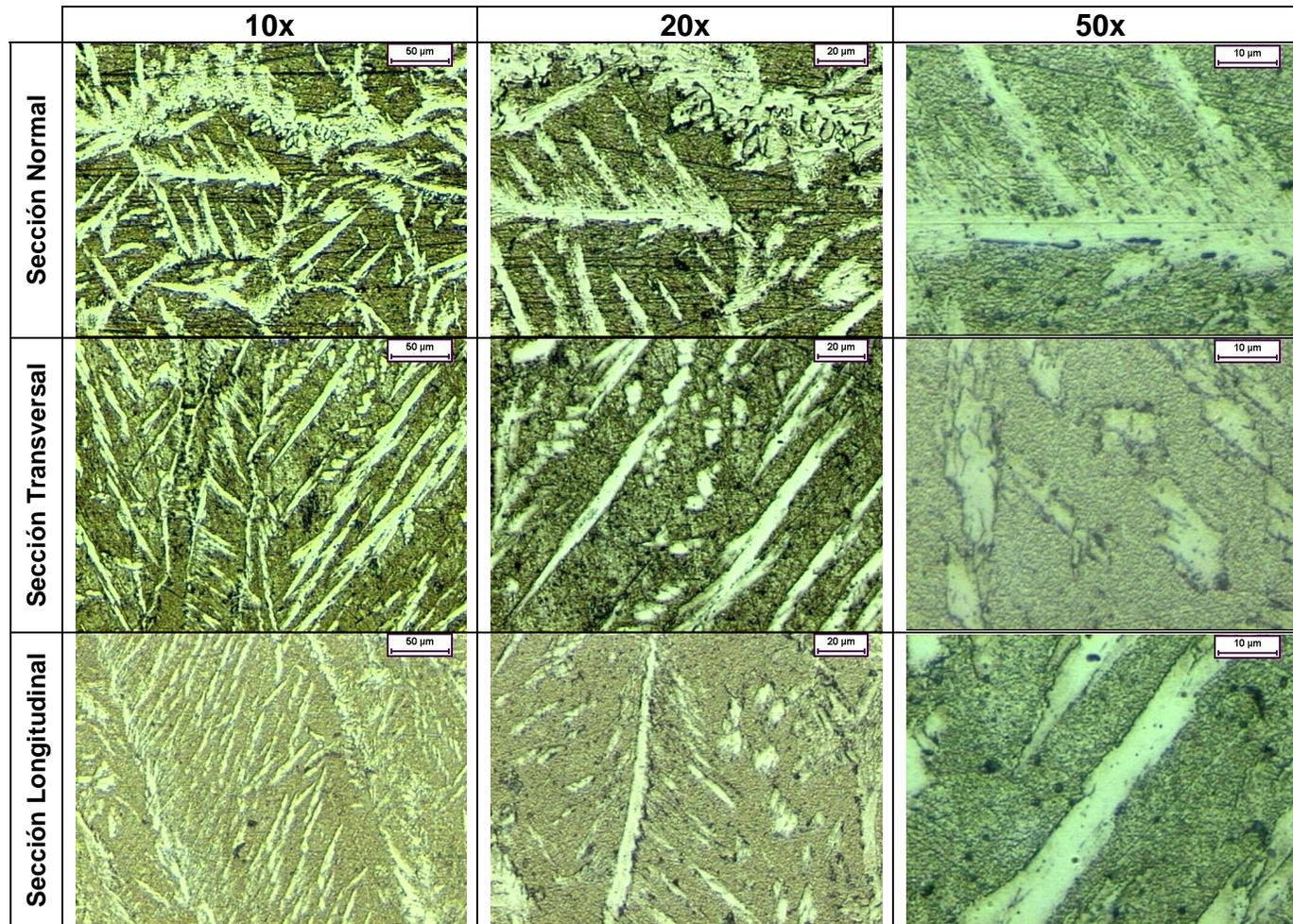


Figura 18. Microestructuras de depósitos sin dilución con electrodo E312 para diferentes secciones y aumentos.

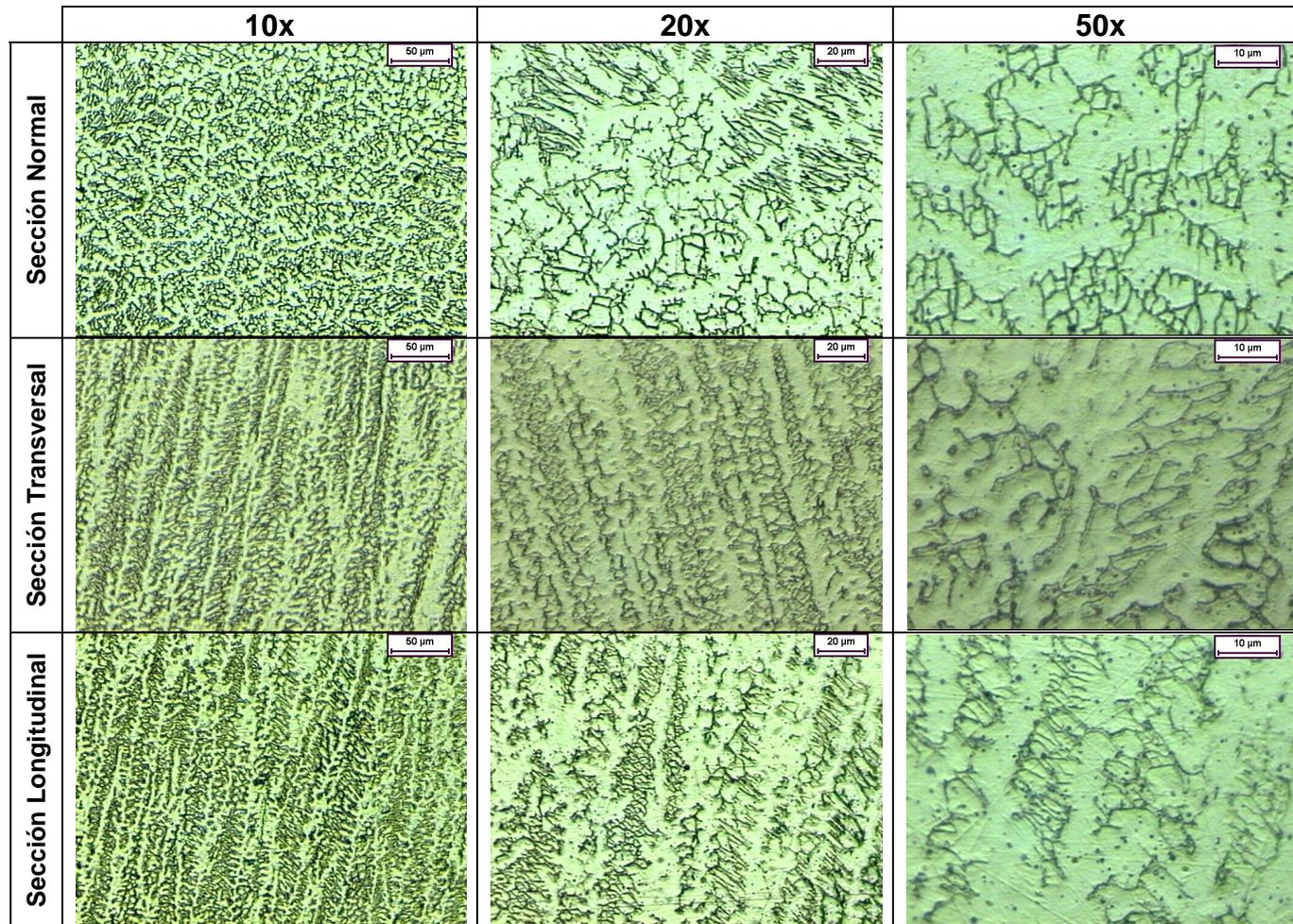


Figura 19. Microestructuras de depósitos sin dilución con electrodo E307 para diferentes secciones y aumentos.

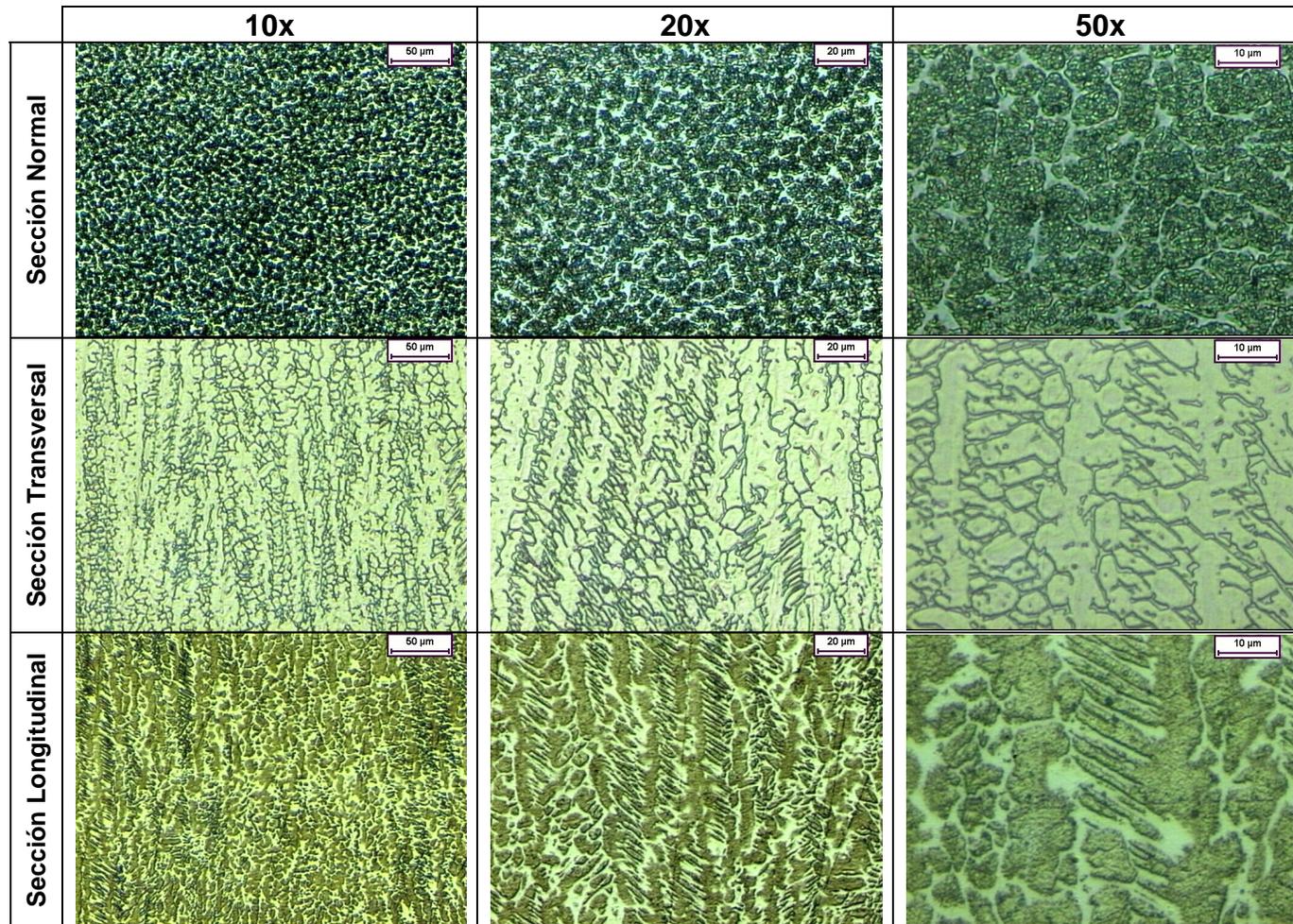


Figura 20. Microestructuras de depósitos sin dilución con electrodo E308Mo para diferentes secciones y aumentos.

3.2.3 Propiedades mecánicas

En la Tabla 12 del numeral 4.2.3 se resumen las propiedades mecánicas de los depósitos de soldadura aplicados con cada electrodo que tienen que ver con la resistencia a la tracción, a la cedencia y el porcentaje de elongación de una probeta conformada totalmente por metal fundido (“All weld metal”), el promedio de resistencia al impacto del metal fundido obtenido de cinco probetas Charpy, la dureza promedio del metal fundido y la microestructura aproximada en función del número de ferrita medido con un equipo Magne-gage. De nuevo se encuentran muchas similitudes en las propiedades de los depósitos con electrodos dúplex E680 y E312 los cuales tenían composiciones químicas y microestructuras parecidas; lo mismo ocurre con los aceros inoxidable austeníticos E307 y E308, en los que se obtienen menores valores de dureza y resistencia a la tracción y a la cedencia debido a su menor porcentaje de ferrita delta, pero mayor porcentaje de elongación y resistencia al impacto Charpy debido a sus mayores proporciones de la fase austenítica.

4. MARCO CONCEPTUAL

En este capítulo se presentan, por un lado, las definiciones de carácter general y técnico más importantes asociadas con el proyecto de investigación y, por otra parte, aquellos conceptos asociados con la soldabilidad de fabricación y de servicio del acero MIL A46100 y los trabajos de otros investigadores internacionales que han estudiado aceros de blindaje para aplicaciones militares.

4.1 DEFINICIONES IMPORTANTES PARA EL TRABAJO

4.1.1 Proceso SMAW

Conviene describir y justificar por que se seleccionó el proceso de soldadura por arco eléctrico con electrodo revestido (SMAW, de sus siglas del Inglés Shielded Metal Arc Welding). El proceso SMAW [21, 43, 45] opera mediante el calentamiento del metal con un arco eléctrico que se forma entre una varilla de metal recubierta con un fundente (electrodo) y los metales que se quieren soldar. La Figura 21 se ilustra los diferentes elementos que conforman el proceso de soldadura por arco con electrodo revestido (SMAW). La figura muestra que el arco es creado entre el electrodo y la pieza de trabajo debido al flujo de electricidad produciendo el calor, o energía, necesario para fundir el metal base, el metal de aporte y el recubrimiento o fundente. Cuando el arco de soldadura se desplaza deja atrás el metal soldado solidificado cubierto con una capa de fundente transformado llamado escoria. Esta escoria tiende a flotar fuera del metal ya que solidifica tiempo después de que el metal fundido ha solidificado disminuyendo la probabilidad de que sea atrapada dentro de la unión soldada. Otro aspecto ilustrado en la figura 21 es la presencia de un gas protector que se produce cuando el recubrimiento del electrodo se calienta y descompone; estos gases generados del fundente protegen el metal fundido en las regiones cercanas a la formación del arco. El equipo requerido para el proceso SMAW es relativamente sencillo y consiste de una fuente de potencia de la cual salen dos cables, uno hacia la pieza de trabajo y otro hacia la pinza porta-electrodos. El electrodo y el metal base son fundidos por el calor producido de un arco creado entre el extremo del electrodo y la pieza de trabajo cuando ellos son acercados.

El elemento primario del proceso SMAW es el electrodo. Este se compone de una varilla maciza de metal (núcleo), de 14 ó 18 pulgadas de longitud, recubierta con una capa de fundente granular la cual se mantiene adherida por algún tipo de agente de unión. Casi todos los electrodos revestidos usados para la soldadura de aceros al carbón o de aceros de baja aleación tienen esencialmente el mismo tipo de acero para el alambre, el cual es acero de bajo contenido de carbono. Cualquier elemento de aleación se suministra a través del recubrimiento ya que es la manera más económica de hacerlo. El recubrimiento de un electrodo cumple las siguientes funciones:

- Se descompone y forma una atmósfera gaseosa protectora para el metal fundido.
- Actúa como desoxidante ya que remueve el oxígeno y otros gases atmosféricos.
- Suministra los elementos de aleación para el depósito de soldadura.

- Mejora las características eléctricas para incrementar la estabilidad del arco.
- Aunque su efecto es pequeño, la escoria solidificada actúa como aislante disminuyendo la tasa de enfriamiento del metal soldado.

El proceso de soldadura SMAW, a pesar de que es un método relativamente antiguo (1920), es utilizado en la mayor parte de las industrias de la soldadura en numerosas aplicaciones y materiales. Existen varias razones por las cuales el proceso SMAW continúa siendo tan popular, como las siguientes: (1) el equipo es relativamente simple y barato, lo cual hace que el proceso se pueda trasladar fácilmente a diferentes lugares de trabajo (de hecho, hay numerosos equipos movidos por motores diesel o gasolina que no requieren de energía eléctrica); (2) el proceso es muy versátil debido a la gran disponibilidad de numerosos tipos de electrodos utilizados para soldar una gran variedad de materiales; (3) finalmente, con la disponibilidad de equipos y electrodos cada vez mejorados se pueden obtener niveles de calidad consistentemente altos. De aquí surgen las principales razones, además de que es el proceso que utilizan en Cotecmar, para iniciar los trabajos de investigación del MIL A46100 con el proceso SMAW.

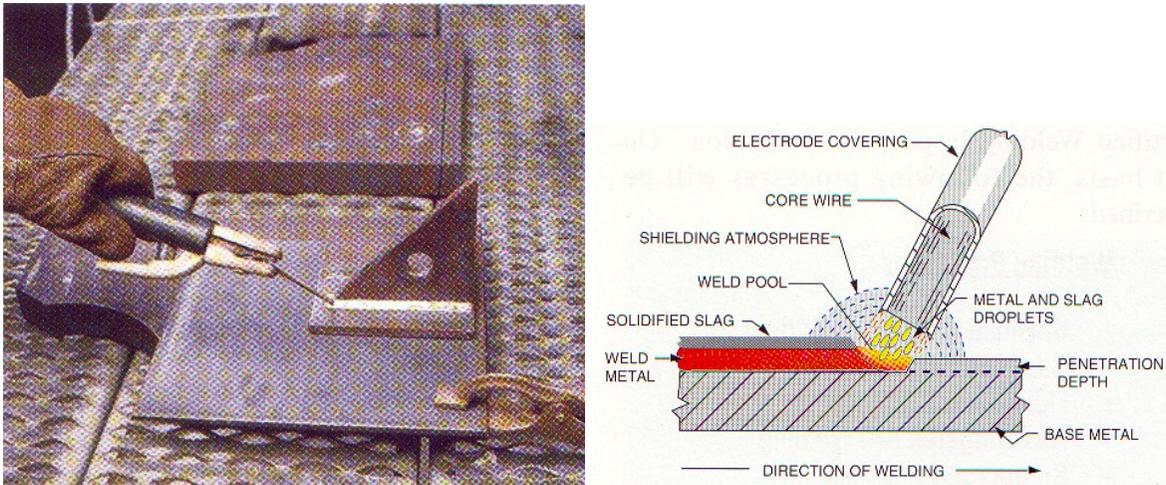


Figura 21. Diferentes elementos que conforman el proceso SMAW.

4.1.2 Soldabilidad

La soldabilidad de un acero es una propiedad muy compleja y, por consiguiente, no es fácil dar una definición exacta que abarque su significado. Frecuentemente se piensa que la soldabilidad es la habilidad para unir o reparar un metal mediante soldadura. Teóricamente todos los metales pueden ser soldados, una evidencia de ello es el hecho de que los metales son extraídos de los óxidos de la tierra en numerosas partículas que posteriormente se unen para formar una fundición. No obstante, la soldabilidad es un término mucho más amplio que relaciona el comportamiento en servicio, la posibilidad de producción y el diseño del elemento soldado, es decir, la soldabilidad no se puede considerar simplemente como la capacidad de un metal para ser unido con soldadura. Tal como se define por la AWS en su norma sobre definiciones y términos de soldadura

[20] la soldabilidad es: “la capacidad de un material para ser soldado bajo ciertas condiciones de fabricación impuestas y que dicha soldadura se comporte satisfactoriamente durante el servicio para el que fue proyectada”. De acuerdo con la norma DIN 8528 “un material es soldable si con él puede hacerse una junta o unión que llene los requisitos relacionados con el comportamiento en servicio utilizando un proceso de producción ajustado a las propiedades del material”. Como se observa, ambas definiciones, la de la AWS y la de la DIN, relacionan la soldabilidad tanto con la posibilidad de poderse hacer la unión bajo ciertas condiciones de fabricación impuestas (equipo, materiales, proceso de soldadura, control de distorsión, restricción, atmósfera, etc.) como con su posterior comportamiento durante las condiciones de servicio para las que fue proyectada (altas o bajas temperaturas, esfuerzos de compresión o tracción, resistencias al impacto, Creep, fatiga, corrosión, abrasión, etc.).

El alcance de la soldabilidad debe ser comprendido, entonces, desde el punto de vista de la fabricación y del servicio ya que no se ganaría nada desde el punto de vista de aplicación tecnológica con saber que un material es “soldable” y poder realizar su unión mediante un proceso de fabricación específico si dicha unión no va a garantizar un adecuado funcionamiento durante las condiciones en las que el proyectista necesita que trabaje. Por tal motivo se debe establecer en los conceptos un límite nítido que separe la soldabilidad de fabricación y la soldabilidad de servicio.

La soldabilidad de fabricación tiene que ver con todos los factores que pueden hacer que una soldadura falle durante la etapa de la fabricación del producto soldado, sea durante o después del depósito de la misma o en una etapa posterior como por ejemplo durante el tratamiento térmico posterior (que se conoce normalmente como PWHT por sus siglas del inglés). La tendencia hacia la producción y utilización de aceros altamente aleados y tratables térmicamente resulta con frecuencia en un decremento en la soldabilidad de fabricación. De esta forma, el problema de agrietamiento inducido por hidrógeno, el cual fue muy común en los aceros de alto contenido de carbono usados en el pasado, puede reaparecer en los aceros aleados sino se toman las medidas necesarias de precalentamiento, poscalentamiento, parámetros de soldadura, manejo de consumibles, etc. [6]. Además del agrietamiento en frío de las soldaduras, otros problemas asociados con la soldabilidad de fabricación son el agrietamiento de solidificación (en caliente), agrietamiento por el tratamiento térmico de alivio de esfuerzos residuales, ruptura por Creep de la ZAT durante el alivio de esfuerzos, desgarre laminar, agrietamiento de soldaduras hechas con el proceso de electroescoria, entre otros [22, 29, 44].

La soldabilidad en servicio está estrechamente ligada al comportamiento de la unión soldada, como parte de una estructura, en las condiciones de operación y a si ésta va a desempeñarse o no satisfactoriamente. Sin embargo, aunque la soldabilidad en servicio se centra en la necesidad de balancear y combinar las propiedades entre el metal de soldadura, la zona afectada por el calor y el metal base (las tres con propiedades diferentes) en una junta soldada, establecer la extrapolación de cómo van a funcionar las tres conjuntamente durante el servicio es una tarea compleja que todavía no ha sido resuelta. Se han realizado estudios en elementos soldados de muy diferentes tipos (recipientes a presión, vigas, estructuras, puente grúas, etc.) para estudiar el efecto que pueden tener las variables de soldadura tales como la entrada de calor, el tratamiento térmico posterior o los consumibles, desgraciadamente no existe, hasta el momento, un ensayo que pueda sustituir una prueba efectuada sobre un elemento soldado real para

determinar como se comportará en el servicio, por lo que este aspecto ha sido y continuará siendo un problema para el diseño y fabricación de las construcciones soldadas. La prueba realizada sobre una pequeña región de un elemento soldado, por ejemplo, un ensayo de impacto o un ensayo de tracción de la ZAT, aunque aporta ideas cualitativas, no revela necesariamente el comportamiento global del elemento soldado durante el servicio. Las exposiciones durante el servicio que pueden tener efecto en el comportamiento de elementos soldadas son las temperaturas de trabajo altas o bajas que pueden fragilizar ciertos aceros o afectar su tenacidad, la exposición a medios gaseosos, líquidos o sólidos de diferentes naturalezas, las condiciones de aplicación de las cargas de servicio (estáticas, cíclicas, de impacto, etc.), entre otras [21, 29, 37].

La soldabilidad del acero MIL A46100, una vez consideradas su composición química, microestructura y propiedades, se relaciona con tres aspectos fundamentales: su tendencia al agrietamiento inducido o asistido por hidrógeno (HIC ó HAC), en una menor medida su susceptibilidad al agrietamiento en caliente cuando se emplean electrodos de acero inoxidable y su límite o comportamiento balístico. Los dos primeros fenómenos, que se verán con mayor detalle en los numerales 4.2.1 y 4.2.2, tienen que ver con la soldabilidad de fabricación y el último de ellos se relaciona con el comportamiento en servicio, es decir, con su resistencia a la penetración de proyectiles denominado límite balístico, concepto que se trata en el numeral 4.1.4. Estos fueron los aspectos de la soldabilidad del acero MIL A46100 que se estudiaron en el proyecto.

4.1.3 Dilución

El metal de aporte (electrodo) al mezclarse con la parte del metal base que se funde durante la aplicación de la soldadura forma el metal de soldadura o metal fundido. Éste se diferencia del metal base y del de aporte por su composición química y microestructura. La dilución se define como el porcentaje de metal base que ha entrado a formar parte del metal de soldadura o metal fundido, tal como se explica en la figura 22.

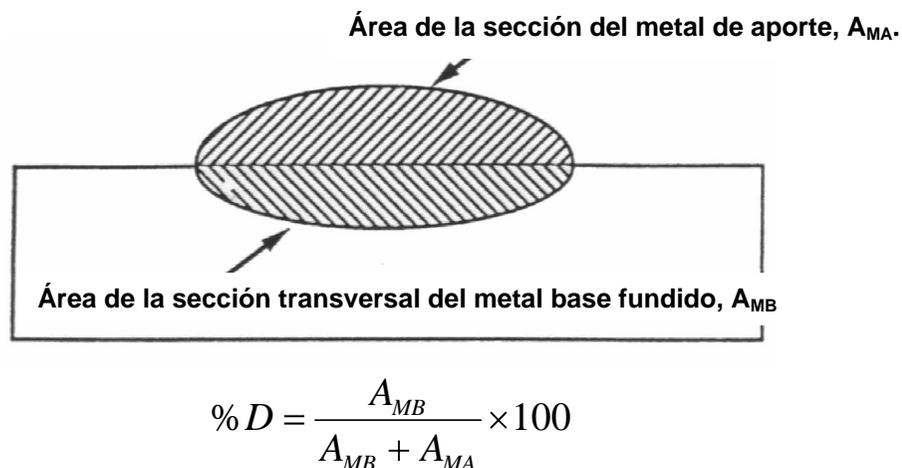


Figura 22. Sección trasversal de una soldadura y fórmula de cálculo de la dilución.

4.1.4 Límite balístico

El límite balístico se entiende como la velocidad límite que debe alcanzar un proyectil específico para traspasar totalmente el espesor de un material de blindaje [18]. El límite balístico mínimo del material MIL A46100, con un espesor de 4.3 mm y un proyectil calibre 0.30 (7.62mm de diámetro) es de 1600 pies por segundo o, lo que es igual, de 487 m/s. El comportamiento balístico de un material es función de su dureza, principalmente, y de su resistencia al impacto [3, 4, 5, 12, 16]; estas dos propiedades se pueden alcanzar a partir de la microestructura del material, lo cual explica el hecho de que el acero MIL A46100 tenga contenidos medios de carbono para alcanzar los niveles de dureza de 500HBN y sea templado y revenido para obtener martensita revenida que es una de las microestructuras que tienen mayor tenacidad a la fractura. El tratamiento térmico con el que se obtiene la microestructura del MIL A46100 se describe así [2, 51]: un temple en aceite a 905°C por 15 minutos y un revenido a 204°C por 30 minutos con enfriamiento al aire. Con este estado de entrega del material, se esperan cambios microestructurales muy significativos en las zonas vecinas al metal fundido ya que debido al calentamiento localizado que alcanza temperaturas superiores a la de fusión, se excederán ampliamente las temperaturas del tratamiento térmico original del material.

4.2 SOLDABILIDAD DE FABRICACIÓN DEL ACERO MIL A46100

4.2.1 Susceptibilidad al agrietamiento en frío

Definición del problema. El agrietamiento inducido o asistido por hidrógeno también se conoce con los nombres de agrietamiento en frío, agrietamiento retardado o agrietamiento debajo del cordón. Este tipo de grietas ocurren a menudo algún tiempo después de que se completa la soldadura, sin embargo los factores que generan el problema provienen de la etapa de fabricación dependiendo del procedimiento de soldadura que se utilice. El HIC en elementos soldados de acero está asociado con la existencia simultánea de los siguientes tres factores: (1) presencia de hidrógeno, (2) esfuerzos de tracción y (3) una microestructura susceptible, normalmente martensita; un cuarto factor mencionado por Interrante, y con frecuencia en la literatura técnica de soldadura, es la temperatura de formación la cual debe estar por debajo de los 200°C [38].

Nucleación y crecimiento. Este fenómeno de falla está íntimamente relacionado con la presencia de un cierto nivel de concentración de hidrógeno debido a que este elemento tiene una potente influencia fragilizadora en el acero tal como se ha demostrado por la experiencia y las numerosas investigaciones que se han efectuado al respecto hace más de un siglo [6, 38, 42]. La presencia de hidrógeno en solución supersaturada en el acero está asociada con la fragilización de la ferrita y de la martensita; la fragilización de la ferrita es la causante de la formación de “ojos de pescado” durante los ensayos de tracción cuasiestáticos o con las “sombras blancas” en la aplicación de cargas cíclicas; la fragilización de la martensita es el fundamento del agrietamiento en frío de las soldaduras. De acuerdo con Troiano [42], la nucleación se da ya que el hidrógeno atómico se acumula en los puntos de máxima triaxialidad de esfuerzos que se producen al frente de una discontinuidad –concentrador de esfuerzos- hasta que se reúnen las condiciones del nivel de esfuerzos, nivel de H₂ y la microestructura susceptible responsables de que la

discontinuidad avance y se una con la grieta ya nucleada; este fenómeno se repite de nuevo y la grieta crece hasta un nuevo punto de triaxialidad de esfuerzos con el resultado de un crecimiento de grieta discontinuo y dependiente del tiempo ya que implica fenómenos difusivos.

Localización de las grietas en una soldadura. Las grietas asistidas por hidrógeno en soldaduras de acero pueden presentarse en el metal fundido o en la zona afectada térmicamente dependiendo de la composición química del metal base en relación con la composición química de la mezcla del metal fundido (se habla de mezcla porque generalmente se trata de una combinación por dilución del metal de aporte y del metal base). El metal fundido al estar en contacto directo con la atmósfera protectora proporcionada por el proceso de soldadura es el primero en absorber el hidrógeno atómico disociado que queda incorporado en el material después de la solidificación. El hecho de que el hidrógeno se quede en el metal fundido o pase a la ZAT del material se explica a partir de la solubilidad y la difusividad de este elemento en las fases cristalinas del acero: la austenita y la ferrita, que pueden verse en los gráficos de la figura 23 [22, 24, 29].

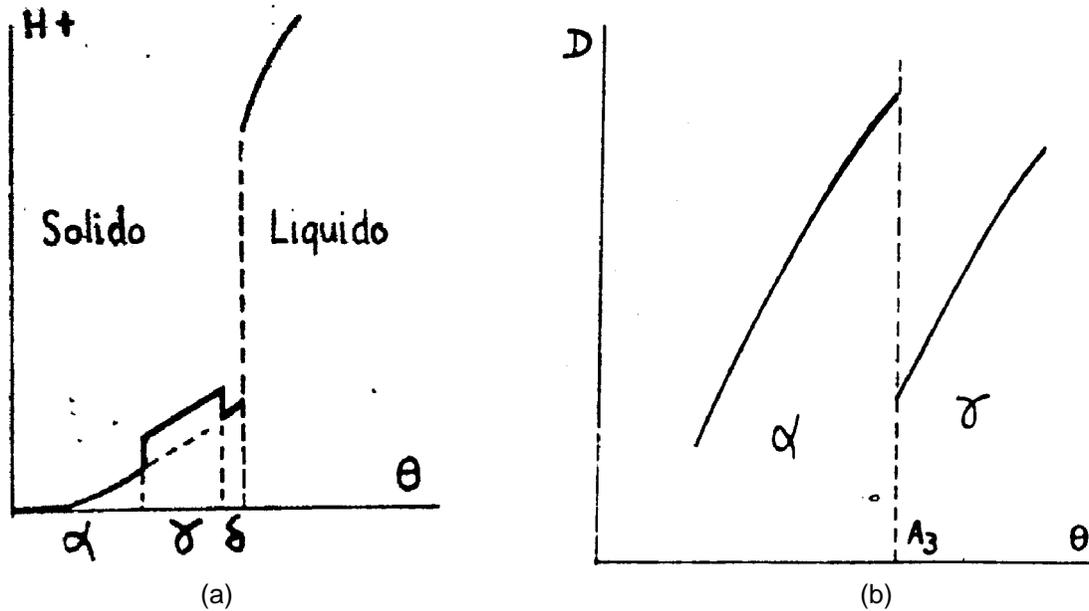


Figura 23 (a) Curva de Sieverts [Granjón], solubilidad de H^+ en las fases cristalinas del hierro. (b) Difusividad del H^+ en la austenita y en la ferrita.

Debido al tipo de microestructura del acero MIL A46100 y a su alta dureza, se tienen riesgos de grietas asistidas por hidrógeno en la ZAT cuando se suelda con electrodos ferríticos, como el E11018M, si los niveles de hidrógeno son suficientes. Para explicar el proceso del paso del hidrógeno atómico hacia la ZAT a través de la línea de fusión se requiere considerar una sección longitudinal de un cordón de soldadura durante su aplicación y la influencia que tienen las posiciones relativas de las isothermas de transformación de la austenita en diferentes subproductos entre el metal soldado (T_F) y el metal base en la ZAT (T_B), tal como se ilustra en la figura 24A [22, 24]. En esta figura se traza la curva AC que representa la isoterma de transformación del metal fundido de

austenita a ferrita más cementita, el límite de fusión que separa el metal fundido de la ZAT y el límite de la ZAT que lo separa del metal base no afectado por el calor. Cuando el metal fundido ya solidificado experimenta durante la soldadura una transformación perlítica (por efecto de su composición química), la cual se da a una temperatura $T_{F(P)}$ relativamente alta, mientras el metal base experimenta una transformación martensítica, a una temperatura $T_{B(Ms)}$ relativamente baja, las isoterma $T_{F(P)}$ y $T_{B(Ms)}$ están desfasadas en la dirección longitudinal como se muestra en la figura 24A. Existe, entonces, una línea AB que separa el metal de soldadura ferrítico-perlítico, donde la solubilidad de hidrógeno está disminuida drásticamente (curva de Sieverts), de la zona afectada del metal base todavía en estado austenítico y con una concentración muy baja de hidrógeno razón por la cual cuenta con una capacidad relativamente alta para absorber hidrógeno. El resultado es un mecanismo de difusión de hidrógeno del metal fundido (ferrítico-perlítico de baja solubilidad de hidrógeno) hacia el metal base austenítico activado por las diferencias de solubilidad y de concentración en uno y otro lado de la línea de fusión. Debido a que el coeficiente de difusión de hidrógeno en solución en la austenita es mucho menor que en la ferrita, dicho hidrógeno no se difunde profundamente dentro de la matriz del metal base, transitoriamente en estado austenítico, por lo que llega cargado con hidrógeno concentrado en una capa estrecha de la ZAT al encuentro con la isoterma de transformación $T_{B(Ms)}$.

En el momento de la transformación martensítica de la austenita enriquecida en hidrógeno del metal base se reúnen las condiciones de una concentración de hidrógeno y una microestructura que, como la martensita, son la base para la formación de grietas en frío; los esfuerzos pueden ser residuales o de servicio de la unión soldada. Por consiguiente, en el caso de un metal base con una templabilidad superior a la del metal de aporte o a la de la mezcla que compone el metal fundido (lo cual depende básicamente de sus respectivas composiciones químicas) la localización de una eventual grieta en frío estará en alguna parte de esa estrecha franja de la ZAT. Por este motivo es común encontrar en la literatura técnica que a este tipo de grietas se les denomine como “grietas debajo del cordón” (proveniente del inglés “underbead cracking”).

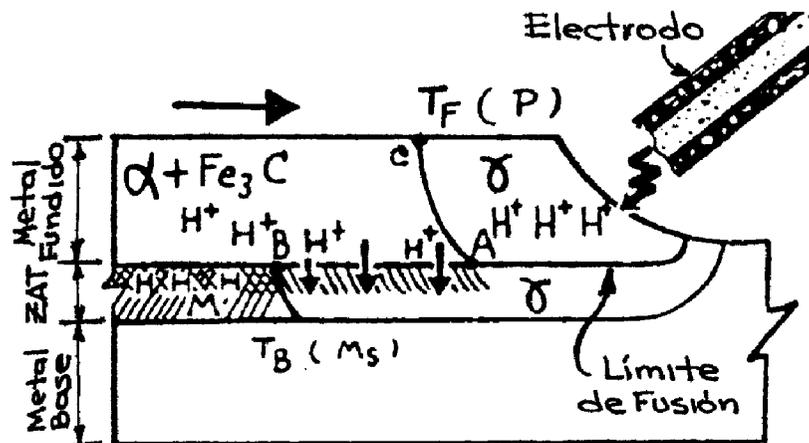


Figura 24A. Sección longitudinal que muestra la evolución del hidrógeno en la soldadura de un metal base de más templabilidad que el metal fundido [22].

Uno de las principales herramientas tecnológicas para evitar la formación de grietas por hidrógeno es el empleo de materiales de aporte a base de níquel o de acero inoxidable austenítico, es decir que tengan una fase cristalina cúbica de cara centrada a temperatura ambiente [6, 7, 17, 45]. En la figura 24B [22, 24], se ilustra lo que pasa cuando se utiliza un metal de aporte austenítico para soldar un metal base de alta templabilidad. Como el metal fundido permanece austenítico hasta el final del enfriamiento (por lo tanto inmune al agrietamiento en frío), no existe una transformación que modifique la solubilidad de hidrógeno y, consecuentemente, no hay difusión de hidrógeno hacia la zona afectada térmicamente por lo que no hay posibilidad de fragilización de dicha zona. Por este motivo, entre otros, se seleccionaron metales de aporte austeníticos para esta investigación con acero MIL A46100.

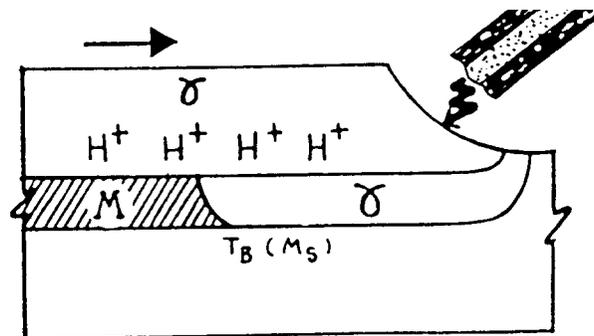


Figura 24B. Evolución del H⁺ en la soldadura de un metal base endurecible con un metal fundido austenítico [22].

Susceptibilidad del acero MIL A46100. De acuerdo con los resultados de la composición química del acero balístico y con los reportes de los MTRs, se puede estimar el equivalente en carbono (CE) con miras a establecer su susceptibilidad al agrietamiento inducido por hidrógeno o agrietamiento en frío o agrietamiento debajo del cordón. Para lo anterior se utilizó la fórmula desarrollada por el Instituto Internacional de Soldadura (IIW o IIS) [39]:

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

Los valores de equivalente en carbono son mayores que 0.6 encontrándose en el límite que separa los aceros de alta templabilidad de aquellos de baja y, por tanto, con una susceptibilidad al agrietamiento relativamente alta [6]. Considerando también su contenido medio de 0.284% de carbono y el CE=0.6 para entrar en la gráfica de las Zonas de clasificación de aceros del AWS D1.1-96 (figura 25) se observa que el acero balístico queda en la zona III que representa la de mayor susceptibilidad al agrietamiento y que, en función de los espesores y del procedimiento de soldadura, requiere precalentamientos para evitar las grietas. Por este motivo se decidió estudiar la susceptibilidad al HIC del acero MIL A46100 con espesores de 4.3 mm, mediante el ensayo CTS y usando electrodos de acero inoxidable austeníticos y dúplex sin temperatura de precalentamiento, es decir a una temperatura ambiente de aproximadamente 25°C.

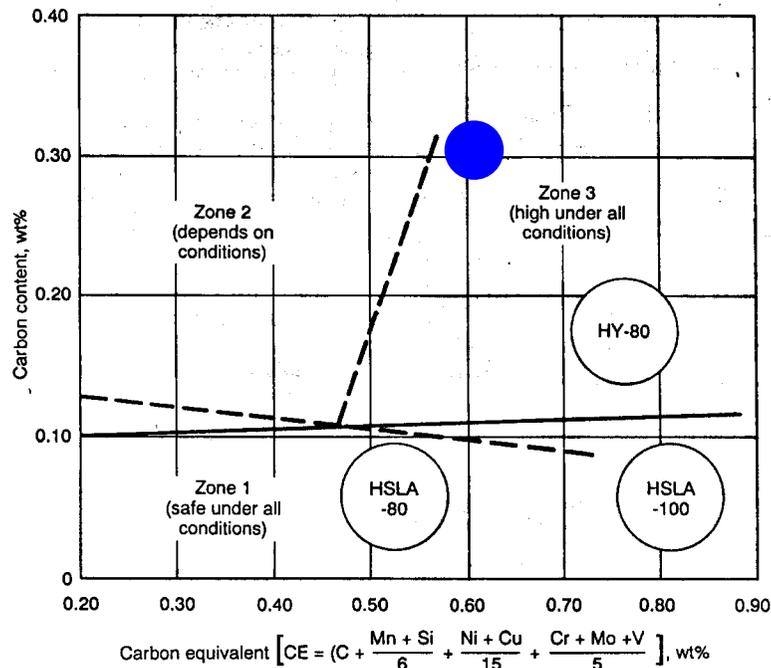


Fig. 7 Effect of steel composition (HY-80, HSLA-80, HSLA-100) on the susceptibility to cold cracking in the HAZ. Source: Ref 13

Figura 25. Zona de clasificación de aceros incluido el MIL A46100 en azul [39].

La región de la soldadura más susceptible a la formación de grietas es la que corresponde a la zona adyacente al metal fundido y que experimente un crecimiento de grano de la ZAT ya que sus granos austeníticos grandes tienden a aumentar la templabilidad y a formar martensita no revenida con menores velocidades de enfriamiento. La dureza en Vickers esperada de la ZAT se puede estimar a partir de la siguiente relación extractada del libro de Bailey [6]:

$$HV = 90 + 1050C + 47Si + 75Mn + 30Ni + 31Cr$$

De la cual, usando los niveles de composición química del acero balístico, se calcula que la dureza esperada de la ZAT es de 496HV aproximadamente, la cual es similar, aunque está ligeramente por debajo, de la indicada en el numeral 3.1.4 para el material MIL A46100. Debido a que en la fórmula no se tiene en cuenta la influencia del Boro que es un aleante que entra en sustitución sólida intersticial aumentando la dureza y la susceptibilidad al agrietamiento, esta dureza teórica puede estar subestimada, y si su valor es mayor se puede afirmar que corresponde con la formación en la ZAT de una región de martensita durante el enfriamiento de la soldadura debido a la alta templabilidad del material de blindaje y que es un lugar favorable para la generación del HIC.

4.2.2 Susceptibilidad al agrietamiento en caliente (HC)

El fenómeno de agrietamiento en caliente durante la soldadura de varias aleaciones y metales es un problema serio que se ha presentado durante mucho tiempo y que ocurre a temperaturas cercanas o superiores a las de solidificación del metal fundido [44]. El mecanismo de formación de este tipo de agrietamiento, no obstante la gran cantidad de investigaciones al respecto, no se ha explicado hasta el momento actual, sin embargo se han propuesto cerca de siete teorías sobre el mismo. De estas teorías que tratan de dar cuenta del mecanismo de formación del HC, la más aceptada es la Teoría Generalizada de Borland [26], quien propone cuatro estados de solidificación (figura 26): estado 1: hay gran cantidad de líquido residual y existen dendritas libres que no están conectadas entre ellas y por lo tanto no hay posibilidades de agrietamiento; estado 2: comienza la interconexión entre las dendritas sólidas pero el líquido remanente es capaz de tener un movimiento relativo entre los conductos interdendríticos, por lo que no se produce agrietamiento ya que se puede dar el rellenado o sanado con metal líquido de cualquier grieta que se genere en este estado; estado 3 o estado crítico de solidificación: los cristales sólidos están en un estado avanzado de desarrollo y forman una red discontinua de líquido residual que evita el ingreso de nuevo líquido y, además, el líquido remanente tiene un bajo ángulo diedro (alta mojabilidad) esparciéndose en las caras de los cristales sólidos y reduciendo las superficies de contacto sólido-sólido lo cual trae como consecuencia el incremento de los esfuerzos de los puentes sólidos terminando en el agrietamiento de los mismos; estado 4: aquí no hay agrietamiento ya que la solidificación está tan avanzada que la resistencia de los puentes sólidos es muy alta.

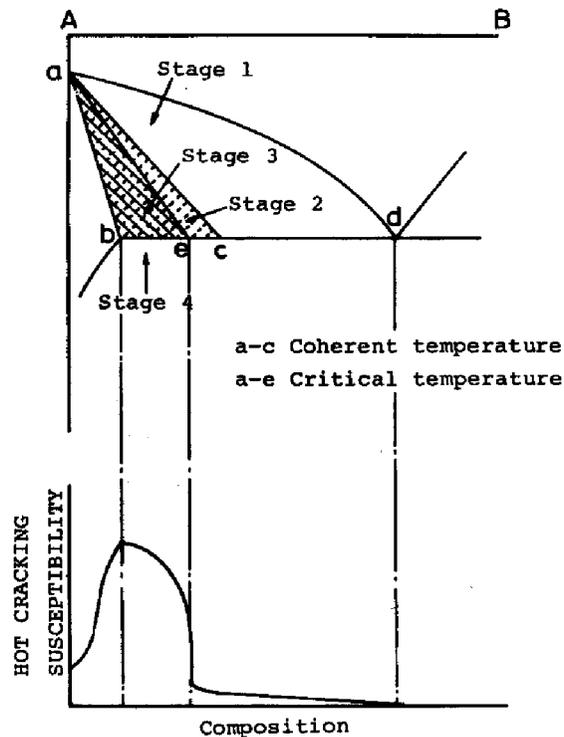


Figura 26. Esquema de la teoría generalizada de Borland para el HC [26].

La mojabilidad del metal líquido en el estado 3 se favorece por el contenido de impurezas, particularmente fósforo y azufre, que forman compuestos eutécticos de baja tensión superficial y de muy bajo punto de fusión que impregnan las superficies de los cristales austeníticos de los aceros inoxidable ocasionando el HC. Una de las maneras de evitar el agrietamiento en caliente en la soldadura de HSLA es seleccionando aleaciones de acero inoxidable que solidifiquen inicialmente como ferrita ya que ésta tiene mayor solubilidad de fósforo y azufre que la austenita y evita, al absorberlos, que lleguen al metal fundido en las etapas finales de la solidificación; al final la microestructura será una mezcla de ferrita y austenita que, dependiendo de las proporciones, puede servir como base para la clasificación de electrodos así: 0 a 15% de ferrita se consideran electrodos de aceros inoxidables austeníticos y 40-50% de ferrita se consideran aceros inoxidables dúplex. Para soldar el material MIL A46100 se seleccionaron dos electrodos inoxidables austeníticos, E308Mo y E307, y dos dúplex, el E680 y el E312, que se pueden observar graficados, con base en las composiciones químicas obtenidas e indicadas en la Tabla 11, en la representación de Schaeffler de la figura 27.

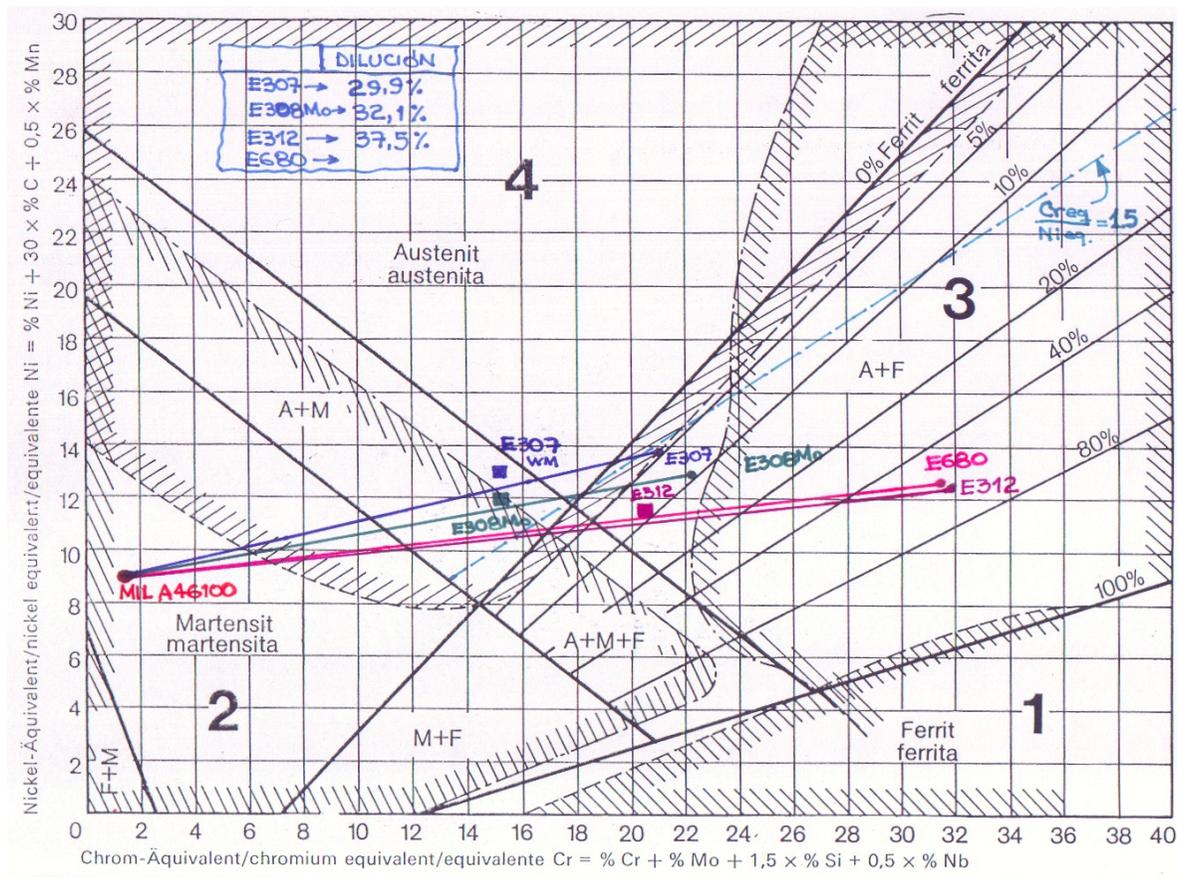


Figura 27. Representación de Schaeffler con el acero MIL A46100 y los electrodos estudiados.

En el diagrama se puede observar la similitud existente entre el electrodo Eutectic E680 y el E312 ya que ambos son aceros inoxidables dúplex con microestructura, composición química y niveles de ferrita delta parecidos; su selección para soldar el acero MIL A46100 está asociada con evitar el HIC de la ZAT al tener grandes proporciones de fase

austenítica durante la solidificación para retener el H⁺ en el metal fundido y con posibilitar altos porcentajes de dilución con una solidificación ferrita-austenita con miras a evitar problemas de agrietamiento en caliente. El empleo de los electrodos E307 y E308Mo obedece a que por un lado, como ya se dijo para el E680 y E312, retiene el hidrógeno evitando el agrietamiento de la ZAT, y por otro lado, a que en combinación con la parte del metal base que se funde (dilución) forma una aleación que puede ser austenita más martensita lo cual puede aumentar la dureza y, por consiguiente, la resistencia a la penetración de proyectiles. El problema surge, como de hecho ocurrió, si se tienen insuficientes porcentajes de dilución en los cuales se puedan obtener microestructuras totalmente austeníticas que sean susceptibles al agrietamiento en caliente. Se pretendió, por lo tanto, evaluar la susceptibilidad de estas aleaciones al agrietamiento en caliente mediante el ensayo Vrestraint y el de las placas H.

4.2.3 Criterios de selección de electrodos

En la Tabla 12 se muestran algunos de los documentos que fueron estudiados en la etapa del estado del arte del proyecto y que sugieren el empleo de varios de los electrodos estudiados, en particular el E307, E308Mo y el E11018M, que no se incluye en este estudio [3, 7, 8, 9, 10, 11, 12, 13, 17]. Como se observa en la tabla 12, los electrodos Eutectic E680 (que es una designación que no está normalizada por la American Welding Society) y el E312-16 no son recomendados por ninguno de los documentos estudiados, sin embargo, de acuerdo con las composiciones químicas de los depósitos sin dilución y basados en el conocimiento de las diversas aplicaciones del E312 se puede concluir que son materiales de aporte que pueden aplicarse para unir el acero MIL A46100 ya que pueden evitar el agrietamiento inducido por hidrógeno y el agrietamiento en caliente del metal fundido. En la Tabla 11 se presentan las composiciones químicas de los depósitos sin dilución de los electrodos y en la figura 27 se muestran los electrodos de acero inoxidable en el diagrama de Schaeffler y se puede observar que el E680 es muy parecido en composición química al E312 y que los metales fundidos solidifican con relaciones de Cr_{eq}/Ni_{eq} mayores que 1.5 aún con diluciones cercanas al 50%, lo cual es un indicativo de un modo de solidificación Ferrita/Austenita que inhibiría la formación de grietas en caliente [26], que no corresponde con el caso de los electrodos E307 y E308Mo. En la tabla 12 también se observan los resultados de los estudios de caracterización de los depósitos de soldadura que se pueden obtener con cada uno de los electrodos seleccionados sin la existencia de dilución con el acero MIL A46100 y otra información como los costos relativos de los materiales de aporte que es un criterio de selección de no poca importancia y los amperajes de uso.

Los principales criterios considerados durante la etapa inicial de selección de los electrodos por estudiar en la investigación fueron: (1) Para los materiales de aporte de acero inoxidable austenítico (E307 y E308Mo) y dúplex (E680 y E312): la alta solubilidad de hidrógeno en la austenita, la baja difusibilidad de hidrógeno atómico en la austenita, la alta ductilidad de la austenita que suministra la habilidad de soportar mayores restricciones de las juntas soldadas y, en el caso de los dúplex, la habilidad de tolerar grandes diluciones sin los riesgos de formar microestructuras martensíticas susceptibles al agrietamiento inducido por hidrógeno ni totalmente austeníticas susceptibles al HC [9, 5]; y (2) Su economía relativa del costo por kilogramo en relación con el electrodo E680 que se utiliza actualmente sin una sustentación técnica de base científica.

Tabla 12. Características y documentos de selección de electrodos para soldar material MIL A46100

CARACTERÍSTICA O DOCUMENTO BASE		ELECTRODOS SELECCIONADOS PARA EL ESTUDIO			
		E680*	E312-16	E307	E308Mo
METAL DE APORTE NO DILUIDO	DUREZA DEL METAL FUNDIDO (HV)	217	225	172	173
	RESISTENCIA A LA TRACCIÓN (MPa)	860	821	626	626
	RESISTENCIA A LA CEDENCIA (MPa)	790	728	477	504
	PORCENTAJE DE ELONGACIÓN	20%	18%	35%	45%
	MICROESTRUCTURA Y NÚMERO DE FERRITA	A+F δ (52.2 FN)	A+F δ (62.0 FN)	A+F δ (6.7 FN)	A+F δ (6.6 FN)
	RESISTENCIA PROMEDIO AL IMPACTO (J)	57J @ -40°C	52J @ -40°C	90J @ -40°C	84J @ -40°C
SOLDABILIDAD DE FABRICACIÓN Y DE SERVICIO	SUSCEPTIBILIDAD AL AGRIETAMIENTO EN FRÍO POR HIDRÓGENO DE LA ZAT PARA ESP. DE 4mm	NO	NO	NO	NO
	SUSCEPTIBILIDAD AL AGRIETAMIENTO EN FRÍO POR H ₂ DEL METAL FUNDIDO PARA t=4mm.	NO	NO	NO	NO
	SUSCEPTIBILIDAD AL AGRIETAMIENTO EN CALIENTE DEL METAL FUNDIDO	NO	NO	NO	NO
	EFFECTO DEL ELECTRODO EN LA FORMA DEL CORDÓN DE SOLDADURA	¿?	¿?	¿?	¿?
	ANCHO DE LA ZONA AFECTADA TÉRMICAMENTE	12-13mm	11-13mm	10-14mm	16-24mm
DOCUMENTOS QUE SOPORTAN LA SELECCIÓN DEL ELECTRODO	WPS No. 9 de COTECMAR empleado en la actualidad para la producción de buques.	SI	SI	—	—
	Norma SD-X12140D General Requirements for welding homogeneous armor with metal arc.	----	----	SI	SI
	Norma MIL-STD-1185 Welding High Hardness Armor. Department of Defense.	----	----	SI	SI
	Documento TC 9-237 Welding Theory and Application, capítulo 12 Armor Plate Welding and Cutting. Department of the Army.	----	----	SI	SI
	Artículo Madhusudhan y Mohandas: Ballistic performance of HSLA steel weldments.	----	----	SI	----
OTROS	AMPERAJE PARA ELECTRODO DE Ø3/32"	40-80A	40-80A	80-100A	80-100A
	COSTO APROXIMADO POR CADA kg	\$150.000=	\$50.000=	\$50.000=	\$50.000=
	MTTO. DE ELECTRODOS / RESECADO	NO/350C-	120C/200C	120C/200	120C/200C

4.3 ESTUDIOS DE MATERIALES SIMILARES Y COMPORTAMIENTO EN SERVICIO

Conviene resaltar antes de entrar en materia de aceros de armadura, que en vista de que la aplicación primaria del acero MIL A46100 se encuentra en el campo de fabricaciones militares (tanques, barcos, garitas, etc.), los estudios de investigación disponibles sobre la soldabilidad de este tipo de materiales fueron escasos y los pocos que se pudieron encontrar omitían información fundamental o tachaban totalmente las microestructuras con miras a no compartir métodos o conocimientos estratégicos con la comunidad internacional. Ni siquiera el productor del acero Temtco Steel estuvo dispuesto a romper su hermetismo y compartir otra información (cómo curvas TTT ó CCT) diferente a los MTRs, aún siendo solicitada directamente por el comprador Cotecmar en representación de la Armada Nacional de Colombia. Unos de los investigadores de los que más artículos se encontraron (aunque incompletos o tachados) fueron G. Madhusudhan Reddy y T. Mohandas, quienes trabajan en el Laboratorio de Investigación Metalúrgica de Defensa en Kanchan Bagh, India, sin embargo tampoco se logró una comunicación directa.

Cómo se observa en la fila de “Documentos que soportan la selección de electrodos” de la Tabla 12, los cuales son fundamentalmente de aplicación militar y generados por el Departamento de Defensa de los Estados Unidos (DOD) y de la Armada de los Estados Unidos, al menos tres de estas referencias técnicas recomiendan el empleo del electrodo E308Mo [10, 11, 13], cuatro de ellos recomiendan el E307 [10, 11, 12, 13] y ninguna referencia del campo militar especifica nada acerca del E312 y, mucho menos, del E680 que es un electrodo no estandarizado. Los fundamentos técnicos y económicos de la selección de los electrodos para este estudio ya se trataron en el numeral 4.2.3. De acuerdo con J. Wilson [53], para la unión con soldadura de aceros de blindaje o de armadura se han empleado la composición tradicional británica de 20%Cr-9%Ni-3%Mo, que en composición química corresponde al E308Mo tal como se puede concluir a partir de la información de la Tabla 11; y la composición típica alemana 18%Cr-8%Ni-6%Mn que corresponde con el electrodo E307. Murti, Sastry, Rao y Reddy hicieron una investigación sobre el acero 18Cr-8Ni-6Mn y su efecto en la soldabilidad de HSLA, donde establecen que una de sus ventajas es que debido al contenido de manganeso que previene la formación de martensita y el Mn resulta más económico que el Mo [7]. En otros estudios de soldabilidad de aceros ferríticos transformables [9] con consumibles inoxidables austeníticos se resaltan tres aleaciones para estas aplicaciones: la 20Cr-9Ni-3Mo (E308Mo), la 23Cr-13Ni y la 30Cr-10Ni, la última de las cuales corresponde al electrodo E312 (también al Eutectic E680) y aunque el contenido de níquel real de los depósitos sin dilución de estos electrodos se encuentra cercano al 8,1%, todavía está dentro del intervalo de composición de la norma AWS A5.4 [52] que para el níquel indica un valor mínimo del 8% y uno máximo del 10.5%.

Una de las principales incertidumbres que surgieron a esta altura del proyecto, cuando recién se seleccionaron los electrodos por estudiar y se determinaron sus composiciones químicas sin dilución, era la eventual susceptibilidad al agrietamiento en caliente de los cordones de soldadura en juntas a tope diluidas con ciertas proporciones del metal base MIL A46100 debido a los bajos contenidos de elementos de aleación de los electrodos E307 y E308Mo, paradójicamente los más recomendados. Los porcentajes de dilución del primer pase de soldadura pueden estar próximos al 30%, lo cual significa que el metal fundido estaría compuesto por un 70% de metal de aporte y por un 30% del metal base,

resultando, para el caso del E308Mo, en un metal fundido que puede estar dentro de la región austeno-martensítica del diagrama de Schaeffler pero muy cerca del campo de 100% austenita y para el caso del E307, que por su 6%Mn tienen una mayor región austenítica, lo que equivale a decir que el Mn actúa como estabilizador de la austenita [54], el metal fundido solidificaría como austenita. Las composiciones químicas de metales de soldadura de juntas reales se grafican en la figura 27 para ilustrar lo anterior. Así las cosas, considerando que el modo de solidificación primaria de los metales de soldadura es austenítico en depósitos de soldadura con electrodos E307 y E308Mo sobre acero MIL A46100, se pueden tener riesgos de agrietamiento en caliente de dichas aleaciones como efectivamente se comprobó durante la soldadura de los cupones H de alta restricción que se describen en el numeral 5.4.

G. Madhusudhan Reddy y T. Mohandas [3] realizaron un estudio investigativo de soldadura en un acero de blindaje bastante similar en composición y dureza que el MIL A46100, utilizando proceso GMAW y un material de aporte de clase 18%Cr-8%Ni-6%Mn. Su idea era establecer el comportamiento balístico de un acero de 13 mm de alta resistencia y baja aleación (HSLA) cambiando la velocidad de soldadura del proceso semiautomático y, por consiguiente, la entrada de energía. Realizaron impactos en el metal fundido y en diferentes puntos de la ZAT con proyectiles de $\Phi 7.62\text{mm}$ a diversas velocidades de impacto para determinar el límite balístico en cada región de la soldadura. Encontraron que el límite balístico es función de la dureza del material en la región de impacto lo cual concuerda con otros autores que establecen que para evitar la penetración de proyectiles la dureza se constituye en una de las principales propiedades y que, en general, a mayor dureza mejor es el comportamiento balístico [3, 55], lo cual explica que el comportamiento balístico de varios aceros de armadura sea caracterizado en función de su dureza. Todas las microestructuras de este estudio estaban pintadas de negro en el artículo, sin embargo incluyeron la curva de límite balístico que se presenta en la figura 28. Las conclusiones principales del estudio de G. Madhusudhan Reddy y T. Mohandas tienen que ver con la detección de una región blanda en la ZAT del material base con un comportamiento balístico inferior que dependía de la magnitud de la entrada de energía (HI) usada en la soldadura así: a mayor HI, es decir a menor velocidad de aplicación, mayor ancho de la zona blanda de la ZAT y deterioro del comportamiento balístico; para este último establecieron una relación empírica con la relación del diámetro del proyectil (D) y el ancho de la ZAT (W), así: $D/W < 0.26$ para un buen comportamiento balístico, $D/W > 0.92$ para un mal comportamiento balístico y un comportamiento intermedio para relaciones de D/W entre valores de 0.26 y 0.92; y, por último, establecieron que el comportamiento balístico (CB o LB) del metal fundido llegaba tan solo al 30% del LB del metal base independiente de la entrada de energía.

En relación con lo anterior, F. Ade [16] establece que las soldaduras de una construcción blindada no deben ser concebidas para proveer una resistencia a la penetración de los proyectiles substancial sino más bien para resistir la separación de las platinas, es decir que deben exhibir buena resistencia al choque; de tal manera que es común emplear electrodos que, como los aquí estudiados, tienen valores de resistencia y de dureza por debajo de las del acero MIL A46100. En un estudio muy costoso de seis años llevado a cabo por la *General Dynamics Land Systems Division* bajo un contrato con la Armada de los EUA, fabricaron 75 platinas H para estudiar los efectos de la geometría de la junta, las variables del proceso GMAW y la sanidad de las juntas en el comportamiento balístico. Contrario a lo establecido por Madhusudhan y Mohandas, establecen que las variables de

soldadura del proceso GMAW tienen muy poca incidencia en el comportamiento balístico de las uniones y que las pruebas en platinas H de alta restricción son un buen método experimental para determinar la soldabilidad y para el desarrollo de procedimientos adecuados para blindajes.

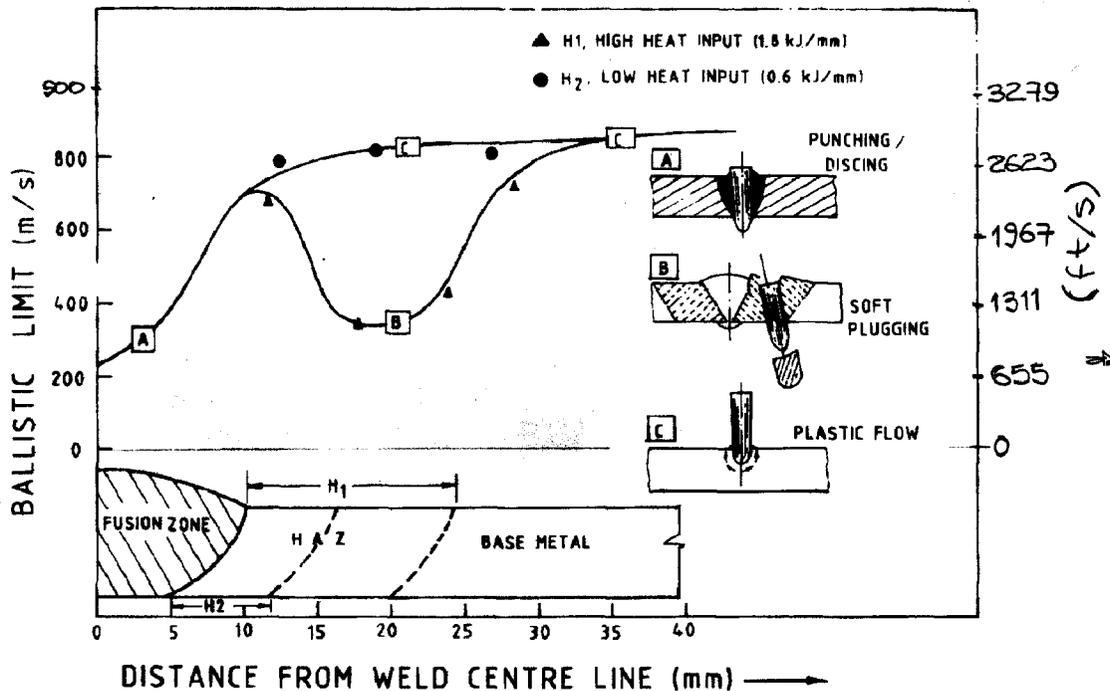


Fig. 14. The ballistic performance at various locations in the weldment.

Figura 28. Límite balístico en varias zonas de la soldadura con distintas entradas de energía (HI).

No obstante varios autores concuerden en que la dureza del material es la propiedad por excelencia en un blindaje y que algunas de las recomendaciones de estos estudios se encaminan a tratar de reducir el ancho de la ZAT que se reblandece, Charles E. Anderson y otros [55] estudiaron la influencia de la dureza del proyectil en el comportamiento balístico de dos aceros de blindaje de los cuales solo especificaron su dureza (486 y 550 HV). Con proyectiles fabricados de cinco aceros diferentes y tratados térmicamente para obtener 17 combinaciones distintas, impactaron las dos platinas de blindaje a varias velocidades y encontraron que la velocidad límite balística se reduce significativamente cuando la dureza del proyectil excede la del blindaje. Sin embargo, el tema balístico como tal no está dentro del alcance de este proyecto de investigación aplicada y podría ser una nueva línea de investigación en el campo militar.

Ballas, Freeman y Goodman [56] hicieron una investigación aplicada tendiente a desarrollar un procedimiento que produjera soldaduras con una tenacidad óptima de la ZAT, sin agrietamiento por hidrógeno de la ZAT, sin agrietamiento en caliente del metal fundido y con buenos resultados de la prueba balística en la placa H, a bajos precalentamientos. Para ello hicieron pruebas balísticas en cupones H de aceros HY80,

T1 y platinas de armadura de 38 mm, soldados con proceso SAW y con electrodo bajo especificación MIL E22749. Aunque estos investigadores resaltan tres problemas que deben ser considerados en la soldadura de aceros de blindaje: (1) el agrietamiento en caliente del pase de raíz, (2) el agrietamiento de la ZAT y (3) la tenacidad a la entalla de la ZAT, de las cuales las dos primeras se incluyen en el presente estudio, su investigación fue de poco provecho debido a las diferencias en el proceso de soldadura, materiales y entradas de energía. Gangopadhyay y Das, por su parte, coinciden en que las dos consideraciones metalúrgicas principales para alcanzar una soldadura exitosa de aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA) producidos para construcciones blindadas son evitar el agrietamiento asistido por hidrógeno y el agrietamiento por solidificación [17] y lo mismo argumenta V. S. Murti [7].

Madhusudhan, Mohandas y Papukutty [5] intentaron estudiar el efecto de los procesos de soldadura GTAW, FCAW y SMAW en el comportamiento balístico de soldaduras de aceros de alta resistencia y baja aleación empleando el mismo metal base y de aporte del estudio anterior [3]. Su artículo está poblado de errores –que pueden ser de edición o de traducción- y de contradicciones en afirmaciones del texto o entre el texto y los resultados tales como: en el resumen y en la introducción establecen que el orden de mayor a menor comportamiento balístico de las uniones es SMAW-GTAW-FCAW, lo cual confirman en la introducción, y dos líneas más adelante establecen que el FCAW tiene un comportamiento intermedio; dicen en la discusión que la soldadura con SMAW exhibió la mayor dureza mientras que en las gráficas se observa claramente que la soldadura mas dura es la de GTAW con 280HV frente a los 200HV que tienen las de FCAW y SMAW; entre otras. Por otro lado, el empleo de condiciones de soldadura a partir de las cuales se obtengan entradas de energía tan diferentes para cada proceso (0.6-0.7 kJ/mm para SMAW, 1.4 kJ/mm para FCAW y 1.4-1.6 para GTAW) no permite establecer el efecto del proceso en el comportamiento balístico ya que no se sabe si el cambio en esta característica obedece al cambio del proceso o a la entrada de energía, por lo menos en lo que respecta al proceso SMAW en comparación con los demás. No obstante haber sacado información importante de este artículo (información de microestructuras, bajo comportamiento balístico del metal fundido con electrodo E307, que el proceso SMAW parece dar las uniones con mejor comportamiento balístico), quedó una sensación de escepticismo frente a la calidad y claridad de la información por tantos errores, contradicciones y problemas de concepción del trabajo que definitivamente desorientan al lector. Cualquier intento de contactar a Madhusudhan o a Mohandas terminó, igual que en el caso del productor de acero Temtco, en el fracaso debido a su silencio.

Otra investigación realizada por Kumar, Madhusudhan y Mohandas [4] se orientó a la reducción del ancho de la ZAT de tres aceros de alta resistencia y baja aleación, uno de los cuales con dureza y composición similares al MIL A46100, soldando con procesos GMAW, GTAW y SMAW, con y sin tratamiento térmico, con y sin enfriamiento externo (placas de cobre o gas de respaldo). Puede observarse la gran cantidad de variables independientes y de factores que emplean en esta investigación sin que se logre, al final, establecer cual es la influencia de todos en la dureza y la microestructura de las soldaduras; así que más bien se trata de un trabajo exploratorio con miras a identificar variables. Una de las conclusiones más significativas de esta investigación es que los métodos de enfriamiento externo a las soldaduras, cómo platinas de respaldo de cobre o gases de purga, son efectivos en la reducción del ancho de la ZAT reblandecida, tal como se presenta en la figura 29 extractada de tal estudio. En la figura se puede observar que

el ancho de la ZAT en condiciones normales de soldadura de platinas de 45 mm de espesor, se reduce significativamente cuando se emplean platinas de respaldo de cobre que actúan como evacuadores de energía de la región de soldadura. A partir de esta idea surge un nuevo tema de investigación en el área del empleo de sistemas de enfriamiento durante la soldadura de aceros templados y revenidos y su efecto en la microestructura y en las propiedades de la ZAT.

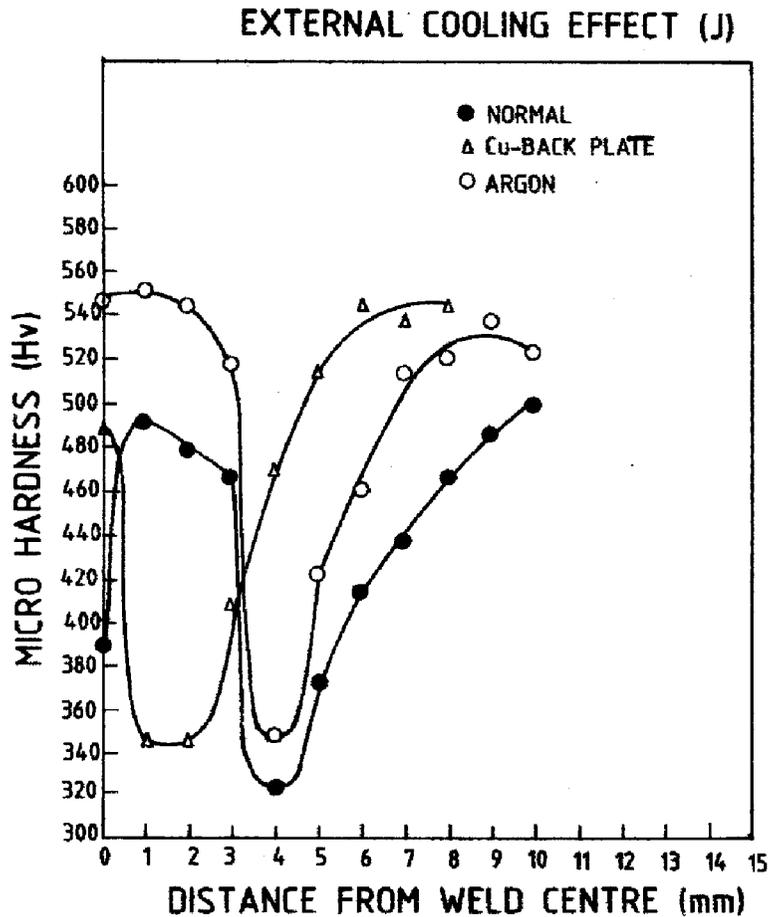


Figura 29. Dureza transversal a través de la ZAT de un elemento soldado con enfriamiento externo de gas y platinas de cobre para el acero similar al MIL A46100 de 45mm.

Con este panorama de las investigaciones en el área de soldabilidad de aceros balísticos y con las limitaciones derivadas de ser un tema que al considerarse de seguridad nacional se maneja por los diferentes países con un poco de recelo y de temor, no queda sino el camino de hacer nuestras propias investigaciones y desarrollos a partir de la información con la que se cuenta y generar los puntos de partida no solo para nuevos proyectos de aplicación tecnológica, sino, y sobretodo, para aportar temas en investigación básica sobre esta problemática, tal como lo propone Mario Bunge [1].

5. RESULTADOS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

En este capítulo se van a presentar los resultados del proyecto de investigación que se consideran más relevantes para cumplir con los objetivos planteados y para la selección de los electrodos aplicables a la soldadura del acero MIL A46100; estos resultados se presentan en forma procesada a través de gráficos y figuras sin mostrar los datos tabulados de las mediciones obtenidas para cada uno de los ensayos. También se va a integrar este tipo de presentación con la respectiva discusión técnica y científica de los comportamientos observados.

5.1 CARACTERIZACIÓN DE LA ZAT DE LAS SOLDADURAS

5.1.1 Soldaduras en filete

En la figura 30 se grafican los valores de dureza obtenidos en el metal fundido cada 0.2 mm (valores del eje X negativos) y la variación de la dureza con la distancia a la línea de fusión (valores positivos) de las soldaduras en filete provenientes de los ensayos de CTS para cada uno de los cuatro electrodos estudiados con una entrada de energía baja. En la figura 31 se presentan las curvas de variación de la dureza para una entrada de energía alta con los cuatro electrodos. En las gráficas se puede observar la energía promedio por unidad de longitud de soldadura empleada con cada electrodo.

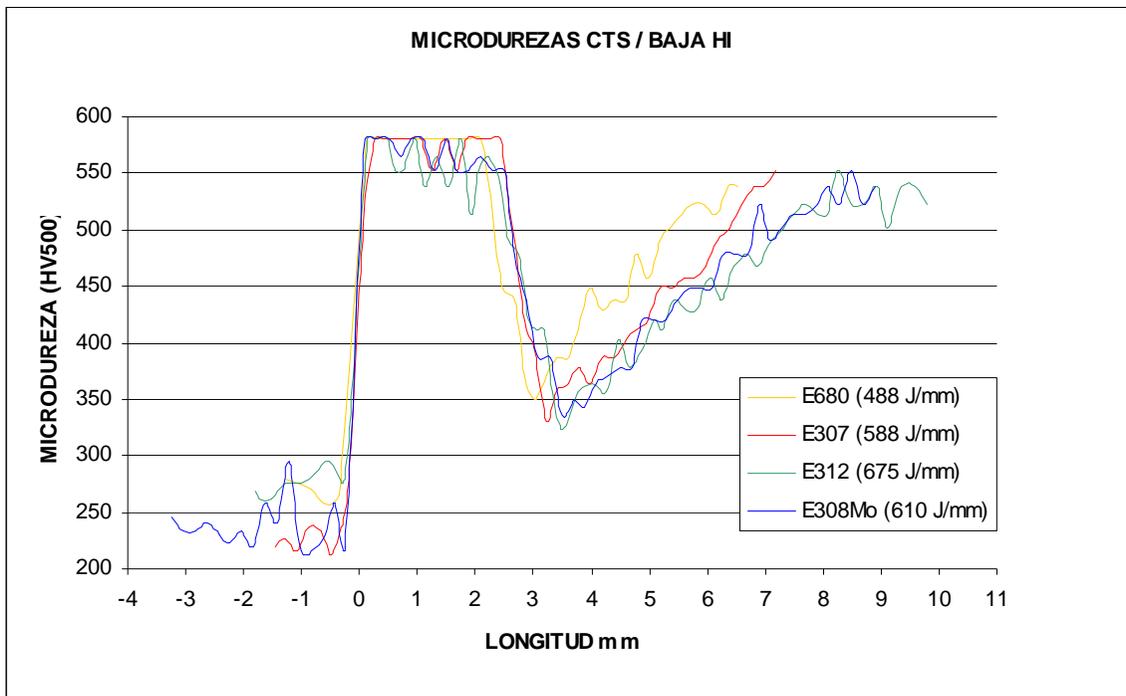


Figura 30. Variación de las durezas del metal fundido y de la ZAT en soldaduras en filete CTS con los diferentes electrodos empleando un amperaje bajo.

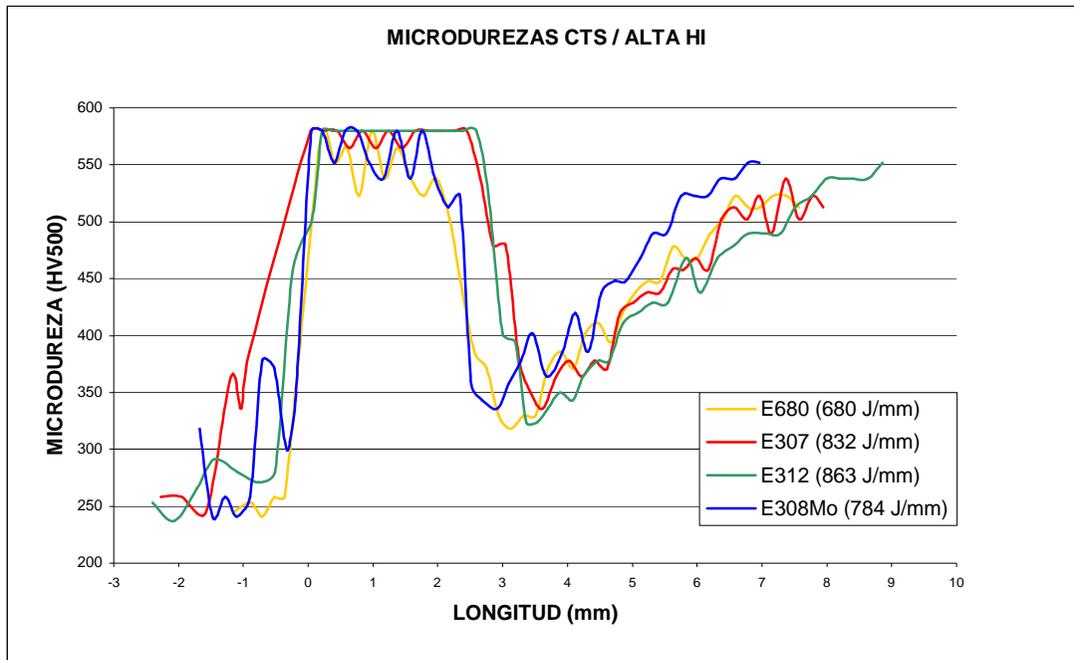


Figura 31. Variación de las durezas del metal fundido y de la ZAT en soldaduras en filete CTS con los diferentes electrodos empleando un amperaje alto.

En relación con la figura 30, todos los electrodos presentan un comportamiento de la dureza similar que se puede describir con las siguientes regiones:

- **Metal fundido:** presenta una dureza muy baja de 240-280HV para todos los aceros inoxidable dúplex o austeníticos en comparación con los 500HV del acero MIL A46100.
- **Zona afectada térmicamente de martensita no revenida (ZMNR):** Presenta unas durezas que alcanzan máximos de 580HV en todos los electrodos, la cual es superior a la dureza del material MIL A46100 en su estado de entrega templado y revenido que es aproximadamente de 500 a 520HV. Esta región tiene un ancho promedio de 2.5 a 3mm.
- **Zona de transformación intercrítica (ZATIC).** Después de alcanzar la dureza máxima en la ZAT se presenta una caída súbita de la dureza en una distancia de 0.5 a 1mm hasta niveles de 300-350HV.
- **Zona afectada térmicamente de martensita sobre-revenida (ZATMSR).** La dureza comienza a incrementarse linealmente a partir de su valor mínimo hasta alcanzar nuevamente la dureza del material base MIL A46100. El ancho de esta región puede tener entre 3 y 5 mm.

La zona afectada térmicamente está comprendida por la ZMNR, la ZATIC y la ZATMSR y, para efectos del presente trabajo, consideré que ésta llega hasta que se recupera la dureza de 500HV, la mínima establecida en la norma MIL A46100. Los anchos de la ZAT varían, tanto con altas como con bajas energías de soldadura, entre los 6 y los 8 mm para estas soldaduras en filete. En las soldaduras en filete de acero MIL A46100 de 4.3 mm de espesor, por consiguiente, no se presenta una variación significativa en las zonas, durezas máximas y mínimas y en el ancho de la ZAT con el cambio en el tipo de electrodo y la variación de las condiciones de soldadura para el diámetro de $\varnothing^{3/32}$ que fue el usado en la investigación.

El comportamiento de la dureza de la ZAT de soldaduras en filete se puede explicar a partir de las diferentes microestructuras que se producen durante la soldadura debidas al ciclo térmico al que se somete el acero MIL A46100, es decir, a los calentamientos localizados del material MIL A46100 hasta alcanzar temperaturas pico que dependen de su distancia hasta la línea de fusión, al tiempo de sostenimiento a dichas temperaturas y a las velocidades de enfriamiento después del paso del arco eléctrico [7, 29, 45]. Las microestructuras típicas encontradas en las regiones de la ZAT de las soldaduras se presentan en la figura 32 y se resumen a continuación:

Metal fundido -MF- (a). Presenta diversas microestructuras según el electrodo utilizado y la dilución alcanzada, así los depósitos de los electrodos E680 y E312 tienen una matriz austenítica con proporciones de ferrita delta de tipo vermicular y en lazos; y los depósitos de electrodos E307 y E308Mo, presentan menores proporciones de ferrita que los anteriores y una matriz austenítica. Las grandes proporciones de austenita en los inoxidables explica las bajas durezas de los cordones de soldadura (del orden de 250HV).

ZMNRGG (b). Esta zona se expone a temperaturas cercanas a la de fusión muy por encima de la temperatura de austenización del material, que es de 835°C de acuerdo con el numeral 3.1.3, donde por un lado existe una austenización total de la microestructura durante la soldadura y por otro lado hay un crecimiento de grano por la alta temperatura. La dureza al final de la soldadura de 580HV corresponde, tal como se ilustra en la figura 16, a la dureza máxima alcanzada después del temple por un material 100% martensítico con un contenido de carbono de 0.3%, lo cual indica que durante el enfriamiento de la soldadura esta región se transformó totalmente en martensita no revenida tal como la observada en la figura 32(b) y en todas las probetas de CTS, independiente de la clase de electrodo. En esta región es donde se pueden dar los problemas de agrietamiento inducidos por hidrógeno discutidos en el numeral 4.2.1 y fue en este lugar donde se produjeron grietas durante la construcción de un buque blindado de acuerdo con el informe preliminar “Agrietamiento de las platinas de acero MIL A46100 durante la construcción de la super-estructura de los Buques Nodriza” [19].

ZMNRGF (c). En esta zona las temperaturas están ligeramente por encima de los 835°C y, aunque se alcanza una austenización total durante la soldadura, no se presenta el fenómeno de crecimiento de grano (figura 32(c)). La dureza de esta zona es también de 580HV debido a que la dureza final de la martensita no es función del tamaño de grano sino del porcentaje de carbono [21, 23, 30]. La transición en el tamaño de grano, entonces, desde la ZMNRGG hacia la ZMNRGF es gradual pero no afecta la dureza de la región.

ZATIC (d). Esta región de la soldadura estuvo expuesta a temperaturas en el rango intercrítico, es decir por encima la temperatura eutectoide y por debajo de la de austenización, calculadas respectivamente en 732°C y 785°C por dilatometría. En esta región la martensita revenida a 200°C del material MIL A46100 en estado de entrega, se descompone durante el calentamiento de la soldadura en una fracción de austenita (mayor proporción mientras más cerca de los 785°C) y el resto de ferrita (mayor mientras más cerca de los 732°C); luego, durante el enfriamiento, la austenita se transforma en martensita y la ferrita sigue como tal con algo de cementita (figura 32(d)). En esta región se presenta la caída de dureza que se aprecia en las figuras 30 y 31 y es tan drástica o súbita ya que el ancho de la región está definido por un intervalo de isoterms separadas entre ellas apenas unos 50°C.

ZATMSR (e), (f) y (g). En esta región se presentan diversas microestructuras según la temperatura de exposición por encima de la temperatura de revenido del acero MIL A46100 de 200°C (figura 32 (e), (f) y (g)). La martensita revenida inicialmente se vuelve a revenir a distintas temperaturas y se descompone en varias microestructuras, que no serán discutidas en este informe, cuya dureza es cada vez menor mientras mas cercana sea la temperatura de exposición a los 732°C [30]. Por estos motivos se presenta una recuperación casi lineal de la dureza desde el mínimo registrado hasta llegar a la dureza del material original.

Metal base no afectado –MBNA- (h). Aquellas regiones que estuvieron sometidas durante el calentamiento de la soldadura a temperaturas inferiores a los 200°C y que, por consiguiente, no experimentaron modificaciones microestructurales que afecten sus propiedades de dureza (figura 32 (h)).

La explicación de estas microestructuras es igualmente aplicable a las obtenidas en los segundos pases de las soldaduras a tope con junta cuadrada que se estudiaron y que son descritas en el numeral 5.1.2 con algunas pequeñas diferencias que se detallarán a continuación.

5.1.2 Soldaduras a tope con ranura

Los estudios también se enfocaron en las propiedades y microestructuras de las uniones a tope de material MIL A46100, con ranura cuadrada de 4.3mm y dos pasadas de soldadura tal como se hacen en fabricación para las diferentes posiciones. Se utilizó el proceso SMAW con electrodos de Ø3/32" en todos los casos para soldar platinas a tope en dos pasadas: una inicial y otra al respaldo. Las variables se ajustaron para aplicar soldaduras en posiciones plana (1G) y vertical ascendente (3G) cambiando el amperaje y la velocidad de recorrido, (bajos ambos en 3G) lo que resultó en dos entradas de energía (HI), una alta y otra baja, para cada electrodo tal como se muestra en la tabla 13 donde se incluyen los valores promedio de los parámetros de soldadura. Con dos pases de soldadura el análisis se complica un poco ya que existen dos ciclos térmicos de soldadura superpuestos pero en dos lugares diferentes (a lado y lado de la platina de 4.3mm), lo cual hace que los resultados sean mucho más variables. En la figura 33 se ilustra la variación de la dureza en las juntas a tope de cada uno de los dos pases (el 1 corresponde a la pasada inicial y el 2 al pase de respaldo de las uniones) aplicados con el electrodo E307 con alta energía, posición 3G, y con baja energía, posición 1G.

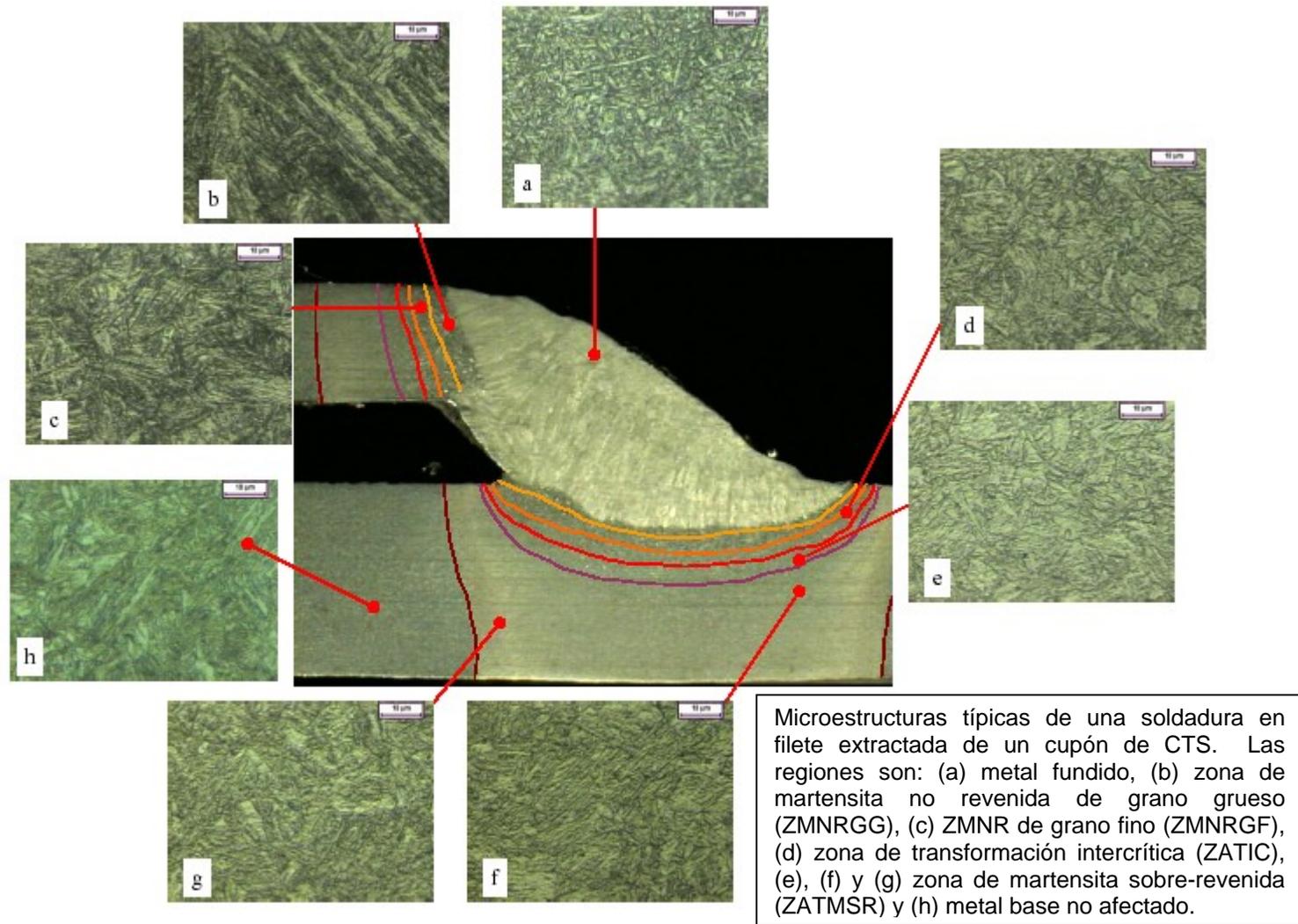


Figura 32. Microestructuras de las regiones de la ZAT de las soldaduras de acero MIL A46100.

Tabla 13. Variables de soldadura empleadas para las soldaduras a tope.

ELECTRODO POSICIÓN	PASADA	AMP. (A)	VOLT. (V)	VELOC. (MM/S)	HI (J/MM)
E680 1G	Inicial	78	25	4,04	483
	Respaldo	78	23	2,48	723
E680 3G	Inicial	53	25	1,07	1238
	Respaldo	52	23	0,89	1344
E312 1G	Inicial	91	23	3,28	642
	Respaldo	91	25	2,35	949
E312 3G	Inicial	51	21	0,98	1099
	Respaldo	52	21	0,82	1318
E307 1G	Inicial	89	19	2,35	716
	Respaldo	88	19	2,21	746
E307 3G	Inicial	65	19	0,98	1243
	Respaldo	66	20	1,2	1084
E308Mo-1G	Inicial	97	19	2,7	672
	Respaldo	95	19	2,2	825
E308Mo-3G	Inicial	63	17	1,2	914
	Respaldo	61	17	1,1	964

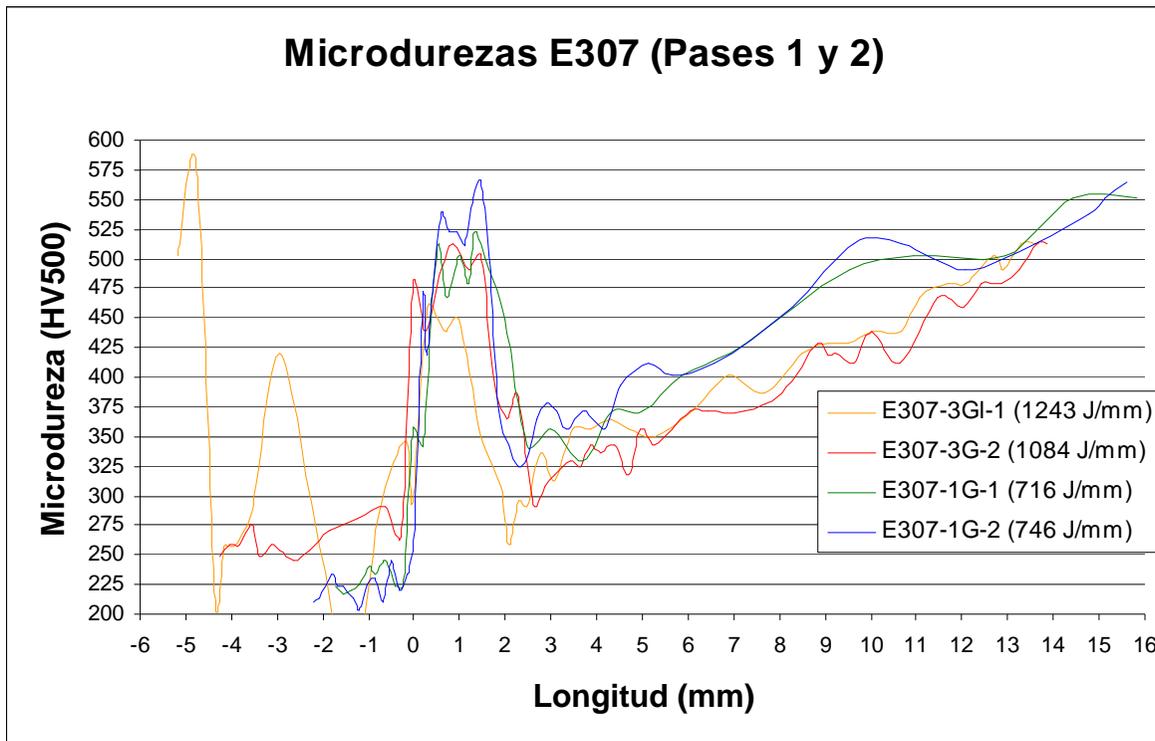


Figura 33. Dureza de la ZAT de juntas a tope de 4mm con electrodo E307 para los pases 1 y 2 en posiciones plana (baja energía) y vertical ascendente (alta energía).

Se puede notar la similitud con las curvas de las soldaduras en filete, sin embargo existen las siguientes diferencias: los valores de dureza máxima de la ZMNR son menores (480-530HV frente a los 580 alcanzados en los filetes), el ancho de la ZAT es mayor (10-13mm frente a los 6-8mm de los filetes), la dureza mínima alcanzada es un poco menor y, en general, la variabilidad de los datos es mayor sobre todo en la zona de formación de martensita no revenida que es la que está mas cerca de la fuente de energía.

En general, el pase 2 alcanza durezas mayores que las del pase 1 tanto en posición plana como vertical, lo cual también se puede verificar en las figuras 34 y 35 que corresponden a los gráficos de los electrodos E680 y E312, lo cual es debido a que la alta dureza inicial que alcanza la ZAT del pase 1 es recalentada por la energía del pase 2 produciendo un efecto de revenido que reduce el nivel de la dureza. La dispersión en los valores de dureza de la ZMNR se debe, precisamente, a la imposición del nuevo ciclo térmico del pase 2. Sin embargo, esta dispersión parece no aplicarse a la ZATMSR y a partir de las gráficas de dureza se puede concluir que, no obstante una pequeña diferencia en los anchos de las soldaduras del E307 en 3G y en 1G, la posición de soldadura no altera substancialmente la pendiente en la recuperación de dureza después de que se encuentra la dureza mínima y que el ancho de la ZAT tampoco varía para estos cambios en la energía de soldadura. Los valores de dureza del metal fundido están alrededor de 250HV y los incrementos súbitos presentados en el metal fundido del primer pase del E307-1G corresponden a islotes de metal base desprendidos e inmersos en el charco.

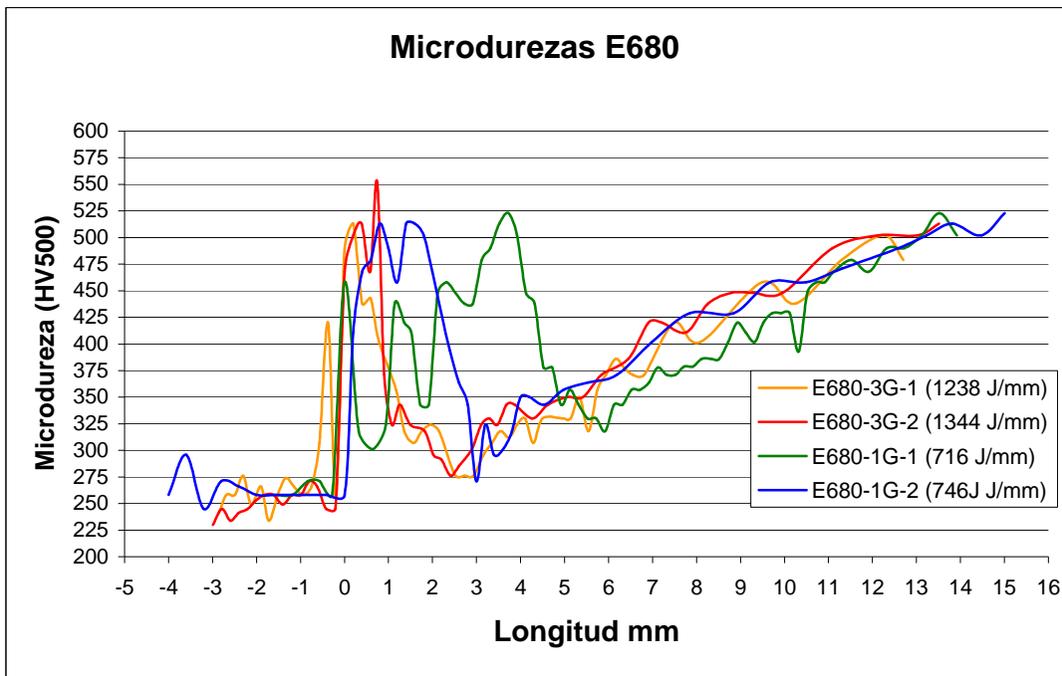


Figura 34. Dureza de la ZAT de juntas a tope de 4.3 mm con electrodo E680 para los pases 1 y 2 en posiciones plana (baja energía) y vertical ascendente (alta energía).

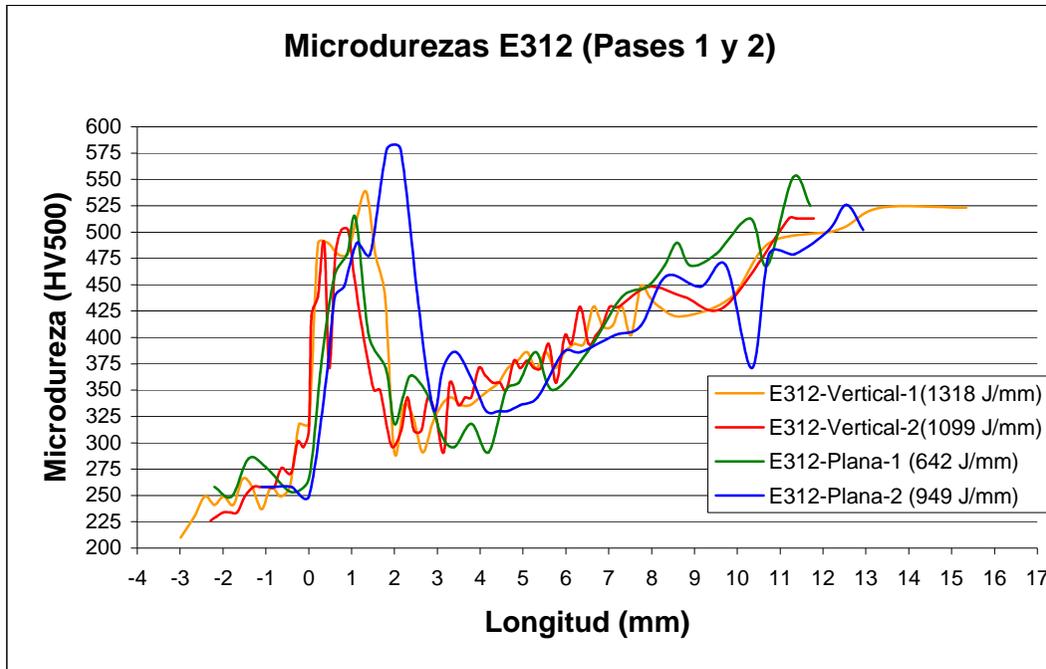


Figura 35. Dureza de la ZAT de juntas a tope de 4.3 mm con electrodo E312 para los pases 1 y 2 en posiciones plana (baja energía) y vertical ascendente (alta energía).

En las figuras 36 y 37 se grafican los perfiles de dureza de los segundos pases de las juntas a tope realizadas con cada uno de los electrodos en posiciones plana (1G) y vertical (3G), respectivamente, indicando, además, el valor correspondiente a la energía promedio por unidad de longitud de soldadura de la pasada.

Nuevamente es visible que, independiente del tipo de electrodo y de la entrada de energía o posición de soldadura, se presenta una zona dura adyacente al metal fundido que se ha denominado la zona de martensita no revenida (ZMNR), existe una reducción drástica de la dureza hasta un valor mínimo que denominada zona de transformación intercrítica (ZATIC) y que la dureza se recupera en forma casi lineal en lo que llamo la zona de martensita sobre-revenida (ZATMSR). El ancho total de la ZAT generado en las juntas a tope con electrodos E680, E307 y E312 no varía significativamente a pesar de los cambios de entrada de energía que implican las posiciones 1G y 3G y se mantiene entre 11 y 14mm. La excepción está con la soldadura aplicada con electrodo E308Mo que presentó una ZAT mayor que la de los otros electrodos y que está entre 16-17mm en posición vertical y entre 24-25 mm en posición plana. Para el primer pase de soldadura el comportamiento fue similar, tal como se observa en la figura 38, y nuevamente el electrodo E308Mo produjo las mayores ZAT y, por consiguiente, las zonas blandas de mayor extensión. No se cuenta con una explicación contundente del comportamiento del E308Mo, sin embargo se sospecha que está asociado con la eficiencia térmica del electrodo la cual no fue posible medir con los recursos actuales del laboratorio de soldadura de la Universidad Nacional.

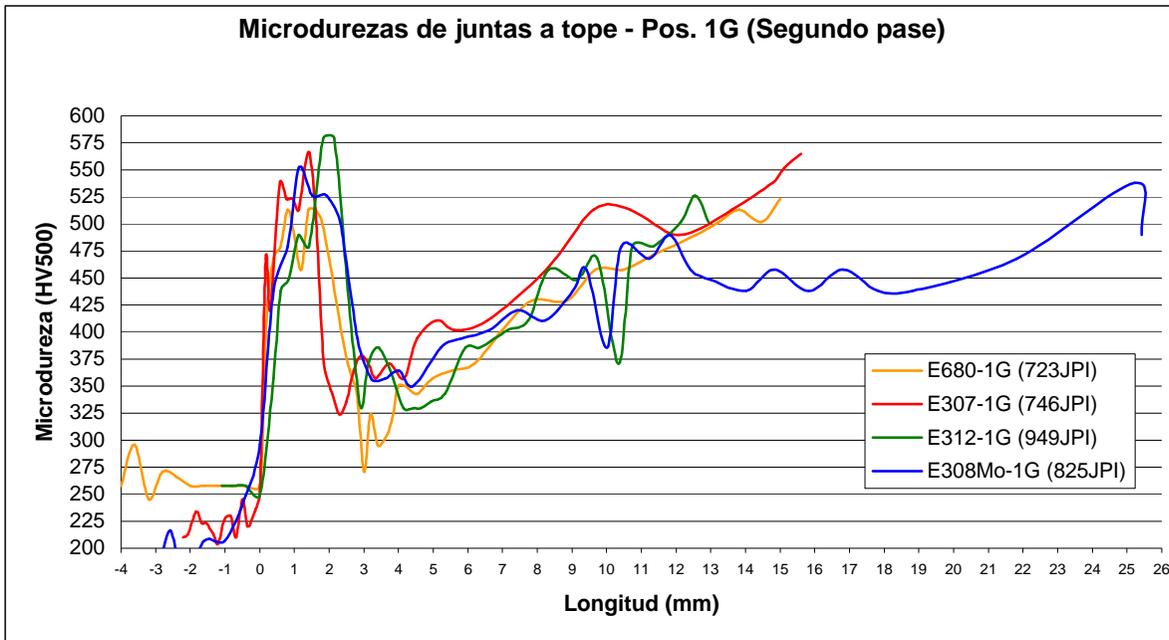


Figura 36. Perfil de dureza del segundo pase de juntas a tope de acero MIL A46100 con electrodos E680, E307, E312 y E308Mo aplicados en posición plana.

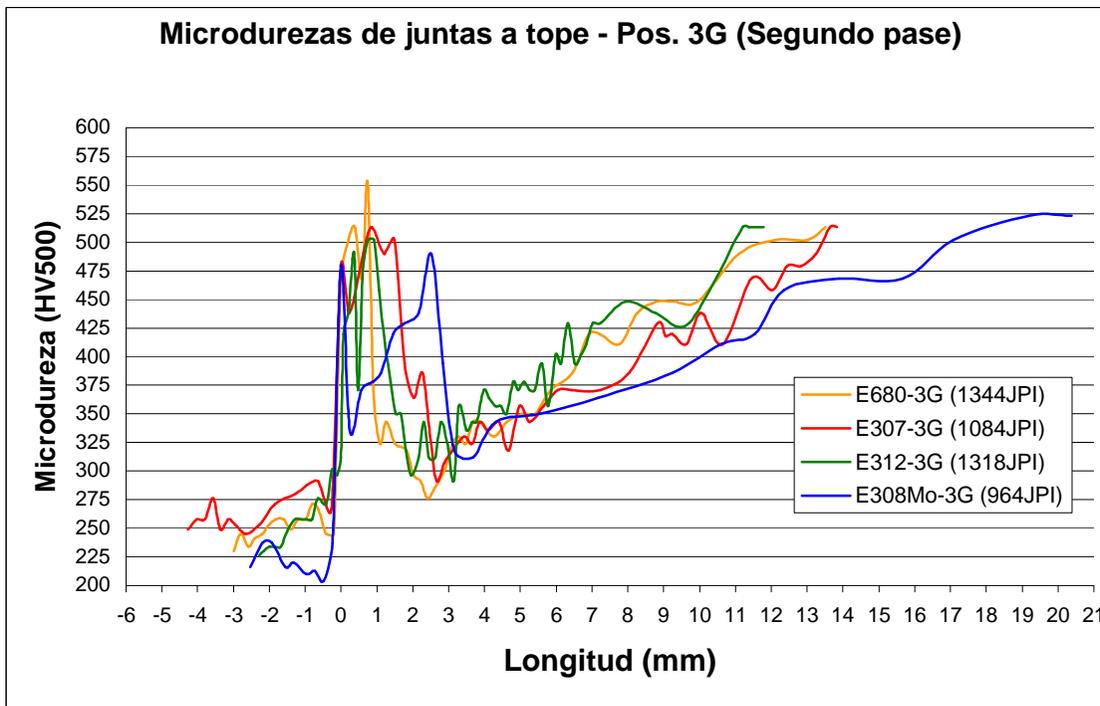


Figura 37. Perfil de dureza del segundo pase de juntas a tope de acero MIL A46100 con electrodos E680, E307, E312 y E308Mo aplicados en posición vertical.

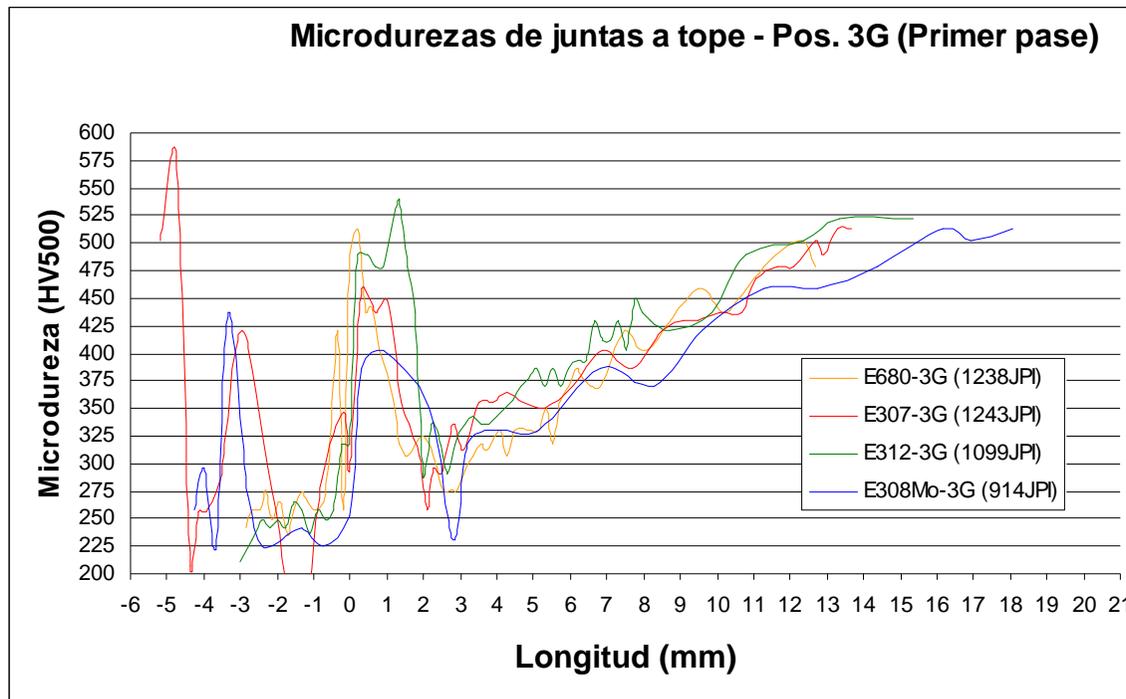


Figura 38. Perfil de dureza del primer pase de juntas a tope de acero MIL A46100 con electrodos E680, E307, E312 y E308Mo aplicados en posición vertical.

Las microestructuras que se encontraron típicamente en las zonas afectadas por el calor de las soldaduras fueron similares en todas las juntas independiente del tipo de electrodo utilizado o de la entrada de energía o posición de soldadura. En la figura 39 se pueden observar las microestructuras determinadas por microscopía óptica de luz reflejada para la junta a tope de un depósito aplicado con electrodo E307 y posición plana, exceptuando la microestructura de la ZATIC. No obstante, como ya dije, el ancho de la ZAT es mayor en soldaduras a tope que en filetes y los niveles de dureza de la ZMNRGG y ZMNRGF son menores que las obtenidas en las correspondientes regiones de soldaduras en filete tal como se puede concluir de la comparación de las figuras 33, 34, 35, 36, 37 y 38 con las figuras 30 y 31. Esto se debe a que la velocidad de enfriamiento entre 800°C y 500°C de la ZAT de una junta en filete es mayor que la velocidad que se alcanza en una junta a tope porque en las primeras convergen tres elementos estructurales en la soldadura que evacuan el calor por tres caminos diferentes mientras que en las segundas sólo se cuenta con dos rutas de evacuación de calor. Esto concentra la energía en las juntas a tope ocasionando mayores tiempos de sostenimiento a las temperaturas de transformación haciendo que la martensita que se llega a obtener se someta a un proceso de auto-revenido que disminuye su dureza y, por otro lado, aumenta el ancho total de la zona afectada por el calor.

En relación con las demás características de las diferentes regiones de la ZAT de uniones a tope y su conexión con los resultados de dureza se puede decir que se aplica la misma discusión que ya se planteó en las soldaduras en filete, numeral 5.1.1. En la figura 40 se muestra la relación que existe entre las diferentes regiones de las soldaduras a tope con

las temperaturas pico alcanzadas (distribución de temperatura) y el diagrama hierro-Fe₃C en el cual se muestra un acero con 0.3% de carbono como el acero MIL A46100. Adicionalmente, se ilustran los anchos de las regiones más duras (ZMNRGG y ZMNRGF), zona de reducción de la dureza (ZATIC o zona parcialmente transformada como se indica en el diagrama) y zona de recuperación de la dureza (ZATMSR) limitadas en el dibujo de la junta por las correspondientes líneas de isotransformación que son apreciables en una microfotografía como la ilustrada en la figura 39. Las temperaturas consideradas en el diagrama, la evolución de las microestructuras durante el calentamiento y enfriamiento de la soldadura y la microestructura final coinciden con lo discutido en el numeral 5.1.1 sobre soldaduras en filete.

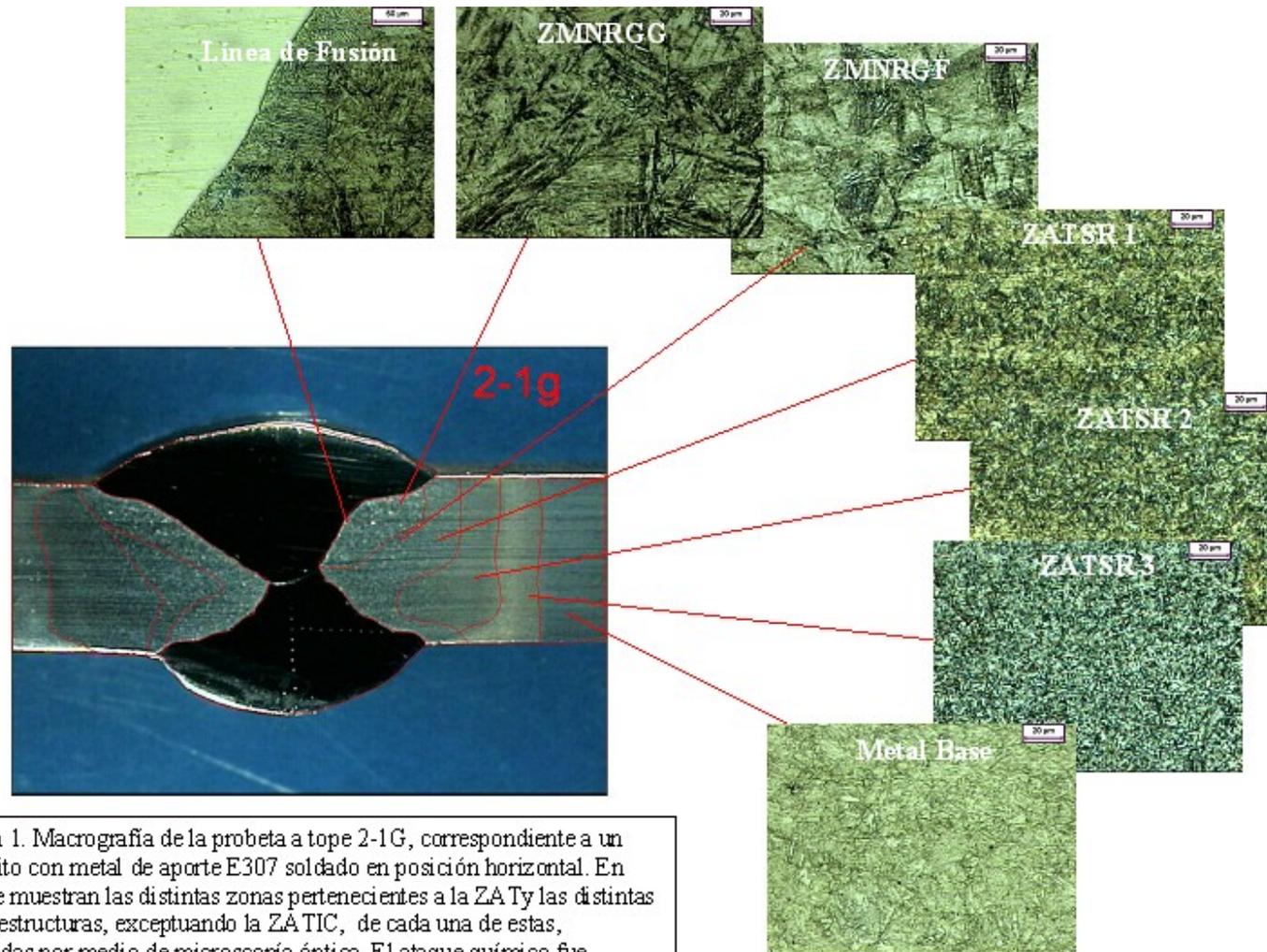


Figura 1. Macrografía de la probeta a tope 2-1G, correspondiente a un depósito con metal de aporte E307 soldado en posición horizontal. En esta se muestran las distintas zonas pertenecientes a la ZAT y las distintas microestructuras, exceptuando la ZÁTIC, de cada una de estas, obtenidas por medio de microscopía óptica. El ataque químico fue realizado con Nital al 2%.

Figura 39. Microestructuras de las diferentes regiones de la ZAT de una junta a tope en posición 1G con E307.

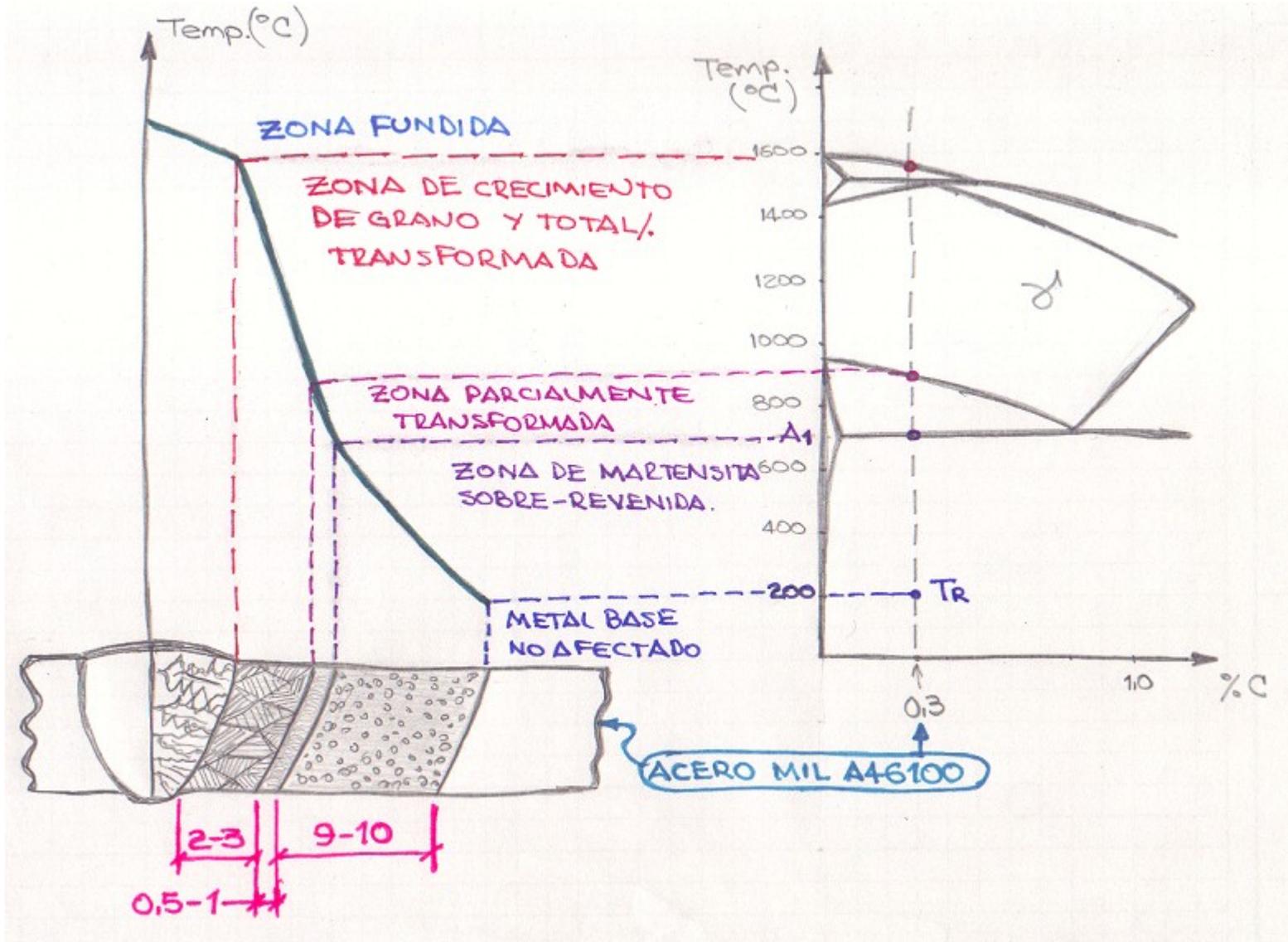


Figura 40. Relación de regiones de la soldadura, distribución de temperatura y diagrama Fe-Fe₃C de acero MIL A46100.

5.2 PROPIEDADES MECÁNICAS DE LAS JUNTAS A TOPE

La resistencia a la tracción fue determinada en juntas a tope con ranura cuadrada aplicadas con cada uno de los electrodos y en posiciones plana y vertical, tal como se establece en el diagrama de flujo de la figura 2, y la resistencia al impacto Charpy se midió extrayendo probetas con entallas ubicadas en cada una de las regiones de la soldadura: metal fundido, ZMNR, zona de menor dureza y, por supuesto, en el metal base no afectado que hace parte de los resultados incluidos en el numeral 3.1.5. En la figura 41 se ilustra la resistencia a la tracción de los diferentes cupones (cada valor resulta del promedio de dos ensayos) y se incluye el valor obtenido de los depósitos de soldadura sin dilución que se mencionaron en el numeral 3.2.3.

La mayor resistencia a la tracción se alcanzan en las juntas con electrodos de acero inoxidable dúplex E312 y E680, cuyos depósitos tienen contenidos de ferrita del orden del 15%, con valores mínimos de 760MPa para el E312 y de 680MPa para el E680. En un valor bastante similar se encuentra el E307 y la menor resistencia se obtuvo con el electrodo E308Mo con un valor mínimo cercano a los 500MPa.

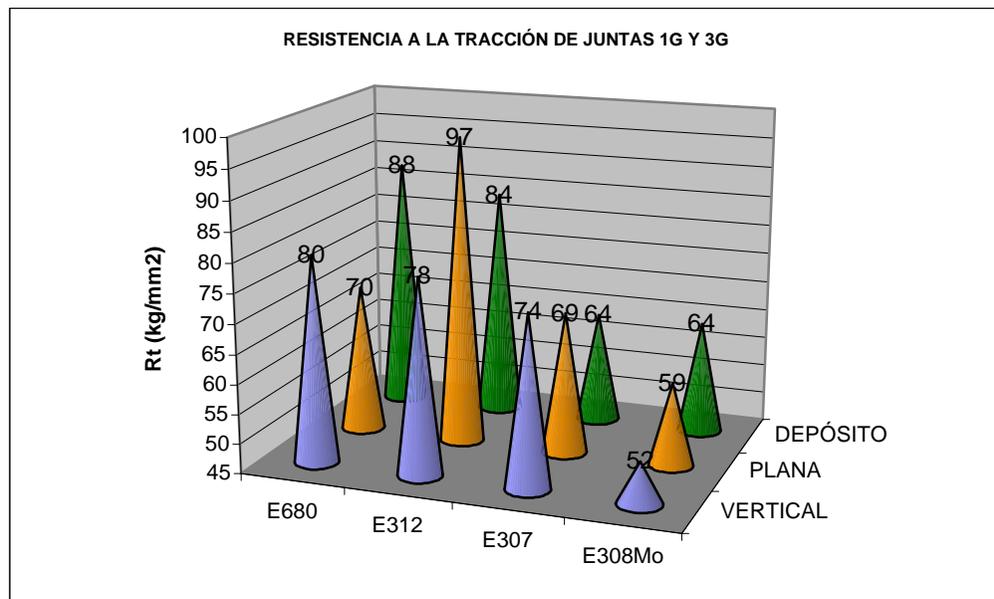


Figura 41. Resistencia a la tracción de probetas a tope con distintos electrodos en varias posiciones de soldadura y de la resistencia de los depósitos sin dilución.

En la figura 42 se muestran los valores de impacto de las diferentes regiones de la soldadura (cada valor resulta del promedio de cinco ensayos) obtenidas con todos los electrodos en posición vertical y plana; debido al espesor tan pequeño de las platinas (4.3mm) del acero MIL A46100 disponibles, se tuvieron que mecanizar probetas de impacto con tamaños inferiores a la norma, las cuales tenían 10mmx3.5mm.

Los valores de la resistencia al impacto en el metal fundido (zona de fusión en la figura), son similares para los depósitos de aceros inoxidable (entre 11 y 14 J @ -40°C) con una pequeña ventaja de las juntas producidas con E307 (16-19 J @ -40°C). En las demás regiones se encontró mucha variabilidad en los resultados como para poder extraer apreciaciones concluyentes respecto a la incidencia ya sea del electrodo o de la posición de soldadura en esta propiedad. De todas formas si se nota una tendencia a obtener mayores absorciones de energía en la ZMSR debido, posiblemente, al efecto del sobre-revenido de la martensita original. La variabilidad en los datos se debe fundamentalmente a la complejidad y diversidad tanto de regiones microestructurales (ZMNR, ZATIC y distintas subzonas de la ZATSR) como de constituyentes (martensita, austenita retenida, cementita, ferrita) existentes en la ZAT como consecuencia de dos ciclos térmicos de soldadura. Esto dificulta no solo la caracterización de las microestructuras sino también la interpretación de los resultados de impacto y la conexión entre ambas. Tampoco fue posible establecer, al igual que con los resultados de tracción, una relación clara entre la posición de soldadura (plana o vertical) con los valores de impacto de las diferentes regiones pero su efecto en este caso y con los datos obtenidos no es significativo.

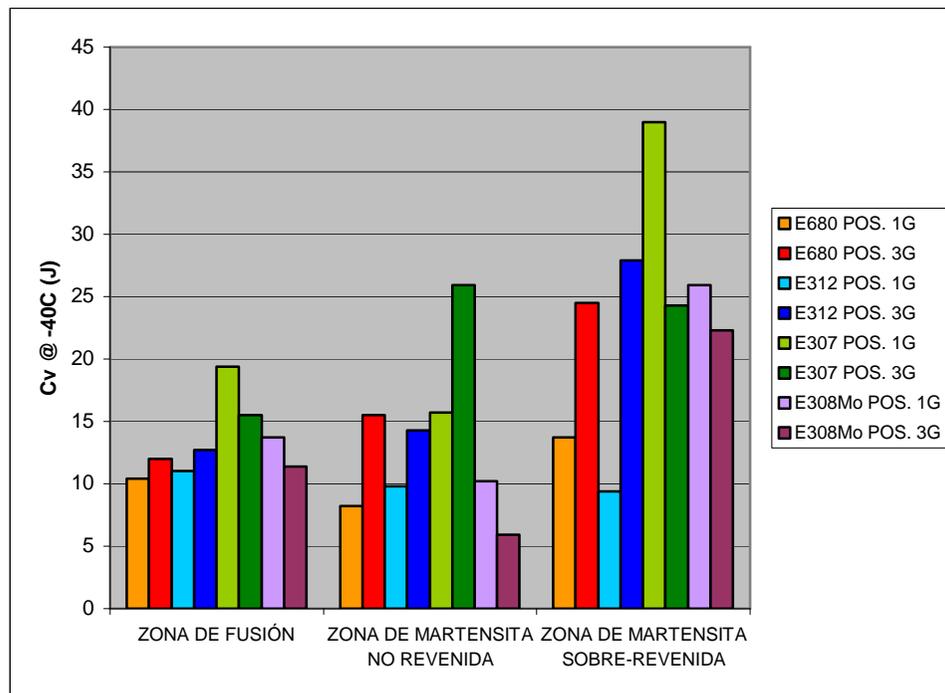


Figura 42. Resultados de impacto Charpy en las diferentes regiones de la soldadura aplicados con todos los electrodos en posiciones plana y vertical.

5.3 CARACTERÍSTICAS DEL METAL FUNDIDO

Aparte de los contenidos de ferrita delta y de su forma vermicular y en lazos encontrados en los depósitos de soldadura aplicados con los cuatro electrodos estudiados, se encontró (después de un ataque electrolítico con 60 ml HNO_3 + 40 ml H_2O destilada y un tiempo de exposición entre 65 y 70 segundos) que a diferencia de la continuidad de los límites de grano que se presenta normalmente en un crecimiento epitaxial donde los granos de solidificación crecen y se extienden continuamente a partir de los granos del metal base de manera perpendicular a la línea de fusión, tal continuidad no existe en las soldaduras del acero MIL A46100 con la mayoría de los electrodos de acero inoxidable y se produce un límite de grano en el metal fundido que es paralelo a la línea de fusión. Estos límites de solidificación se ilustran en las microfotografías de las figuras 43, 44, 45 y 46 para los metales fundidos obtenidos con electrodos E680, E312, E307 y E308Mo, respectivamente y se puede ver el paralelismo que tienen con la línea de fusión. En el metal fundido que no se ve lo anterior de una manera tan clara es en el depósito del electrodo E308Mo ilustrado en la figura 46.

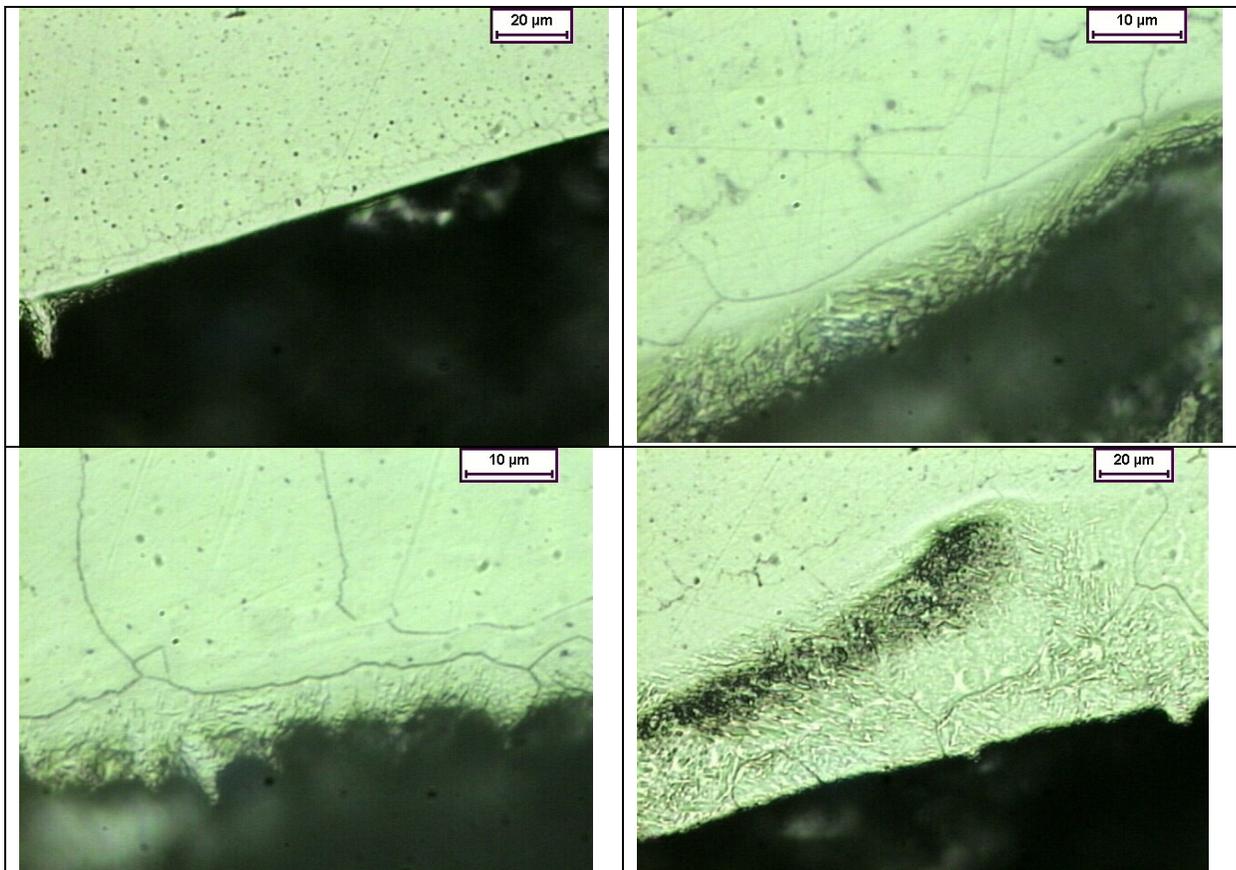


Figura 43. Límites de grano Tipo II en depósitos de E680 sobre acero MIL A46100.

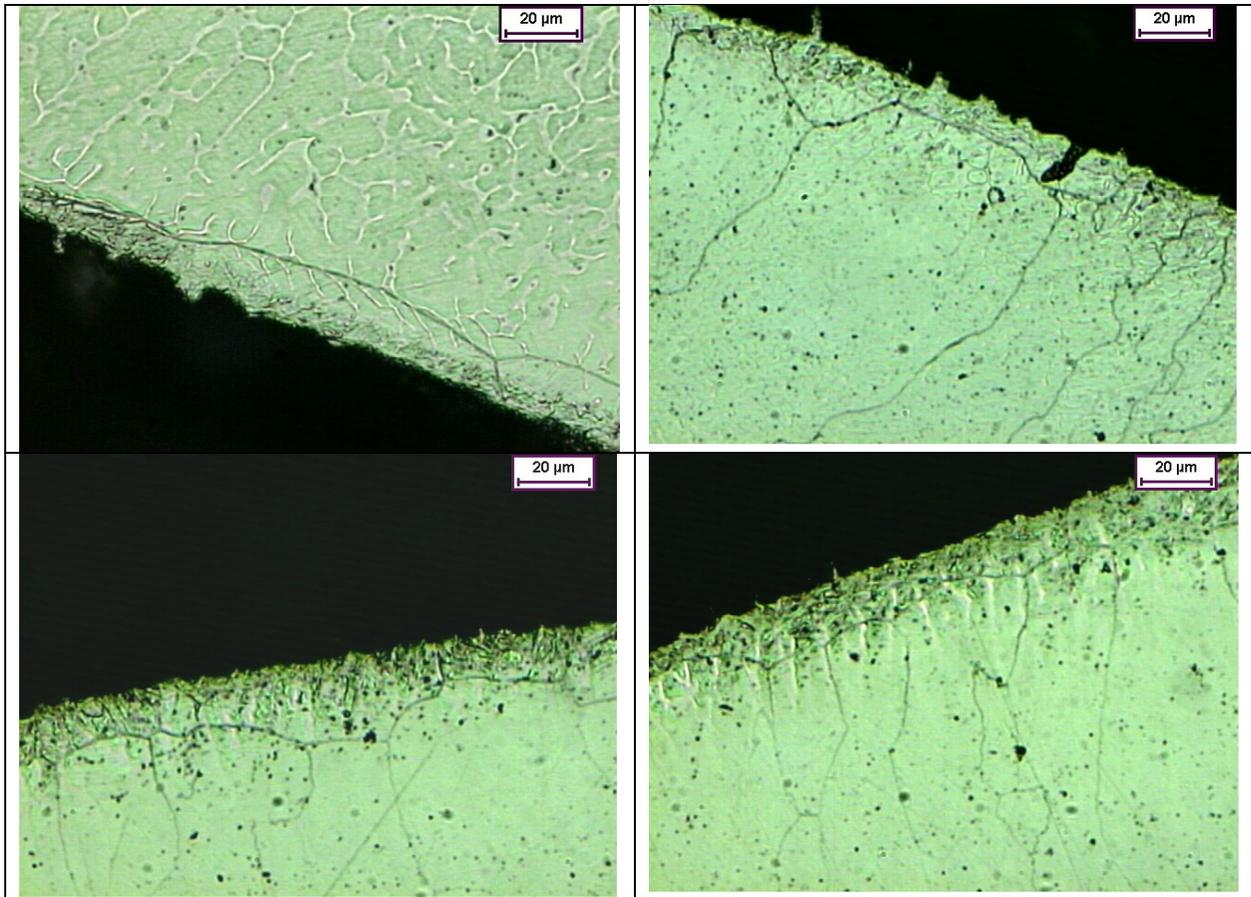


Figura 44. Límites de grano Tipo II en depósitos de E312 sobre acero MIL A46100.

A partir de las figuras 43 y 44 para los aceros inoxidable dúplex, se observan que los límites de grano se ubican entre 10 y 40 µm desde la línea de fusión de la soldadura y que se presenta una microestructura martensítica en esta región con una dureza que pasa de los 460-490 HV hasta los 250 HV del metal fundido. Esta microestructura martensítica en las inmediaciones de la línea de fusión es un indicativo de una heterogeneidad en la composición química del metal fundido. Los límites de grano de solidificación recorren distancias largas sin conectarse con el metal base y convergen en vértices a partir de los cuales crecen otros límites de grano hacia el centro de los cordones con una orientación perpendicular a la línea de fusión. Este detalle también se puede observar en la figura 45 para la soldadura con electrodo E307 con la diferencia de que la zona con microestructura martensítica apenas alcanza a notarse en una franja muy estrecha adyacente al metal base obscurecido por el ataque químico. Se intentó con diversos métodos de ataque diferentes y con varios reactivos pero no se logró la detección clara de los contornos de grano en los depósitos de E308Mo aunque, como se puede apreciar en la fotografía de la figura 46, se observan algunos límites con orientación paralela al límite de fusión y hay por lo menos dos puntos de convergencia donde surgen límites de grano que viajan al interior del metal fundido perpendicularmente a la zona de fusión, lo cual se puede considerar como una evidencia de que en esta aleación también se presenta este fenómeno.

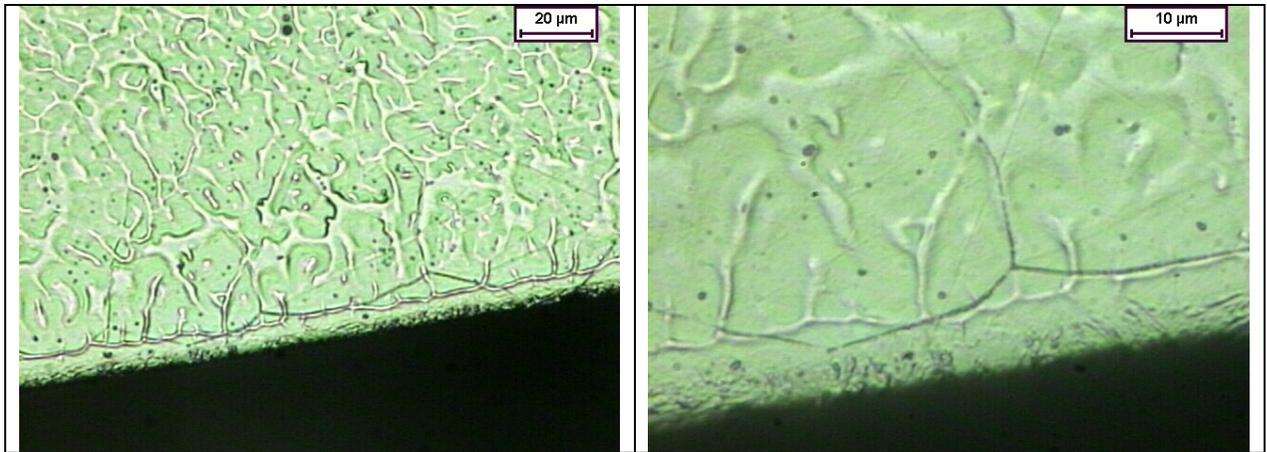


Figura 45. Límites de grano Tipo II en depósitos de E307 sobre acero MIL A46100.

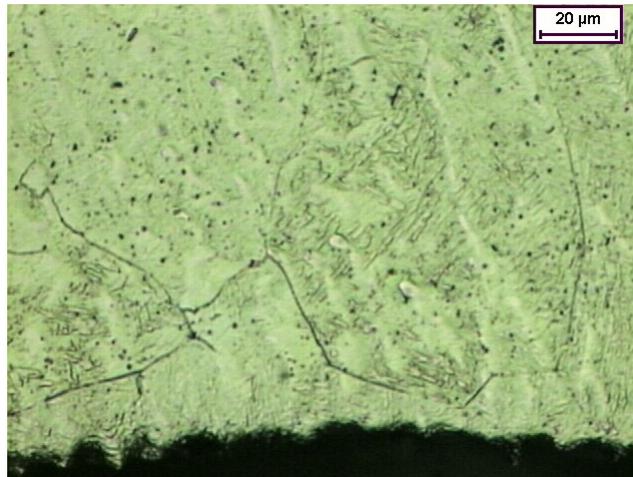


Figura 46. Evidencias de la existencia de límites de grano Tipo II en depósitos de E308Mo donde se ven puntos de convergencia de límites de grano..

Estos límites de grano paralelos a la línea de fusión recién se empiezan a investigar en las soldaduras disimilares como en nuestro caso que estamos soldando un acero ferrítico transformable con materiales de aporte inoxidables con marcadas diferencias en la composición química. Quienes más han investigado este fenómeno son sin duda Nelson, Lippold y Mills [46, 47] quienes han realizado investigaciones básicas tendientes a explicar la formación de, como ellos los llaman, límites de grano Tipo II. Los LG Tipo I corresponden a aquellos que se forman en soldaduras similares y que terminan en un crecimiento epitaxial de los granos del metal fundido a partir de los granos del metal base con idéntica dirección cristalina. Si se observa la figura 40 puede verse que el acero MIL A46100 en la zona adyacente a la línea de fusión alcanza temperaturas superiores a la peritética (1495°C) y llega hasta la temperatura de fusión (aproximadamente 1510°C) donde transforma en estado sólido a ferrita delta que tiene una fase cristalina cúbica de

cuerpo centrado (BCC). Con depósitos de soldadura ferríticos como los del E11018M no existe ningún problema ya que también su solidificación se da como ferrita delta BCC y se puede dar la epitaxialidad. Sin embargo, los depósitos inoxidables comienzan a solidificar como austenita que tiene una estructura cristalina cúbica de cara centrada (FCC) la cual no ajusta con la BCC y además si se tiene en cuenta el cambio drástico en la composición química entre el metal base (MIL A46100) y el metal fundido (acero inoxidable que varía según el electrodo), es de esperar que la solidificación no sea epitaxial. Nelson, Lippold y Mills explican que las diferencias entre el metal base y el metal fundido en su fase cristalina, su composición química y su parámetro de red, hacen que la nucleación de la fase sólida sea heterogénea (como en una fundición), sin relaciones de orientación entre los granos del metal base y del fundido y, posteriormente, durante el enfriamiento se presentan transformaciones de estado sólido, difusión de elementos de aleación y movilidad de los granos y subgranos de solidificación que dan lugar a la formación de los contornos de grano tipo II.

Los límites de grano Tipo II y las microestructuras duras que se forman en el metal fundido adyacente a la línea de fusión de soldaduras disímiles pueden estar relacionados con fenómenos de agrietamiento y fallas de elementos soldados, lo cual ha sido un problema persistente [47]. La microestructura martensítica en esta región es un indicativo de que la composición química del metal fundido no es homogénea y para comprobarlo se midieron los porcentajes de Fe, Cr y Ni mediante EDS en el SEM (figura 47) a diferentes distancias de la línea de fusión para ver su evolución y calcular la dilución localizada. Los resultados de los porcentajes de estos elementos en función de su distancia a la línea de fusión se presentan en las figuras 48 y 49 respectivamente para los electrodos dúplex E312, que dio muy similar a la del E680, y del austenítico E307, que dio muy parecida a la del E308Mo.

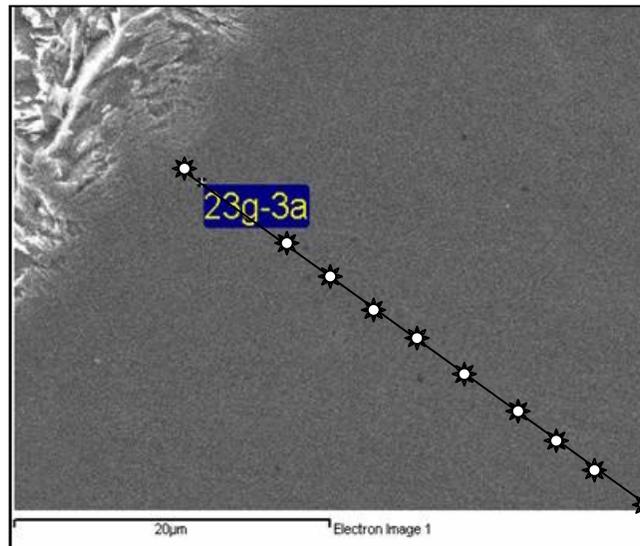


Figura 47. Imagen de SEM con los puntos donde se tomaron los contenidos de Fe, Cr y Ni a partir de la zona de fusión. Probeta de electrodo E307 posición 3G.

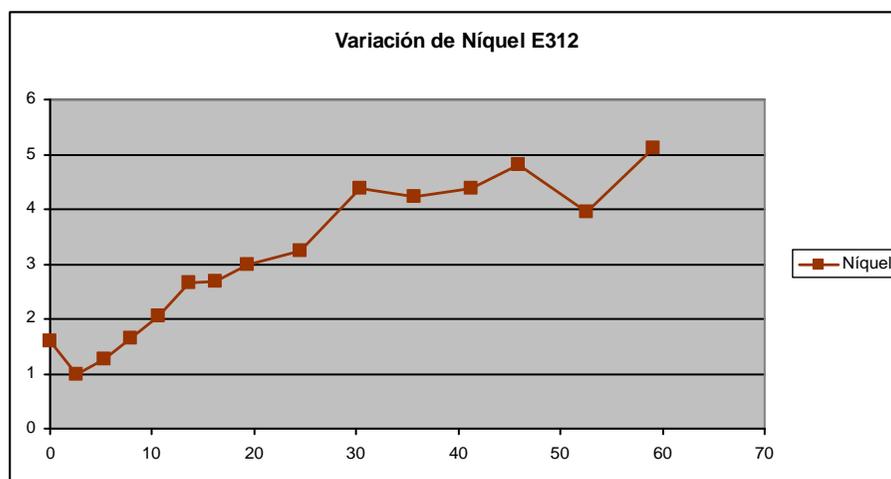
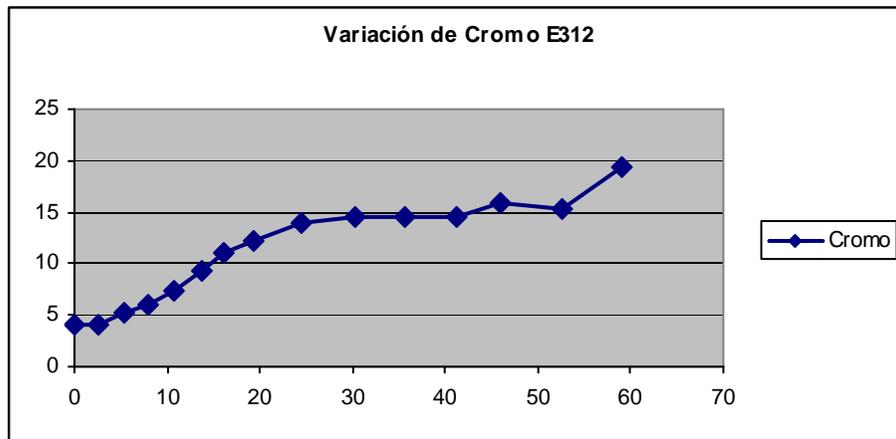
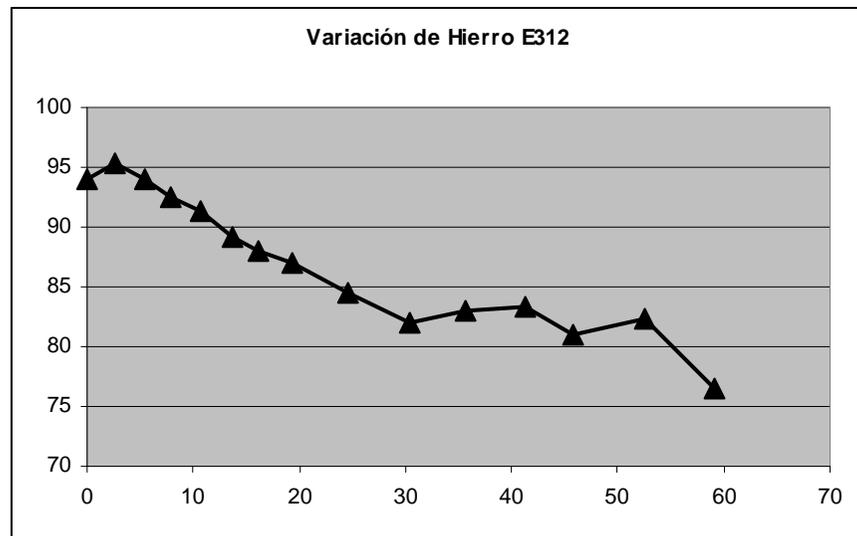


Figura 48. Porcentaje de estos Fe, Cr y Ni Vs. Distancia a la línea de fusión E312.

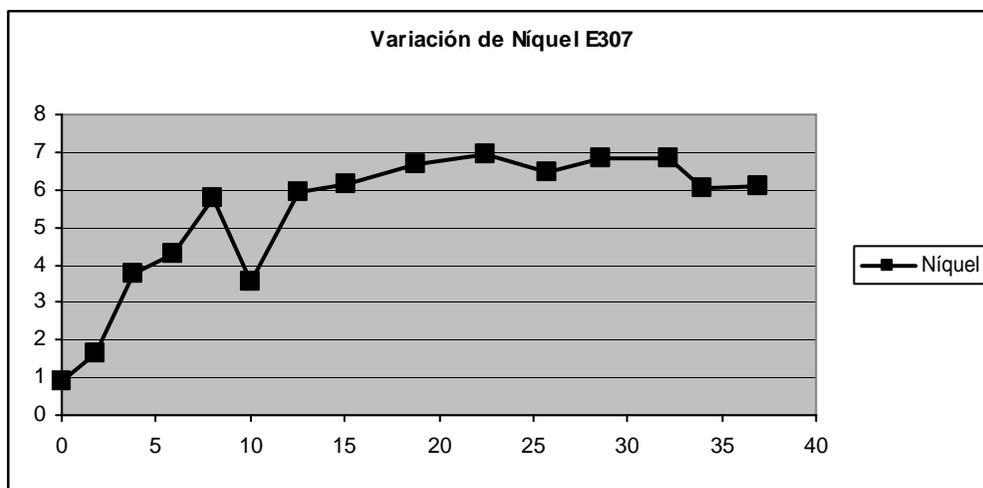
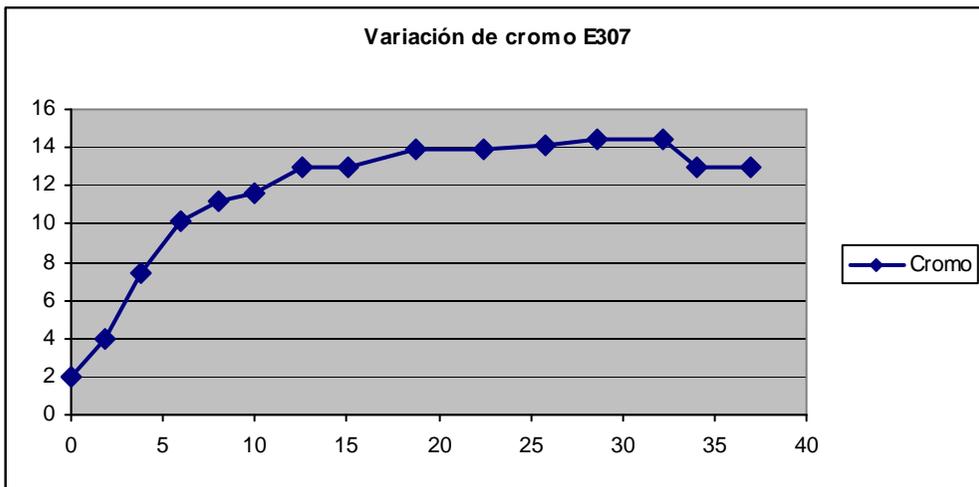
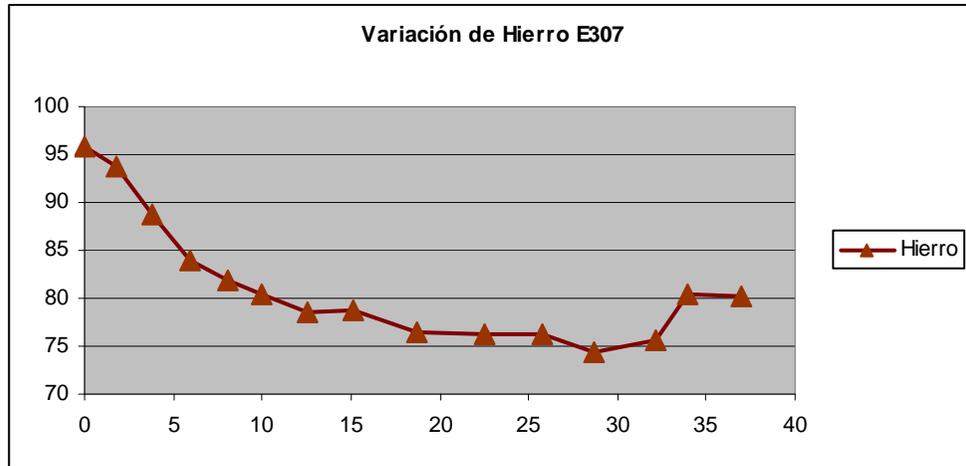


Figura 49. Porcentaje de estos Fe, Cr y Ni Vs. Distancia a la línea de fusión E307.

La evolución de los elementos da una curva parecida en todos los electrodos con una pendiente brusca que delimita una zona de transición de composición química y luego una estabilización del nivel de contenido del elemento cuando se está en el interior del metal fundido. Los electrodos dúplex E680 y E312 exhibieron comportamientos similares y para cada elemento medido se obtuvo que la zona de transición está aproximadamente entre 30 y 40 μm , a partir de los cuales la composición se estabiliza. Para los electrodos austeníticos E307 y E308Mo, la zona de transición de composición química es menor y está entre 15 y 25 μm , lo cual puede ser debido a que son electrodos con menores cantidades de elementos de aleación, particularmente cromo.

Con las cantidades de Cr, Ni y Fe en puntos del metal fundido cercanos a la línea de fusión, las cantidades de estos elementos en el metal de soldadura sin dilución (Tabla 11) y la fórmula de dilución (Figura 22), se puede calcular la dilución localizada a diferentes distancias de la zona de fusión. Estos cálculos se grafican en las figuras 50 y 51.

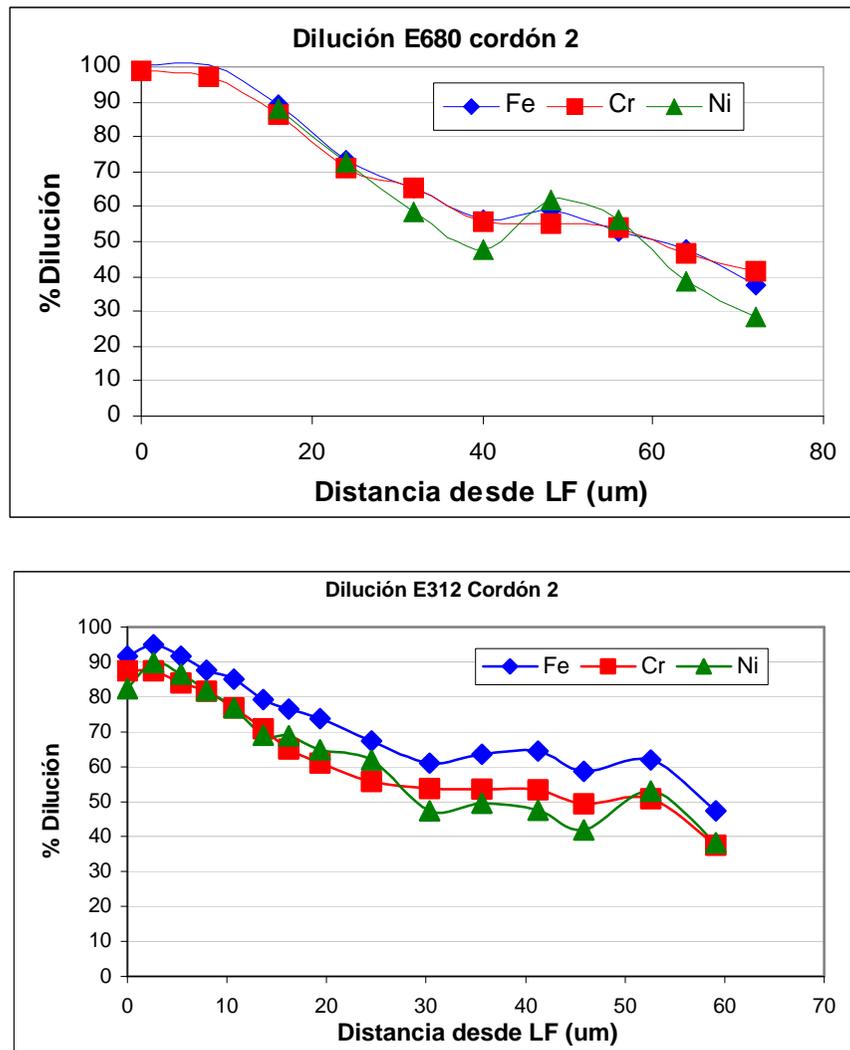


Figura 50. Porcentaje de dilución Vs. Distancia a la línea de fusión E680 y E312.

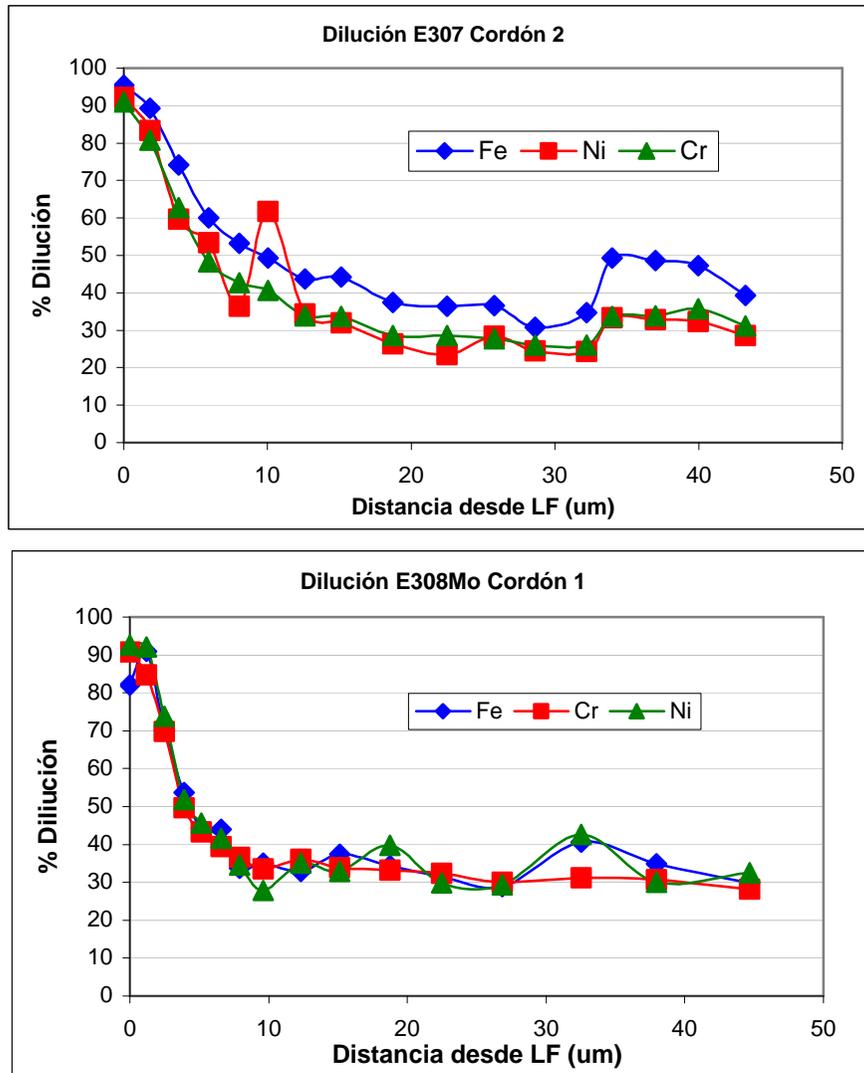


Figura 51. Porcentaje de dilución Vs. Distancia a la línea de fusión E307 y E308Mo.

Los valores de dilución son muy altos, 80 o 90%, en las cercanías a la línea de fusión haciendo que se formen estas microestructuras martensíticas duras debido a la aleación del metal con cromo y níquel del material de aporte y con carbono del material base. A una distancia de aproximadamente 20 μm para los electrodos E307 y E308Mo la dilución se estabiliza y llega a un valor cercano al 30% que coincide con la dilución macro calculada en secciones transversales de los cordones y por graficar las composiciones químicas macro en la representación de Schaeffler de la figura 27. Para los electrodos dúplex E680 y E312 la dilución se estabiliza a una distancia aproximada de 40 a 60 μm en un valor cercano al 40% que está bastante cercano a los valores de dilución macro calculados con base en las áreas de la sección transversal de las soldaduras y al calculado después de graficar la composición química del metal fundido en la representación de Schaeffler (figura 27). Existe una dilución localizada mayor que la dilución macro.

5.4 SUSCEPTIBILIDAD AL AGRIETAMIENTO

Después de realizados todos los ensayos CTS para determinar la susceptibilidad al agrietamiento inducido por hidrógeno (HIC) de las soldaduras obtenidas, sin precalentamiento, con cada material de aporte aplicado bajo dos condiciones de entrada de calor, la cual fue cambiada a través del amperaje del arco y la velocidad, en ninguna de las juntas se encontraron grietas para las condiciones de soldadura establecidas en el espesor del metal base MIL A46100 de 4.3 mm.

En la siguiente etapa se probaron los electrodos con juntas de alta restricción, conocidas como platinas en H, la cual es una prueba muy rigurosa para establecer la susceptibilidad al agrietamiento tanto en caliente como por HIC y que corresponde a una de las etapas finales del proyecto, antes de las pruebas balísticas, que se muestran en el diagrama de flujo de la figura 2. En la figura 4(a) se muestran las dimensiones de las probetas H que sirven para determinar la susceptibilidad al agrietamiento con alta restricción y que, en caso de que no se agriete, es sometida a impactos balísticos. Los resultados de estas pruebas H indicaron que las juntas producidas con electrodos E307 y E308Mo se agrietaron por el centro del cordón de soldadura (lo cual es un indicativo del agrietamiento en caliente y las juntas realizadas con electrodos E680 y E312 no presentaron grietas durante las pruebas H las cuales fueron inspeccionadas visualmente, con líquidos penetrantes y con radiografía industrial. Los cupones H de estos últimos electrodos fueron sometidos a ensayos balísticos.

Cómo ya se había expresado en el numeral 4.2.3, los metales fundidos obtenidos con los electrodos E307 y E308Mo una vez diluidos con el metal base hasta en porcentajes del 30% (valor típico en el pase de raíz de una junta a tope con ranura cuadrada) tienen una composición química que, una vez calculados los valores de cromo y níquel equivalente, se pueden situar en una representación de Schaeffler para constatar que caen en una zona con riesgos de agrietamiento en caliente ocasionada fundamentalmente por un modo de solidificación austenita-ferrita (solidifica primero la austenita), lo cual permite que las impurezas como azufre y fósforo que son casi insolubles en la austenita pasen al metal líquido y formen eutécticos de bajo punto de fusión y alta mojabilidad produciendo el agrietamiento a altas temperaturas. Esto es lo que puede haber ocurrido para explicar la falla de los electrodos E307 y E308Mo en soldar satisfactoriamente el acero MIL A46100. Su recomendación por parte de varios documentos puede, y debe, estar ligada al empleo de técnicas de fabricación especiales que produzcan juntas de muy baja dilución para evitar las grietas en caliente.

5.5 COMPORTAMIENTO BALÍSTICO

Todos los aspectos técnicos tratados en los numerales 5.1 y 5.2 están íntimamente relacionados con el comportamiento balístico de las uniones soldadas. Tal como era de esperarse a partir de estos resultados las uniones soldadas aplicadas sobre material MIL A46100 no alcanzan el límite balístico del mismo y no tienen la capacidad de pasar una prueba balística como las que se practicaron en las platinas H soldadas con electrodos E680 y E312 que se muestran en las figuras 52, 53 y 54 después de los impactos.



Figura 52. Placas H soldadas con electrodo E680 (izquierda) y E312 (derecha).



Figura 53. Impactos de proyectil en el cupón H de E680, todos pasantes con excepción del que golpeó el metal base no afectado térmicamente.



Figura 54. Impactos de proyectil en el cupón H de E312.

Lo anterior se explica a partir de que la resistencia a la penetración de los proyectiles está relacionada con la microestructura del material y su dureza. Debido a que los materiales de aporte recomendables para la unión de acero de blindaje MIL A46100 sin problemas de agrietamiento, que es el factor crítico, producen metales fundidos con unas durezas tan bajas (250-300HV) y a que los ciclos térmicos de la soldadura someten al material en la ZAT a calentamientos localizados que inducen transformaciones microestructurales en el rango intercrítico (ZATIC) y de sobre-revenido (ZATSR) de la martensita que reducen la dureza inicial del material hasta valores tan bajos como 300HV y en unas extensiones considerables en comparación con el diámetro del proyectil para el cual está proyectado el blindaje ($\varnothing 7.62\text{mm}$), es razonable pensar que la soldadura y la ZAT de la misma no logre tener el mismo desempeño balístico del material base en estado de entrega. Lo anterior implica un cambio de concepción sobre lo que se espera de una soldadura ante los impactos balísticos ya que son zonas que presentan una vulnerabilidad, independiente de que se suelde con E680 o con otro tipo de electrodo. De hecho si se revisa la literatura técnica, se encuentran afirmaciones como la siguiente: *“Ballistic welds are not expected to provide any substantial penetration resistance, but to resist plate separation they must exhibit good shock resistance”*, tomado de *Ballistic qualification of armor steel weldments* [16]. Y ninguna de las soldaduras se agrietó permitiendo la separación de las platinas.

Esta debilidad inherente al efecto del ciclo térmico y del material de aporte adecuado para soldar acero MIL A46100 en las propiedades del metal fundido y en la degradación de las características de la ZAT hay que aceptarla y reevaluar el modo de pensamiento y de expectativas acerca de las soldaduras balísticas: la ciencia nos ayuda a repensar la realidad y su comprensión nos dice qué podemos esperar de los proyectos más allá de nuestros deseos. Ahora bien, esta debilidad también se puede atacar en diferentes campos para reducir la vulnerabilidad emprendiendo, por ejemplo, la investigación de cómo se puede reducir el ancho de la ZAT hasta valores cercanos al diámetro del proyectil. Esta es una muestra de que la investigación es siempre un punto de partida que soluciona una pregunta pero abre innumerables dudas para estudiarlas, nunca es un estado final en el que todo queda totalmente definido. De tal manera, para terminar este numeral, que los resultados de las pruebas balísticas estuvieron dentro de lo esperado.

6. CONCLUSIONES

A continuación se presentan las principales conclusiones del proyecto de investigación asociado con la soldabilidad del material MIL A46100 y con la selección de los electrodos de acero inoxidable austeníticos y dúplex óptimos para su unión mediante soldadura. Estas conclusiones se segregaron en los siguientes grupos: zona afectada térmicamente y metal fundido, propiedades mecánicas, susceptibilidad al agrietamiento, comportamiento balístico, aspectos económicos y selección de los electrodos.

Es importante anotar que el primer objetivo específico del proyecto asociado con la caracterización microestructural, de composición química y de propiedades mecánicas del acero MIL A46100 se encuentra cumplido y toda la información se presenta en el numeral 3.1. De igual manera los objetivos 2 y 4 tendientes, respectivamente, a la selección técnica de los cuatro electrodos de acero inoxidable dúplex o austeníticos para soldar el acero MIL A46100 y a su caracterización se cumplieron: la información de selección se encuentra en el numeral 4.2.3 y la de caracterización en el numeral 3.2. Dicha caracterización del MIL A46100 y la selección y caracterización de los materiales de aporte se constituyen en el punto de partida de toda la investigación y era un paso absolutamente necesario debido a la falta de información disponible sobre el metal base y a la hermeticidad del sector militar a nivel internacional. Respecto al objetivo 3, aunque se realizaron los ensayos de caracterización de los núcleos y los revestimientos no consideré relevante ni pertinente la información obtenida de estos ensayos y por tal motivo no la incluí en este documento.

6.1 ZONA AFECTADA TÉRMICAMENTE Y METAL FUNDIDO

- Independiente del tipo de electrodo, posición de soldadura o tipo de junta la zona afectada por el calor presentó las siguientes regiones: (1) una zona con un ancho de hasta 2 mm de martensita no revenida (ZMNR) de alta dureza (superior a los 500HV) que pasa de tener un grano grueso (ZMNRGG) en las proximidades del metal fundido a un grano fino (ZMNRGF); (2) una zona de aproximadamente 0.5mm con una microestructura mixta (martensita no revenida, ferrita, cementita) donde la dureza cae súbitamente hasta valores cercanos a los 300HV por someterse a temperaturas dentro del rango intercrítico (ZATIC); (3) una zona con un ancho de 9 a 11mm en soldaduras a tope con una microestructura mixta de diversos constituyentes producto de la descomposición de la martensita revenida inicialmente y sobre-revenida por los ciclos térmicos de la soldadura, lo cual produce una recuperación lineal de la dureza (ZATMSR) desde los 300HV hasta la del material en estado de entrega (500HV).
- El ancho total de la ZAT, considerado hasta recuperar la dureza mínima del material indicada en la norma MIL A46100, para soldaduras a tope es del orden de 11 a 14mm independiente de la entrada de energía, sin embargo con el electrodo E308Mo se tuvieron anchos que van desde 16-17mm en posición vertical hasta 24-25mm en posición plana.

- El ancho total de la ZAT para soldaduras en filete (uniones en T) varía entre los 6 y los 8 mm independiente del tipo de electrodo utilizado y de la entrada de energía en los valores estudiados.
- En la soldadura de acero MIL A46100 con los aceros inoxidable estudiados no se presenta un crecimiento epitaxial debido a las diferencias en la fase cristalina a las temperaturas de solidificación (BCC para el metal base y FCC para el metal fundido), y a las diferencias en composición química. Se forman, entonces, en el metal de soldadura unos límites de grano de orientación paralela a la línea de fusión conocidos como límites de grano de solidificación Tipo II, para diferenciarlos de los LG Tipo I asociados con la epitaxialidad en soldaduras similares.
- Hay un gradiente de composición química adyacente a la zona de fusión que implica porcentajes de dilución localizados, produciendo microestructuras martensíticas en el metal de soldadura en una franja estrecha de 10 a 40 μm dependiendo del electrodo.

6.2 PROPIEDADES MECÁNICAS

- La mayor resistencia a la tracción corresponde con las juntas hechas con los electrodos dúplex E312 y E680 con valores mínimos de 760MPa para el E312 y de 680MPa para el E680; en un valor muy similar se encuentra el electrodo austenítico E307 y la menor resistencia se obtuvo con el electrodo E308Mo con un valor mínimo cercano a los 500MPa.
- Los valores de la resistencia al impacto en el metal fundido, son similares para los depósitos de aceros inoxidable (entre 11 y 14 J @ -40°C) con una pequeña ventaja de las juntas producidas con E307 (16-19 J @ -40°C).
- En las regiones de la ZAT lo más importante que se puede apreciar de las pruebas de resistencia al impacto es que la zona que mejor se comportó fue la zona blanda (ZATMSR) que presentó valores de impacto superiores a los de la zona martensítica (ZMNR).
- En las regiones de la ZAT de soldaduras a tope se encontró mucha variabilidad en los resultados de impacto que dificultan la interpretación sobre la incidencia que tienen ya sea el electrodo o la posición de soldadura. Esta variabilidad en los datos se debe fundamentalmente a la complejidad y diversidad tanto de regiones microestructurales (ZMNR, ZATIC y las distintas subzonas de la ZATSR) como de constituyentes (martensita, austenita retenida, cementita, ferrita) existentes en la ZAT como consecuencia de dos ciclos térmicos de soldadura.
- No existe una diferencia significativa entre los resultados de impacto Charpy en las diferentes regiones de la ZAT con las entradas de energía estudiadas.

6.3 SUSCEPTIBILIDAD AL AGRIETAMIENTO

- Las pruebas de severidad térmica controlada (CTS) realizadas a cada uno de los electrodos investigados y aplicados bajo dos condiciones de amperaje diferentes sobre material MIL A46100 de 4.3mm de espesor, sin precalentamiento, no mostraron grietas que indiquen una susceptibilidad, bajo estas condiciones, al agrietamiento inducido por hidrógeno a pesar de que el método del Código AWS D1.1 indica que la temperatura de precalentamiento debería ser de 71°C para las condiciones descritas.

- Las pruebas en cupones H presentan mayores niveles de restricción que los obtenidos en pruebas CTS y es una prueba más rigurosa que puede simular mejor las juntas de producción y detectar la susceptibilidad al agrietamiento en frío y en caliente.
- Los electrodos E307 y E308Mo, no obstante ser recomendados por la literatura técnica para la unión de aceros de blindaje y no haberse agrietado en los ensayos de Vareststraint, presentaron agrietamiento en el centro del cordón (lo cual es un indicativo de agrietamiento en caliente) durante la soldadura de los cupones H. De acuerdo con las composiciones químicas de los depósitos con y sin dilución y, además, con las diluciones medidas a nivel micro y macro en las juntas de soldadura, los depósitos de estas soldaduras caen en el campo austenítico del diagrama de Schaeffler donde el modo de solidificación es austenita-ferrita lo cual los hace susceptible al agrietamiento en caliente.
- Las soldaduras aplicadas con los electrodos E312 y E680 no presentaron grietas ni en caliente ni en frío durante la soldadura de los cupones H, lo cual se verificó con inspección visual, líquidos penetrantes y radiografía industrial.

6.4 COMPORTAMIENTO BALÍSTICO

- No debe esperarse que las juntas de soldadura exhiban un límite balístico igual al del material MIL A46100 de 4.3 mm de espesor ya que presentan valores de dureza en el metal fundido y en la ZAT muy bajas independiente del tipo de electrodo y de la variación de las entradas de energía estudiadas.
- Existe una zona de vulnerabilidad a la penetración de proyectiles alrededor de las uniones soldadas de material MIL A46100 cuyo factor de riesgo podría ser reducido realizando otros estudios de carácter metalúrgicos o por medio de cambios en el diseño de las uniones o los tipos de junta.
- Las pruebas balísticas realizadas conforme con la norma de pruebas H mostraron que en todas las regiones de la unión soldada (metal fundido, ZMNR y ZATMSR) hubo penetración de los proyectiles de acuerdo con lo que se tenía previsto a partir de las propiedades metalúrgicas y mecánicas determinadas en estas zonas, sin embargo, no se presentaron agrietamientos de las soldaduras durante estas pruebas que parece ser la idea de una soldadura de blindaje.

6.5 COSTOS Y ASPECTOS PRODUCTIVOS

- El kilo de electrodo EUTECTIC E680 (\$150.000=) cuesta tres veces mas que el kilo de los E307, E308Mo y E312 (\$50.000=). De tal forma que, considerando que los E307 y E308Mo no resultaron adecuados para soldar el MIL A46100 debido a su tendencia al agrietamiento en caliente, se puede lograr un ahorro en los costos de soldadura al emplear un electrodo estandarizado clase E312.
- Para el diámetro de $\varnothing 3/32$ " el electrodo mas corto es el E680 (230mm ó 9"), seguido de los electrodos E312 y E308Mo (300mm ó 12") y del E307 (350mm ó 14"). La longitud del electrodo incide en la cantidad de cambios que se deben hacer para soldar cierta longitud de junta y, por consiguiente, afecta la productividad. En este sentido el más desfavorable es el E680.

6.6 SELECCIÓN DE ELECTRODOS

En relación con el objetivo final asociado con el diseño de las especificaciones de soldadura, quedan establecidas, a partir del estudio de investigación efectuado (Tabla 13), las variables esenciales principales: el proceso de soldadura (SMAW), el tipo de electrodo, las velocidades de aplicación, las posiciones típicas de soldadura, su intervalo de amperajes y el voltaje. Sobre el elemento primario del proceso SMAW, es decir, la selección del electrodo se puede decir lo siguiente:

- Luego de realizar una síntesis de los resultados se puede concluir que los electrodos que se podrían emplear durante la obtención de juntas de producción de blindajes de acero MIL A46100 son el E312 y el E680 con especificaciones de procedimientos de soldadura que cumplan con los niveles de amperaje y velocidades establecidos en este estudio.
- Los electrodos E307 y E308Mo, de lo que se vio a partir de los resultados, no se deberían emplear para las juntas de producción debido a los riesgos de agrietamiento en caliente, no obstante las recomendaciones técnicas que sugieren su empleo.
- El electrodo E307 parece ser, por su alta tenacidad, una opción válida para realizar las reparaciones de grietas, perforaciones u otros problemas de lámina de acero MIL A46100 una vez se desarrollen procedimientos de reparación adecuados que eviten altos niveles de dilución.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Mario Bunge. Ciencia, Técnica y Desarrollo. Editorial Suramericana. Buenos Aires, 1997.
2. Military Specification MIL A46100. Armor plate, steel, wrought, high-hardness. 1986.
3. T. Mohandas, G. Madhusudan. Ballistic performance of high-strength low-alloy steel weldments. Journal of Materials Technology 57 de 1996.
4. T. Mohandas, G. Madhusudan, B. Satish. Heat affected zone softening in high-strength low-alloy steels. Journal of Materials Technology 88 de 1999.
5. T. Mohandas, G. Madhusudan, K. Papukutty. Effect of welding process on the ballistic performance of high-strength low-alloy steel weldments. Journal of Materials Technology 74 de 1998.
6. N. Bailey, F.R. Coe, TG Gooch. Welding Steels without hydrogen cracking. ASM International and Abington Publishing.
7. V. Murti, Y. Sastry, V. Rao, G. Madhusudan. Some studies on the service weldability of HSLA steels using 18Cr-8Ni-6Mn type austenitic electrodes. Journal of Materials Technology 37 de 1993.
8. P.K. Gangopadhyay, P.K. Das. Selection of electrodes for welding armour plates and procedure aproval. Indian Welding Journal. Abril de 1989.
9. Madhusudhan Reddy et Al. Cold cracking studies on low alloy steel weldments: effect of filler metal composition. Institute of Materials, Minerals and Mining. 2002.
10. Norma SD-X12140D General Requirements for welding homogeneous armor with metal arc.
11. Norma MIL-STD-1185 Welding High Hardness Armor. Department of Defense of U.S.
12. Ground Combat Vehicle Welding Code – Steel. Revisión B. Marzo 15 de 2000.
13. Documento TC-9237, Capítulo 12, sección VII Armor Plate Welding and Repair.
14. Grupo de Soldadura, Universidad Nacional de Colombia, Sede Medellín. Caracterización microestructural del acero MIL A46100 producido por Temtco Steel.
15. Grupo de Soldadura, Universidad Nacional de Colombia. Caracterización de propiedades mecánicas del acero MIL A46100 producido por Temtco Steel.
16. F. Ade. Ballistic qualification of armor steel weldments. Welding Journal, sept. de 1991.
17. P.R. Gangopadhyay, P.K. Das. Selection of electrodes for welding of armour plates and procedure approval. Indian welding Journal, abril de 1989.
18. National Institute of Justice. Ballistic resistant protective materials. NIJ standard 0108.01.
19. J.E. Giraldo. “Agrietamiento de las platinas de acero para blindaje MIL A46100 durante la construcción de la superestructura de los buques nodriza”. Informe del Grupo de investigación en Soldadura de la Universidad Nacional de Colombia, Sede Medellín.
20. AMERICAN WELDING SOCIETY. ANSI/AWS A3.0-94 Standard Welding Terms and Definitions.
21. George E. Linnert. Welding Metallurgy – carbon and alloy steels. Vol. 1. Cuarta edición. 1994.
22. Henry Granjon. Fundamentals of welding metallurgy. 1991.
23. George E. Dieter. Mechanical Metallurgy. 1988.
24. Kenneth Stearling. Introduction to the physical Metallurgy of Welding. Second Edition. Butterworth Heinemann. 1992.
25. N. Yurioka. Weldability of modern high strength steels. Nippon Steel Corp. 1990.
26. First United States-Japan Symposium on Advances in Welding Metallurgy. 1990.
27. Peter H.M. Hart. The weldability of microalloyed steels. Proceedings about HSLA. USA 1977.
28. J.M. Losz and K.D. Challenger. HAZ Microstructures in HSLA steel Weldments. Ver referencia 30.
29. Oystern Grong. Metallurgical Modelling of welding. The Institute of Materials, 1994.

30. R. Marder and J.I. Goldstein. Phase Transformations in ferrous alloys. AIME, The metallurgical society. 1983.
31. AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Metals Handbook. "Mechanical testing". Ninth edition. ASM. 1985.
32. ASTM E 23. Standard Methods for Notched bar impact testing of metallic materials. 1981.
33. ASTM E 407. Standard Practice for Microetching metal and alloys. 1993.
34. ASTM E 8. Standard test for tension testing of metallics materials. 1981.
35. ASTM A370. Standard for Mechanical testing of steel products. 1977.
36. Donald S. Clark and Willbur R. Varney. Physical Metallurgy for engineers.
37. American Society for Metals. Metals Handbook, Volume 11 Failure analysis and prevention. Novena Edición, 1986. Metals Park, Ohio. EUA.
38. Interrante, C.G. y Stout, R.D. Delayed cracking in steel weldments. Welding Journal. Abril de 1964.
39. AWS, American Welding Society. AWS D1.1-98 Structural welding code - Steel. 1998.
40. Eutectic Castolín. Ficha técnica del electrodo E680 CGS.
41. Koichi Masubuchi. Analisis of welded structures: Residual stresses, distortion and their consequences. Massachusetts Institue of Technology. 1980.
42. R. Troiano. The role of hydrogen and other intersticials in the mechanical behavior of metals. ASM transactions. 1960.
43. American Society for Metals. Metals Handbook, Volume 6 Welding, brazing and Soldering. Novena Edición, 1986. Metals Park, Ohio. EUA.
44. Ramírez, Antonio José. Defectos de Soldadura, Abordaje metalúrgico. Universidad Nacional, Sede Medellín. 1998.
45. American Society for Metals. Metals Handbook, Volume 6 Welding, brazing and Soldering. Novena Edición, 1993. Metals Park, Ohio. EUA.
46. W. Nelson, J.C. Lippold and M.J. Mills. Nature and evolution of the fusion boundary in Ferritic-austenitic dissimilar weld metals, Part 1 – Nucleation and growth. Welding Journal, octubre de 1999.
47. W. Nelson, J.C. Lippold and M.J. Mills. Nature and evolution of the fusion boundary in Ferritic-austenitic dissimilar weld metals, Part 2 – On cooling transformations. Welding Journal, octubre de 2000.
48. AMERICAN WELDING SOCIETY. ANSI/AWS A3.0-94 Standard mechanical testing of welds".
49. Standard MIL 1941. Ballistic qualification of Armor Steel Weldments.
50. ASTM E 112. Standard test Methods for determining Average Grain Size. 1988.
51. Temtco Steel Corporation. Mill Test Report MTR No. 72570-001 de la colada C8486.
52. AMERICAN WELDING SOCIETY. ANSI/AWS A5.4 Specification for corrosion resisting chromium and chromium-nickel covered welding electrodes.
53. T. Boniszewski. Discussion Session VII: Austenitic consumables for ferrítico steels and cast irons.
54. D. J. Kotecki. A martensite boundary on the WRC-1992 diagram –Part 2: The effect of Manganese. Welding Journal, December 2000.
55. E. Anderson, V. Hohler, J. Walker, A. Stimp. The influence of projectile hardness on ballistic performance. International Journal of Impact Engineering, 22 de 1999.
56. J. T. Ballas, B.J. Freedman and S. Goodman. Submerged Arc Welding of Army Armor. Welding Research Supplement, marzo de 1967.

This document was created with Win2PDF available at <http://www.daneprairie.com>.
The unregistered version of Win2PDF is for evaluation or non-commercial use only.