

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**ESTUDIO DEL IMPACTO DEL CALOR DE ENTRADA EN LA
TRANSFORMACIÓN DE AUSTENITA RETENIDA EN ACEROS TRIP, EN
COMPONENTES AUTOMOTRICES SOLDADOS POR EL PROCESO GMAW.**

POR

SAÚL REYES REYES

MONOGRAFÍA

**EN OPCIÓN COMO ESPECIALISTA EN TECNOLOGÍA
DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL**

**SALTILLO, COAHUILA.
OCTUBRE 5, DE 2012.**

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**ESTUDIO DEL IMPACTO DEL CALOR DE ENTRADA EN LA
TRANSFORMACIÓN DE AUSTENITA RETENIDA EN ACEROS TRIP, EN
COMPONENTES AUTOMOTRICES SOLDADOS POR EL PROCESO GMAW.**

POR

SAÚL REYES REYES

MONOGRAFÍA

**EN OPCIÓN COMO ESPECIALISTA EN TECNOLOGÍA
DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL**

**SALTILLO, COAHUILA.
OCTUBRE 5, DE 2012.**

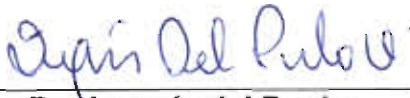
**Corporación Mexicana de Investigación en Materiales
Gerencia de Desarrollo Humano
División de Estudios de Posgrado**

Los miembros del Comité Tutorial recomendamos que la Monografía “ESTUDIO DEL IMPACTO DEL CALOR DE ENTRADA EN LA TRANSFORMACIÓN DE AUSTENITA RETENIDA EN ACEROS TRIP, EN COMPONENTES AUTOMOTRICES SOLDADOS POR EL PROCESO GMAW”, realizada por el alumno SAÚL REYES REYES, con número de matrícula 11ES-119 sea aceptada para su defensa como Especialista en Tecnología de la Soldadura Industrial.

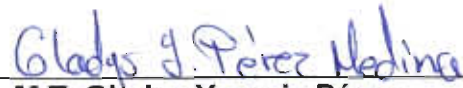
El Comité Tutorial



M.C. Víctor Hugo López Cortez
Tutor Académico



**Dr. Joaquín del Prado
Villasana**
Tutor en Planta



**M.T. Gladys Yerania Pérez
Medina**
Asesora



Vo.Bo.

Dr. Felipe Arturo Reyes Valdés
Coordinador de Posgrado

**Corporación Mexicana de Investigación en Materiales
Gerencia de Desarrollo Humano
División de Estudios de Posgrado.**

Los abajo firmantes, miembros del Jurado del Examen de especialización del alumno **SAÚL REYES REYES**, una vez leída y revisada la Monografía titulada "**ESTUDIO DEL IMPACTO DEL CALOR DE ENTRADA EN LA TRANSFORMACIÓN DE AUSTENITA RETENIDA EN ACEROS TRIP, EN COMPONENTES AUTOMOTRICES SOLDADOS POR EL PROCESO GMAW**", aceptamos que la referida monografía revisada y corregida, sea presentada por el alumno para aspirar al grado de Especialista en Tecnología de la Soldadura Industrial durante la defensa de la monografía correspondiente.

Y para que así conste firmamos la presente al día cinco del mes de octubre del 2012



Dr. Fidel Zapata Gómez
Presidente



**Dr. Felipe de Jesús
García Vázquez**
Secretario



MC. Víctor Hugo López Cortez
Vocal

Agradecimientos

A Dios por darme vida y salud.

A mis Padres por el apoyo incondicional y moral para continuar con mi preparación profesional.

A COMIMSA por el apoyo de beca para cubrir la colegiatura de mis estudios de la Especialidad en Tecnología de la Soldadura Industrial

A mis tutores académico el MC Víctor Hugo López Cortez, en planta Dr. Joaquín del Prado Villasana, así como a mi asesora MT Gladys Yerania Pérez Medina para la realización de mi trabajo de monografía.

Dedicatoria

A mis Padres Juan Reyes Cerecero y Elsa Eglantina Reyes Reyes, por su apoyo total y su amor.

A mis hermanos Juan Reyes Reyes y Elí Reyes Reyes por sus opiniones y buenos consejos.

Índice general

	Página
SÍNTESIS	1
CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN	2
1.1 Antecedentes	3
1.2 Planteamiento del problema	4
1.3 Objetivos	4
1.3.1 Objetivo general	4
1.3.2 Objetivos específicos	4
1.4 Justificación	5
1.5 Aportación tecnológica	5
1.6 Alcance	6
CAPÍTULO 2 ESTADO DEL ARTE	7
2.1 Aceros de transformación inducida por plasticidad (TRIP)	7
2.2 Proceso de soldadura por GMAW	9
2.3 Cantidad de calor de entrada	12
2.3.1 Efecto del calor de entrada por procesos GMAW y LÁSER, de soldaduras en aceros TRIP 800 [6]	13
2.4 Efecto de la temperatura en la microestructura	17

2.4.1 Austenita retenida	17
2.4.2 Martensita	18
2.4.3 Ferrita	19
2.4.4 Ferrita Widmanstätten	20
2.4.5 Bainita	21
2.4.6 Efecto del proceso GMAW, en soldaduras para unión de aceros DP 780 y TRIP 780 [10]	23
2.4.7 Austenita retenida en acero TRIP, soldado con proceso GTAW [11]	27
2.4.8 Efecto de soldadura láser en un acero TRIP 800 [12]	33
2.4.9 Soldabilidad de acero TRIP 600 por proceso GMAW [13]	37
2.5 Transformación inducida por plasticidad (TRIP)	42
2.6 Técnicas para la determinación de la fracción en volumen de fases	43
2.7 Técnica de microscopía óptica, mediante el análisis de imagen por ataque, con metalografía a color	44
2.7.1 Microestructura y propiedades mecánicas de soldaduras con láser, en aceros TRIP y TWIP [18]	46

CAPÍTULO 3 DISCUSIÓN Y ANÁLISIS DE MARCO TEÓRICO.	54
CAPÍTULO 4 CASO DE ESTUDIO	58
4.1 Introducción	58
4.2 Antecedentes	58
4.3 Método experimental	59
4.3.1 Ensayos realizados	59
4.3.2 Equipo utilizado	60
4.4 Análisis de resultados	64
4.5 Discusión de resultados	69
4.6 Conclusiones del caso de estudio	70
ANEXO A. CUANTIFICACIONES DE FASES EN MAPAS DE SOLDADURAS Y DE METAL BASE	72
BIBLIOGRAFÍA	93
LISTADO DE FIGURAS	96
LISTADO DE TABLAS	100
RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO	102

Síntesis

El presente trabajo se ha enfocado al estudio de la presencia de la austenita retenida, en la zona afectada por el calor, para soldaduras efectuadas por el proceso de arco metálico con gas (GMAW por sus siglas en inglés), en aceros avanzados de transformación inducida por plasticidad (TRIP por sus siglas en inglés), para lo cual se aplicaron valores de calor de entrada altos, medios y bajos, que se han obtenido de parámetros máximos, medios y mínimos utilizados en producción normal de la industria automotriz. Se aplicó microscopía óptica mediante metalografía a color con analizador de imagen, para identificación de fases en uniones soldadas en traslape, con la finalidad de determinar la cantidad en volumen de la austenita retenida, en placas de acero TRIP 780 de 2.8 mm de espesor. Se encontraron fases de martensita, bainita, ferrita y austenita retenida. Se hizo la comparación de valores entre las soldaduras de alto y de bajo calor de entrada contra el metal base, resultó que en la zona afectada por el calor, de la soldadura con baja cantidad de calor de entrada, se cuantificó menor cantidad de austenita retenida, por el contrario, en la soldadura con alto calor de entrada se presentó mayor cantidad de austenita retenida. Se concluyó que tanto por el efecto de alto, como del bajo calor de entrada en la soldadura, propició en la zona afectada por el calor se transformara una parte de austenita retenida en martensita, tal que, al compararse con las fases cuantificadas del metal base, resultó en la disminución de austenita retenida y el incremento de martensita. El efecto del valor medio de calor de entrada, en la cuantificación de la austenita retenida no resultó tener diferencia significativa, contra los valores de alto y medio calor de entrada.

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

En la actualidad la finalidad de la industria automotriz consiste en aligerar el peso de los vehículos y aumentar la seguridad en los pasajeros, para lo cual se han estado utilizando Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS, por sus siglas en inglés), Advanced High Strength Steels. Entre dichos aceros se producen los aceros de plasticidad por transformación inducida, denominados en inglés Transformation Induced Plasticity (TRIP), los cuales combinan la alta resistencia y la buena formabilidad.

Los componentes que se utilizan en la industria automotriz pueden ser soldados mediante varios procesos, como el de soldadura de arco metálico con protección de gas, (GMAW por sus siglas en inglés). Los cambios en composición de los aceros TRIP consisten en el efecto de la transformación de la fase austenita retenida en martensita, la cual es propiciada entre otros factores, por el calor de entrada utilizado durante el proceso GMAW.

El efecto de la transformación en el acero TRIP se presenta cuando es soldado, en el cambio de la cantidad de las fases presentes, que consisten en ferrita, bainita, austenita retenida y martensita, las cuales pueden ser

cuantificadas al determinarse la fracción en volumen, especialmente la correspondiente a la austenita retenida, que al transformarse produce cambios en las propiedades mecánicas del acero, cuando es sometido al calor de entrada durante el proceso GMAW y con las propiedades mecánicas, es posible que se puedan obtener uniones de soldadura con calidad aceptable y seguridad.

1.1 Antecedentes

La soldadura utilizada en la industria automotriz ha sido importante en la unión de componentes para casos aplicados en aceros TRIP, que son aceros cuya microestructura resulta en un equilibrio entre resistencia y ductilidad elevadas, sin embargo ha sido un reto la aplicación de soldaduras en componentes para estructura de chasis automotrices, porque el acero TRIP ha sido resultado de modificaciones de la microestructura y en las propiedades mecánicas del acero, al ser soldados por el proceso GMAW, dichas modificaciones han sido localizadas en la parte afectada de la soldadura, comprendida entre la zona de la fusión, la zona afectada por el calor y del metal base, que causa una falla típica denominada falla interfacial, de tal forma que tratando de evitar el problema de la falla se han hecho investigaciones, que han consistido en encontrar un rango de parámetros de proceso, principalmente en el control del calor de entrada, con la finalidad de poder hacer una soldadura aceptable, de altos requerimientos de calidad y seguridad, en que se han analizado las propiedades mecánicas del acero TRIP y de los efectos de las variaciones del proceso GMAW, mediante trabajos de investigación basados en evitar el impacto de fallas que resultan en uniones soldadas de acero TRIP, para desarrollar una mejora que resulte de las condiciones del calor de entrada, con parámetros de soldadura más estrechos durante el proceso de la soldadura de componentes de aceros TRIP.

1.2 Planteamiento del problema

El presente trabajo consiste en el estudio del problema que resulta al soldar los aceros TRIP, a los cuales se aplica calor de entrada a nivel alto, medio, y bajo, para la determinación de cuánta fracción en volumen resulta, de la transformación microestructural de austenita retenida a martensita, de cuáles son los posibles efectos en las propiedades mecánicas de la zona afectada por el calor, como efecto que resulta al aplicarse soldadura por el proceso GMAW.

1.3 Objetivos

1.3.1 Objetivo general

Revisión del estado del arte, acerca del efecto del calor de entrada en soldaduras de aceros TRIP, mediante el proceso GMAW, para la identificación de las fases presentes, que son causantes de fallas en las uniones soldadas en traslape.

1.3.2 Objetivos específicos

- Determinar la cantidad de austenita retenida transformada en martensita, debida al calor de entrada en tres muestras de soldaduras, para valores de calor de entrada alto, medio, y bajo.
- Aplicar el método de microscopía óptica, mediante el análisis de imagen por ataque con metalografía a color, para la determinación de la fracción en volumen de las fases existentes en las muestras de soldaduras.

- Definir los cambios de las propiedades microestructurales en las tres muestras de soldaduras.
- Realizar un caso de estudio.

1.4 Justificación

Debido a que el trabajo presente se encuentra vinculado a la empresa Metalsa, que se dedica a la fabricación de chasises automotrices y de la soldadura de sus componentes, con distintos niveles de calor de entrada, los cuales influyen en la modificación de la microestructura, en las propiedades mecánicas, que afectan el posterior desempeño de la soldadura en la zona afectada por el calor y consecuentemente, en uniones de componentes soldados por el proceso GMAW. Es por eso, que en la presente monografía resulta importante se determine mediante la técnica de microscopía óptica y el análisis de imagen, por ataque con metalografía a color, los posibles efectos en las propiedades mecánicas de las soldaduras, con las cuales resulte la unión soldada más favorable y considerada para el proceso de soldadura.

1.5 Aportación tecnológica

En el presente estudio se plantea como aportación tecnológica, el conocimiento de la aplicación dirigida a la determinación cuantitativa de la fracción en volumen de austenita retenida, mediante la técnica de microscopía óptica con análisis de imagen y el análisis de imagen de una microestructura en estudio.

1.6 Alcance

El presente trabajo consiste en la recopilación de información bibliográfica, acerca del efecto del calor de entrada en la microestructura, durante la soldadura de aceros TRIP mediante el proceso GMAW, para el caso de estudio de tres muestras de soldaduras TRIP 780, soldadas mediante el proceso GMAW, para tres distintos valores de calor de entrada, alto, medio, y bajo, de 0.304, 0.273, y $0.248 \frac{kJ}{mm}$, que corresponden a velocidades de avance de soldadura de 36, 40, y 44 pulgadas por minuto (pulg/min) respectivamente, las cuales se identificaron para dicho estudio como las soldaduras T36, T40, y T44.

CAPÍTULO 2

ESTADO DEL ARTE

2.1 Aceros de transformación inducida por plasticidad (TRIP)

Los aceros TRIP contienen en su microestructura austenita retenida, que se encuentra integrada en una matriz de ferrita, en una cantidad de volumen con un porcentaje del 5%, también un contenido de fases duras de martensita y bainita en diferentes cantidades. El contenido de las fases son críticas para la caracterización, porque influyen en los efectos de los aceros para su aleación y procesamiento. Para que se produzca algo de bainita, los aceros TRIP son sometidos a una isoterma sostenida de temperaturas intermedias, mientras que de los altos contenidos en silicio y carbono resultan fracciones en volumen de austenita retenida en la microestructura final, como se muestra en la Figura 2.1.

En la deformación las fases duras dispersas de la ferrita suave, se produce endurecimiento en los aceros TRIP. La austenita retenida se transforma en martensita al incrementarse la deformación, aumentando así las velocidades de

endurecimiento a altos niveles de deformación. El comportamiento del esfuerzo deformación tanto en los aceros al bajo carbono de alta resistencia, como en los aceros de fase dual (DP por sus siglas en inglés), los TRIP tienen una resistencia similar a la cedencia. Los aceros TRIP tienen una menor velocidad inicial de endurecimiento que los DP, pero en altas deformaciones la velocidad de endurecimiento persiste, mientras que en los aceros DP disminuye. Los aceros TRIP contienen cantidades de carbono, tales que estabilizan la austenita retenida por debajo de la temperatura ambiente.

Con altos contenidos de aluminio y de silicio se acelera la formación de ferrita y de bainita, dichos elementos mantienen el contenido de carbono en la austenita retenida, que se utilizan para evitar la precipitación del carburo en la región bainítica. Para controlar el nivel de esfuerzo, en el cual la austenita comienza a transformarse en martensita, se hace mediante un ajuste en el contenido de carbono a niveles más bajos de carbono, la austenita retenida se transforma en martensita casi inmediatamente que se inicia la deformación, y a niveles más altos de carbono la austenita retenida se vuelve más estable, por lo cual empieza la transformación a niveles de deformación mayores a los producidos durante el formado, que con estos niveles la austenita retenida persiste hasta niveles de deformación subsecuentes, tales como en los eventos de choque [1].

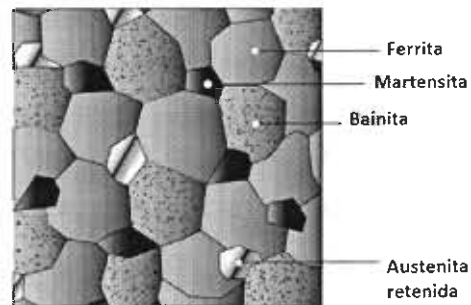


Figura 2.1. Microestructura típica de un acero TRIP [1].

2.2 Proceso de soldadura por GMAW

En el proceso por soldadura por GMAW suceden simultáneamente eventos que ocurren cuando se unen metales mediante el calentamiento, que es producido por arco entre un electrodo de alambre y los metales, el cual es alimentado continuamente como material de aporte de soldadura. Los cables conductores alimentan a una pistola, aplican voltaje a la punta de contacto de cobre, y al electrodo de alambre, para encender el arco que se recubre con gases inertes de argón y helio, como se muestra en las figuras 2.2 [2] y 2.3 [2].

Las fuentes de poder pueden consistir para el caso de arco con protección de gas, en un transformador rectificador, el tipo inversor, y el acondicionado con motor generador. Las máquinas de soldar más utilizadas son las de transformador rectificador y las de tipo inversor, porque se tiene mejor respuesta y control del proceso de soldadura. Cuando no se tiene una fuente de poder eléctrica (servicio de distribución), entonces se opta por el accionado por motor generador. En la corriente directa de electrodo positivo (CDEP), denominada también de polaridad inversa (CDPI) se requiere de un voltaje constante, el cual mantendrá un arco de voltaje y una longitud de arco constante. Al fundirse el microalambre a una baja velocidad, la longitud de arco y el voltaje permanecen constantes, mientras que el amperaje del arco de la soldadura cambiará proporcionalmente, cuando la velocidad de alimentación de alambre se cambie.

El electrodo de microalambre se presenta en rollos de cientos de metros, que se montan en un dispositivo con motor de velocidad constante y es ajustable a la rotación de los rodillos. Los gases de protección de argón y helio se utilizan regularmente en metales no ferrosos, el helio es mejor conductor de calor de arco que el argón, por lo que se utiliza en soldadura de metales de espesor grueso. Mientras el helio se usa en soldar aluminio y cobre, el argón se aplica en láminas delgadas y en metales con baja conducción de calor.

La mezcla de los gases se utiliza para propiciar que la soldadura fluya hacia el lado exterior del eje longitudinal de la soldadura. En el caso de los aceros el oxígeno (O), y el dióxido de carbono (CO_2) se adicionan al argón, que propician una mejor transferencia de metal, reduce salpicadura y estabiliza el arco. El dióxido de carbono se utiliza en aceros al carbono y en aceros de baja aleación, dicho gas debe usarse en ambiente libre de humedad porque podría causar porosidad y fragilidad en la soldadura. El dióxido de carbono al mezclarse con argón produce mayor penetración, aumenta el calor aplicado y mejora el perfil de penetración de la soldadura.

Los modos de transferencia de soldadura utilizados en el proceso GMAW son por corto circuito, en que el metal del alambre hace contacto con la soldadura fundida, en el modo de transferencia globular las gotas de metal fundido de la soldadura, son lo suficientemente grandes para caer por influencia de la gravedad, el modo de rocío consiste en diminutas gotas de metal fundido, que son atraídas desde la punta del microalambre, debido a una fuerza magnética hacia la soldadura fundida [3].

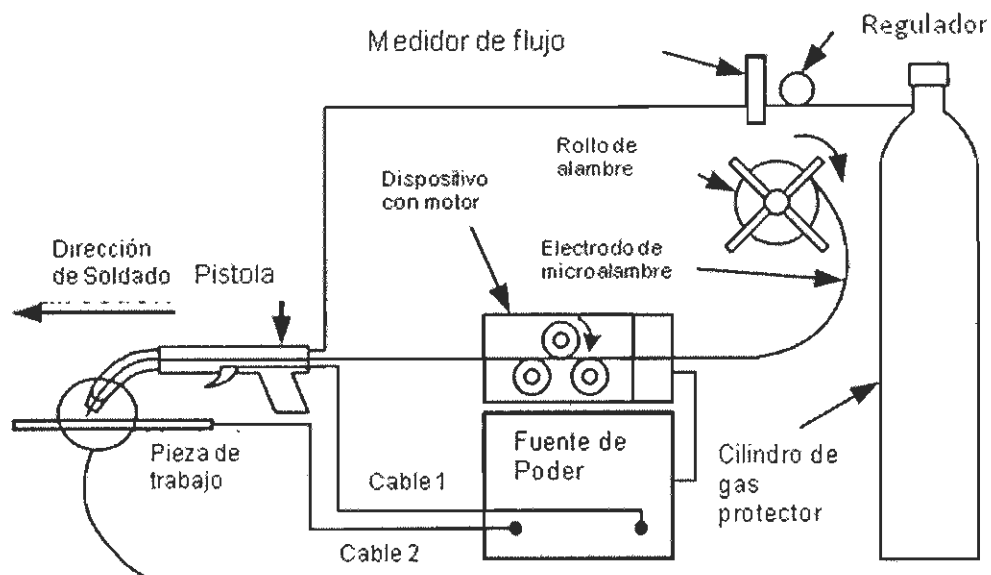


Figura 2.2. Esquema del proceso por soldadura GMAW [2].

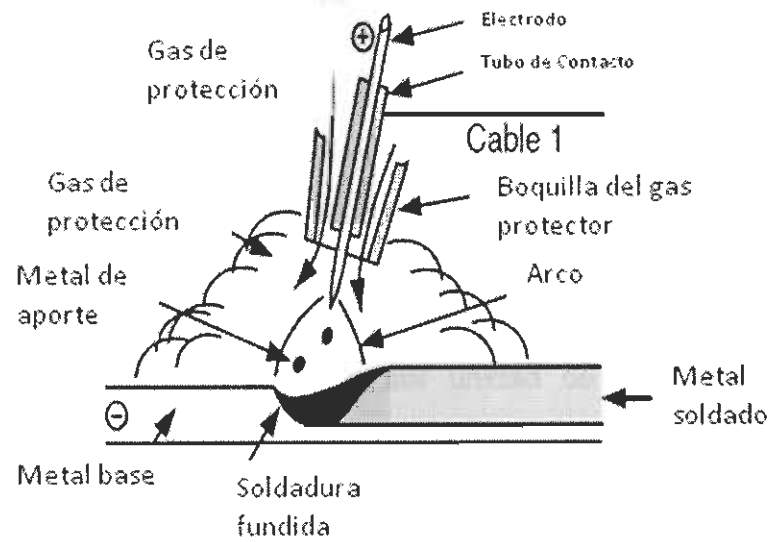


Figura 2.3.Detalle de la zona de la soldadura [2].

2.3 Cantidad de calor de entrada

La cantidad del calor de entrada por unidad de tiempo en el proceso GMAW se calcula mediante la siguiente fórmula:

$$H = \eta EI \quad (1)$$

Y la cantidad de calor de entrada por unidad de longitud se calcula dividiendo la ecuación (1), entre la velocidad de la soldadura, para quedar en la siguiente forma [4]:

$$H = \frac{\eta EI}{R} \quad (2)$$

Donde H = Cantidad de calor de entrada en Joules por segundo – milímetro

$$\left(\frac{J}{s \cdot mm} \right).$$

η = Eficiencia.

R = Velocidad de la soldadura en milímetros por segundo. $\left(\frac{mm}{s} \right)$

E = Voltaje en Voltios (V).

I = Corriente en Amperios (A).

Mediante experimentos basados en calorímetro se ha determinado que la eficiencia de la soldadura en placas gruesas es de 80 a 90%, que se aumenta ligeramente al modificar los parámetros, cuando el poder de suministro en el circuito el voltaje decrementa. En el caso del proceso por GMAW las gotas fundidas del material de aporte toman una porción de la transferencia del calor hacia el charco de la soldadura, esto se determinó mediante pruebas de

calorimetría, en que la eficiencia total de la transferencia del calor se reparte en la transferencia de calor asociada a la transferencia por arco, o por gotas fundidas.

A bajas velocidades de aporte de electrodo, cerca de un 60% de la transferencia de calor se relacionó con el arco, conforme aumentaba la velocidad, la fracción de la transferencia de calor total se asoció con el incremento en las gotas, con el porcentaje de un 50%, a niveles de corriente con más de 220 A, que se traduce en velocidades de aporte de 230 mm/s o de 9.1 pulg/s [5].

2.3.1 Efecto del calor de entrada por procesos GMAW y LÁSER, de soldaduras en aceros TRIP 800 [6]

Trabajos de investigación que se han realizado por López V. et. al. (2010) muestran el estudio en soldaduras en aceros TRIP 800, soldados por el proceso GMAW y láser CO₂, encontraron una dureza relativamente alta en la zona de fusión (ZF). La microestructura de la zona afectada por el calor (ZAC) consistió en martensita principalmente, además de ferrita y bainita.

Para evitar la formación de martensita que es una fase no deseada, se investigaron soldaduras aplicadas en aceros TRIP, su efecto en las microestructura para un proceso alto y otro bajo de aporte térmico. En la experimentación se utilizó acero de 1.6mm de espesor, con medidas de 244 X 70 mm. La composición química se muestra en la tabla 2.1 y los parámetros de las soldaduras se muestran en la tabla 2.2.

Tabla 2.1. Composición química del acero TRIP 800 [6].

Elemento	C	Mn	Si	P	Al	Cu	Cr	Ni	Mo	Sn
% Peso	0.232	1.653	1.55	0.010	0.041	0.033	0.033	0.036	0.018	0.006

Tabla 2.2. Parámetros de la soldadura del proceso GMAW con CO₂ y microdureza de aceros TRIP 800 [6].

Proceso de soldadura	GMAW	Láser CO ₂
Tipo de unión	Unión a tope	Unión a tope
Corriente (A)	136	–
Voltaje (V)	13	–
Potencia (kW)	–	4.5
Velocidad de soldadura (mm/min)	799.85	3,699.76
Calor de entrada (J/mm)	132.6	72.97
Microdureza promedio (Hv) ZAC.	482.33	505.6

En el caso del proceso por GMAW se utilizó electrodo ER110S-G, con un diámetro de 1.6 mm, un microscopio óptico y otro electrónico de barrido se recurrió a la espectrometría de difracción de rayos X (EDX por sus siglas en inglés), para la caracterización de la microestructura.

Adicionalmente en dicho estudio se aplicó la microdureza de Vickers, para determinar el perfil de durezas en la soldadura. En la Figura 2.4 se muestra la microestructura de la ZAC y de la zona de fusión (ZF) de los aceros TRIP 800. En el proceso GMAW, la microestructura de la zona de fusión consistió en ferrita Widmanstätten secundaria (SWF), ferrita alotromórfica (AF) y bainita superior (UB), mientras que la zona afectada por el calor ZAC consistió en bainita inferior (LB), ferrita poligonal (PF) y la posibilidad de austenita retenida (AR y/o RA), ferrita (F), bainita (B), como se muestra en la figura 2.4(c).

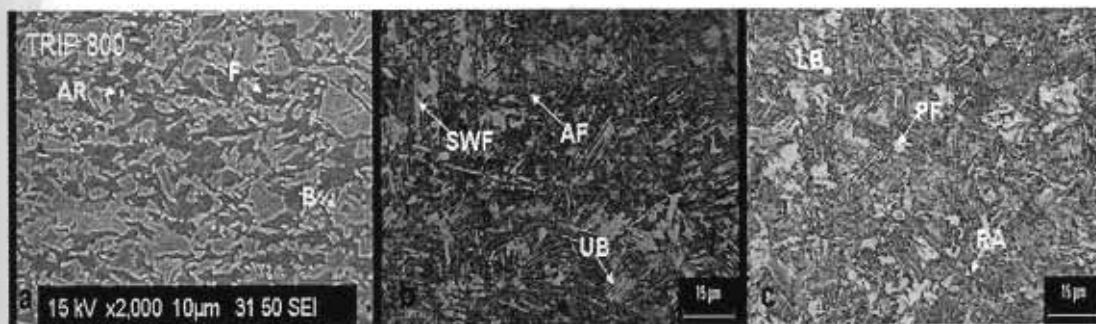


Figura 2.4. Microestructura de acero TRIP soldado por GMAW (a) metal base MB, (b) zona de fusión ZF, y (c) zona afectada por el calor ZAC [6].

Para la zona de fusión por el proceso láser en cambio se encontró únicamente martensita, adicionalmente los esfuerzos térmicos pueden conducir a la transformación de martensita inducida por esfuerzo (SIM) de la austenita retenida, mientras que por el proceso GMAW se encontró ferrita y austenita retenida en la zona de fusión (ZF). En la zona afectada por el calor (ZAC). Según la tabla 2.2, el calor de entrada por el proceso GMAW fue del orden de casi el doble al correspondiente del rayo láser, que en este caso presentaron velocidades lentas de enfriamiento, lo cual resultó en microestructuras de ferrita bainita, martensita y austenita retenida, tanto en la ZF como en la ZAC.

Los perfiles de dureza se muestran en la Figura 2.5, en los cuales se aprecia que debido a velocidades de enfriamiento bajas por el proceso GMAW, se impidió la formación de ferrita, bainita y de martensita en la (ZF) y en la (ZAC), de tal forma que se tuvieron valores de microdureza de Vickers hasta de 500

Hv en las regiones soldadas, que fueron menores a los resultantes del proceso láser.

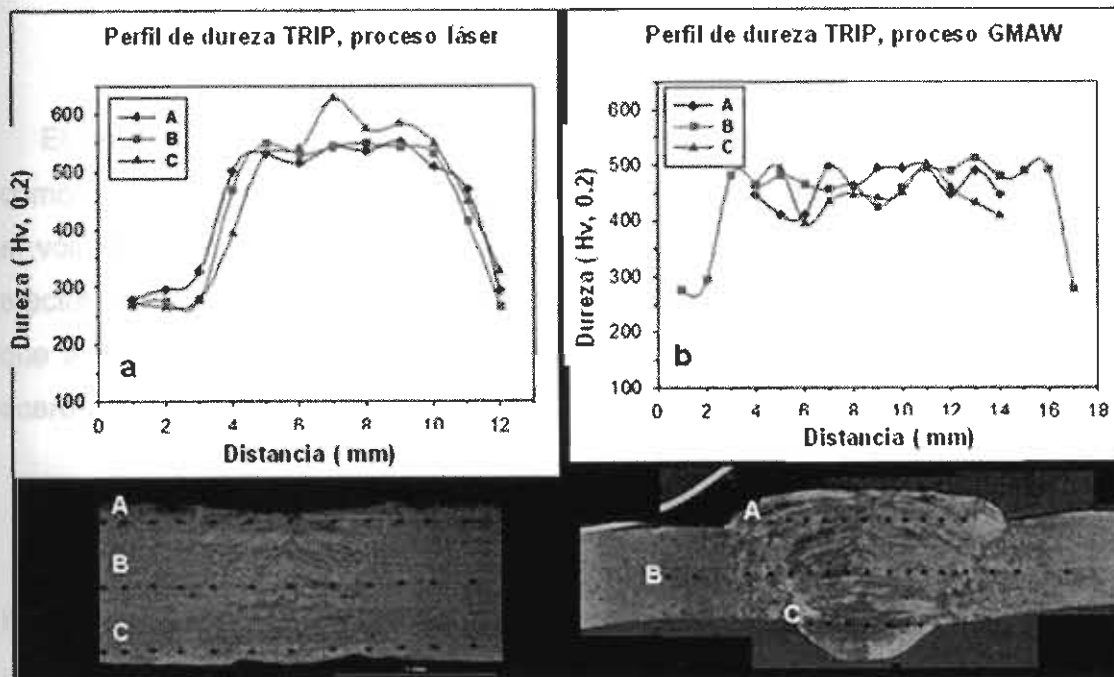


Figura 2.5. Perfiles de microdureza en aceros TRIP a) Láser CO₂, b) GMAW [6].

Concluyeron que en el proceso láser se generó martensita en la zona de fusión ZF, en la zona afectada por el calor ZAC se formó ferrita y bainita. Las zonas de fusión ZF y la ZAC resultaron ser más duras que el metal base MB. El proceso de GMAW formó microestructura predominante de ferrita y de bainita en la ZF y en la ZAC, por lo tanto en los dos procesos no se produjo fragilización debida a la formación de martensita.

2.4 Efecto de la temperatura en la microestructura

El efecto en los cambios de las fases en las propiedades, tanto térmicas como mecánicas dependen de la memoria de la estructura, de los cambios en el volumen, del calor latente, y de la plasticidad por transformación que son efectos directos debidos a los cambios en la composición de la fase, son tales que al cambiar la microestructura, se cambian las propiedades mecánicas del acero.

Varias curvas de propiedades contra temperatura se han elaborado para hacer aproximaciones de análisis, que consisten en temperaturas pico y en velocidades de enfriamiento entre los 800 y 500°C, han sido parámetros básicos para la determinación de la microestructura obtenida en aceros, en los cuales la velocidad de enfriamiento se aproxima de igual forma al análisis de la zona afectada por el calor en una soldadura (HAZ por sus siglas en inglés), Heat Affected Zone [7].

2.4.1 Austenita retenida

Es la microestructura que resulta en los aceros con altos contenidos de carbono (0.55 – 0.9%C), o de elementos aleantes, que no se ha transformado completamente en martensita durante el temple hasta lograr la temperatura ambiente [8].

2.4.2 Martensita

Resulta de la transformación sin difusión de la austenita en martensita, por efecto de cizalladura entre los átomos de hierro de la austenita, con red cúbica centrada en las caras (bcc), hasta la formación de la martensita con red tetragonal centrada en las caras (bct). En aceros al bajo carbono (menor a 0.2 %), se forman agujas de martensita con estructura cristalográfica que se designa con la letra M según el Instituto Internacional de la Soldadura [8]. Las celdas de martensita se componen de formas de agujas que se agrupan en paquetes, la subestructura se compone de dislocaciones de alta densidad, que se encuentran en arreglo de celdas. En los aceros con carbono arriba del 0.2%, la tendencia de la estructura cristalográfica tiende a red tetragonal centrada en las caras (bct) y a la cúbica centrada en las caras (bcc), cuando la martensita se forma de placas suele tener baja resolución a la luz microscópica y al ataque con metalografía a color [9].

La martensita en la zona afectada por el calor de una soldadura queda en un estado de revenido que consiste en llevar la soldadura a la zona de fusión, el metal base alcanza temperaturas mayores a los 600°C, en que se produce la precipitación de la cementita, con lo cual el acero se ablanda y se convierte en acero más tenaz. La formación de martensita a partir de austenita va acompañada de una dilatación del orden del 4%, que asociada al enfriamiento irregular produce esfuerzos locales de una magnitud, con la cual puede llegar a fisurarse la martensita. A esta fisuración después del enfriamiento se le denomina agrietamiento en frío.

2.4.3 Ferrita

La ferrita es la primera fase que se forma en los límites de grano de la austenita primaria, ocurre durante el enfriamiento por debajo de la temperatura A_{c3} , (temperatura límite inferior de la región austenítica a bajos contenidos de carbono $\gamma / \gamma + \alpha$), a dicha fase se conoce como ferrita alotromórfica, que se muestra en la figura 2.6. La nucleación de ferrita presenta una relación de orientación que está relacionada al grano austenítico, y al crecimiento dentro de los granos de austenita adyacentes, los cuales presentan una relación de orientación aleatoria. La ferrita idiomórfica se forma a temperaturas un poco más bajas, en que la ferrita inicia la nucleación, a partir de inclusiones al interior de los granos austeníticos. En la ferrita idiomórfica no existe relación entre la orientación y la matriz de granos dentro de la cual dicha fase crece. La ferrita poligonal crece en granos dentro de regiones intragranulares, y de un tamaño de grano tres veces mayor a los granos o láminas de ferrita, que rodean a los de austenita.

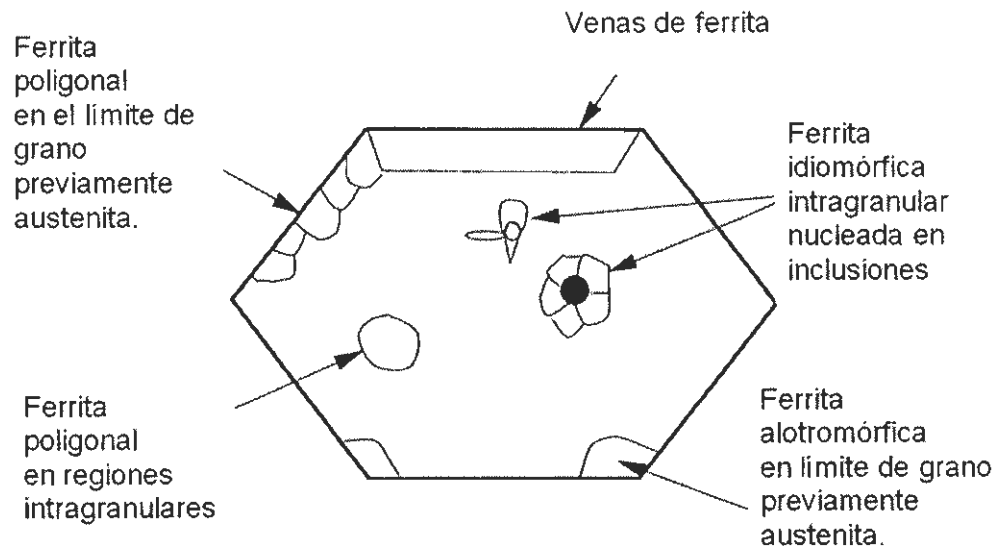


Figura 2.6. Ferrita primaria idiomórfica y alotromórfica [9]

2.4.4 Ferrita Widmanstätten

La ferrita Widmanstätten ocurre a un relativo bajo subenfriamiento, en el cual se relaciona el mecanismo de crecimiento con la formación simultánea de pares de placas acomodadas entre sí, tal que se requiere de una mínima fuerza de impulso para la transformación, a diferencia de la bainita y la martensita. La ferrita Widmanstätten no resulta de un desplazamiento puro, pero se forma de un mecanismo de paraequilibrio, el cual involucra una rápida difusión de los átomos intersticiales del carbono a través de la interfase, dentro de la austenita retenida durante la transformación de corte. Las placas de ferrita Widmanstätten crecen a partir de inclusiones, las cuales producen una fina estructura entrelazada. Las placas de ferrita Widmanstätten primaria crecen a partir de inclusiones, las de ferrita Widmanstätten secundaria crecen a partir de ferrita idiomórfica intragranular, según se muestra en la figura 2.7.

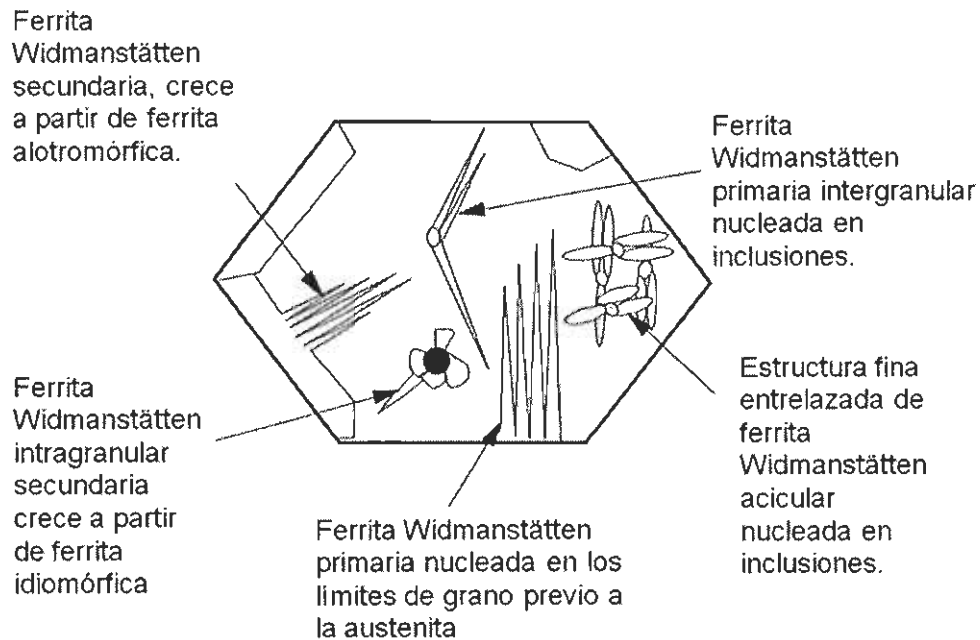


Figura 2.7. Ferrita Widmanstätten primaria y secundaria [9].

2.4.5 Bainita

La bainita se forma a temperaturas controladas con transformaciones lentas de difusión, que son similares a las transformaciones martensíticas a baja temperatura. La bainita crece en placas individuales o subunidades, para formar arreglos paralelos, donde el crecimiento de cada subunidad se relaciona con un cambio de forma del invariante del plano de deformación, a una componente de corte, en la cual no existe redistribución del hierro durante la transformación de interface, o de átomos de soluto sustitucionales. De acuerdo a la temperatura de transformación, la bainita se clasifica en superior e inferior, como se muestra en la figura 2.8. El carbono se divide entre la austenita retenida y la bainita superior, además se precipita como cementita entre la ferrita. La ferrita contenida en la bainita inferior llega a supersaturarse de carbono, ocurren

algunas precipitaciones de carburos dentro y entre las subunidades de ferrita. En el mecanismo de paraequilibrio interviene una transformación de corte en la bainita superior, la cual está asociada a la difusión rápida de átomos intersticiales de carbono, a través de la interfase (γ/α).

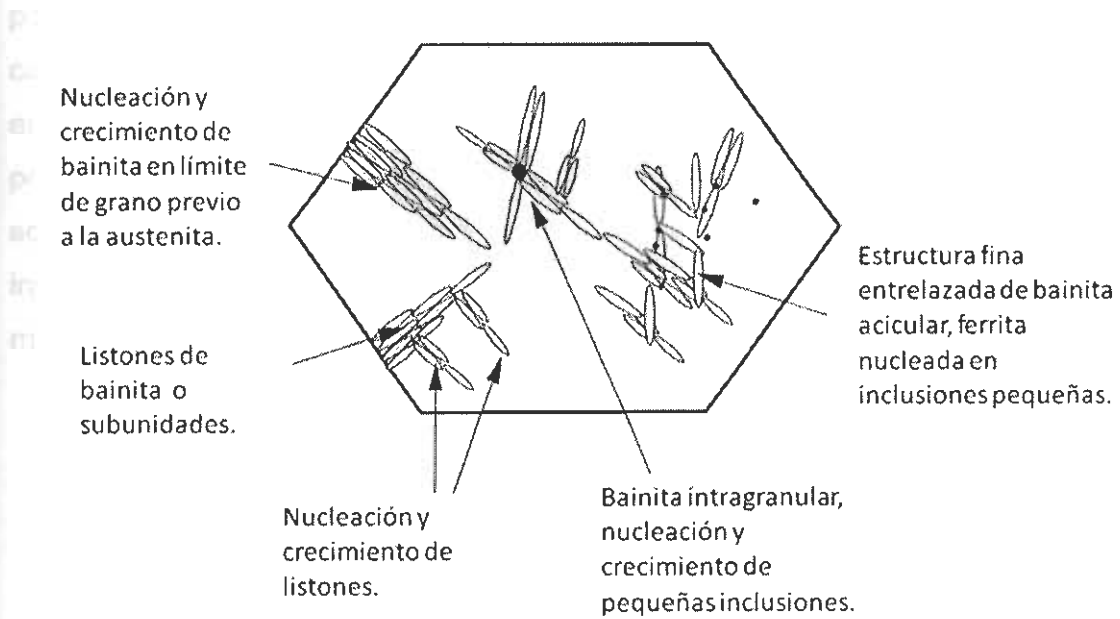


Figura 2.8. Listones de bainita y subunidades [9].

2.4.6 Efecto del proceso GMAW, en soldaduras para unión de aceros DP 780 y TRIP 780 [10]

Las investigaciones con soldaduras por proceso GMAW han sido dirigidas por Kapustka N., Conrardy C., Babu S., y Albright (2008), para la caracterización de los efectos en el material, las condiciones de la velocidad de enfriamiento, la selección del material de aporte, la dilución, el postcalentamiento en la microestructura, y propiedades mecánicas en soldaduras por GMAW, en aceros de fase dual (DP) y en aceros TRIP. En dicha investigación se estudiaron las variaciones de manufactura en la microestructura y en las propiedades mecánicas de aceros DP y TRIP 780.

También fueron evaluadas las siguientes variaciones de manufactura:

- **El material predeformado.** Consistió en soldar placas con alguna deformación previa a la soldadura.
- **El tipo de material de aporte.** Se refiere a la resistencia última a la tensión con la cual se produjeron las soldaduras, que fueron empleadas en placas con aceros al carbono.
- **Condiciones de velocidad de enfriamiento.** Se refirió a las velocidades de enfriamiento que afectaron a los parámetros de los procesos de soldadura.
- **La dilución.** Dependió del diseño y de los parámetros de los procesos de soldadura, en que la aleación en la zona de fusión se compuso de diferentes fracciones del metal base y del metal de aporte.
- **El postcalentamiento.** Consistió en utilizar pinturas reveladoras de calor en componentes, para un calentamiento posterior de la soldadura.

Los resultados de la caracterización en la zona afectada del calor se mostraron en las figuras 2.9 y 2.10, en las cuales la línea cero sobre el eje x representa el límite de la zona de fusión y la zona afectada por el calor (ZAC) hacia la derecha. La zona de fusión queda representada hacia la izquierda.

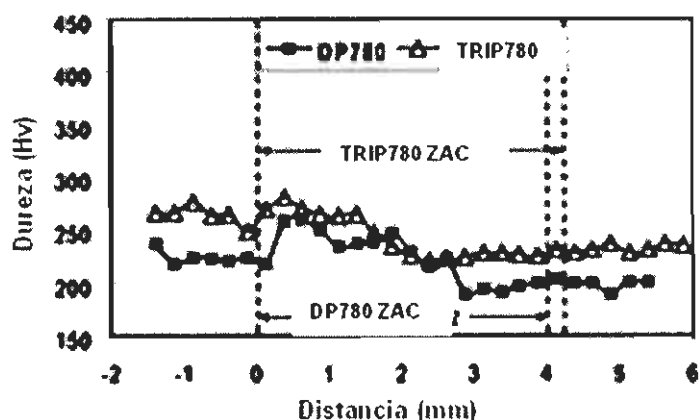


Figura 2.9. Perfiles de dureza en soldaduras de traslape con aceros de fase dual (por sus siglas en inglés DP), en aceros TRIP, y velocidades de enfriamiento rápido [10].

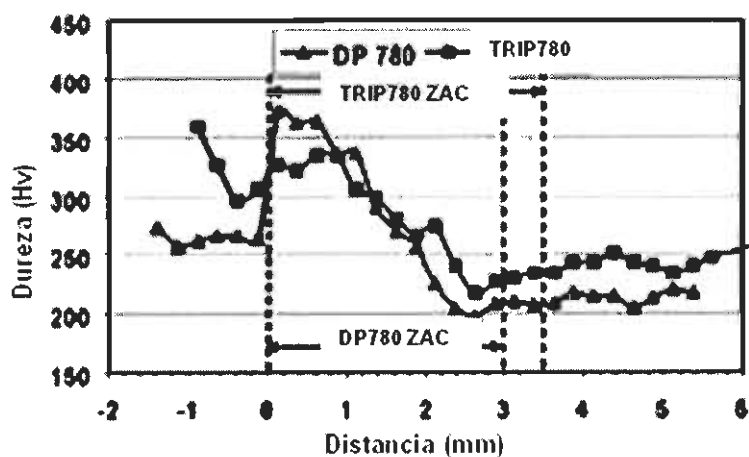


Figura 2.10. Perfiles de dureza en soldaduras de traslape con aceros de fase dual (por sus siglas en inglés DP), en aceros TRIP, y velocidades de enfriamiento lento [10].

Pudo apreciarse en las figuras anteriores, que la dureza más alta se encontró en la zona afectada por el calor ZAC, adyacente al límite de fusión, mientras la zona más blanda se localizó en la parte alejada de la ZAC. La figura 2.6 resultó de durezas producidas por una alta velocidad de enfriamiento, debida un bajo calor de entrada. La figura 2.7 representó perfiles de dureza en aceros DP y TRIP, soldados con una velocidad de enfriamiento lento y un alto calor de entrada. La tabla 2.3 muestra los valores determinados para el calor de entrada.

Tabla 2.3 Microestructura en la zona de fusión, dureza, dilución de soldaduras traslapadas en acero TRIP 980 y electrodo ER70S-6 [10].

Calor de entrada. (KJ/mm)	Velocidad de enfriamiento nominal.	Disipador de calor.	Dilución	Promedio de dureza (Hv).	Microestructura
0.16	Alto	Cobre	37	271	B en mayoría y mínima fracción de FA.
0.34	Bajo	Aire	59	256	B en mayoría y mínima fracción de FA. B tiene mayor radio de aspecto.

B. Bainita.

FA. Ferrita acicular

Tomaron fotografías de la zona afectada por el calor (ZAC) figuras (2.11) y (2.12), de la soldadura con alta velocidad de enfriamiento, en una zona con un microdureza de 335 HV, la cual consistió en una microestructura conformada por martensita y granos gruesos de ferrita, en otra zona de la misma zona afectada del calor, con una dureza de 275 HV, de una microestructura de granos grandes de ferrita, martensita templada y bainita.

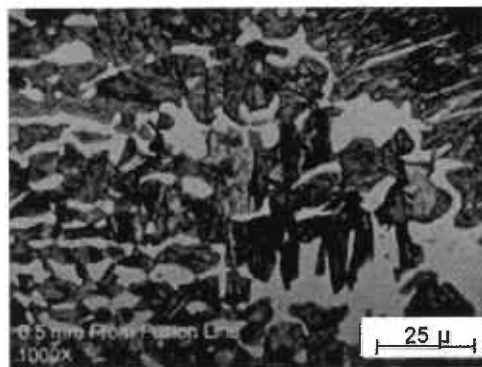


Figura 2.11 Microestructura de ZAC en TRIP 780 a 1000X, en un punto con dureza de 335 Hv de microestructura, con granos grandes de ferrita y martensita [10].

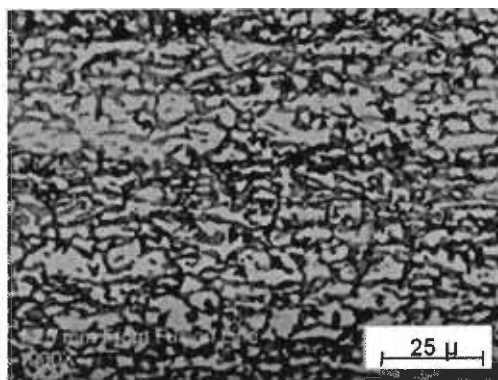


Figura 2.12 Microestructura de ZAC en TRIP 780 a 1000X de una zona más alejada a la zona de fusión, con dureza mínima de 275 Hv y granos grandes de ferrita y martensita [10].

Concluyeron en su trabajo de investigación, que el contenido del aluminio (1.81), en los aceros TRIP 780 propicia se mantenga la presencia de ferrita en todas las zonas afectadas por el calor (ZAC), con presencia de ferrita gruesa en la interfase de la soldadura, lo cual resultó en un mínimo valor pico de dureza de Vickers (211 Hv). Encontraron que la microdureza en la zona de fusión (ZF) se vio afectada por la composición química del metal base, por la condición de velocidad de enfriamiento y la composición del metal de aporte.

2.4.7 Austenita retenida en acero TRIP, soldado con proceso GTAW [11]

En este trabajo Zhao et al (2001) experimentaron con un acero TRIP de composición química, con carbono equivalente (Ceq), que se muestra en la Tabla 2.4, el cual fue soldado mediante los procesos de Láser LBW (por sus siglas en inglés Laser Beam) y el de arco de tungsteno y gas GTAW (por sus siglas en inglés Gas Tungsten Arc Welding), en que se aplicó argón como gas de protección.

Tabla 2.4. Composición química del acero TRIP [11].

C	Mn	Si	P	Al	Cr	S	Ni	Ceq-Ilw ^a	Ceq-IB ^b
0.16	1.58	1.47	0.087	0.048	0.20	0.005	0.04	0.466	0.299

$$\text{Ceq-Ilw}^a = \text{C} + \text{Mn}/6 + \text{Cr}/5 + \text{Ni}/15.$$

$$\text{Ceq-IB}^b = \text{C} + (\text{Mn} + \text{Cr})/20 + \text{Ni}/60 + \text{Si}/30.$$

Las probetas de estudio consistieron en placas con dimensiones de 200 mm X 100 mm X 3 mm. Para dicho proceso se contó con el control de monitoreo del software denominado software de Labview (versión 6), para lo cual la probeta en estudio se colocó en un compartimiento móvil, en el cual se le aplicó la

soldadura mediante una antorcha fija, bajo condiciones de parámetros de soldadura que se muestran en la tabla 2.5.

Tabla 2.5. Parámetros de soldadura para el proceso GTAW [11].

Parámetros	Valor
Electrodo (EN)	W + 2wt.% ThO ₂
Diámetro del electrodo	2.4mm
Ángulo superior del electrodo	60°
Longitud de arco	3mm
Voltaje del arco	10.7 V
Corriente de soldadura	145 A
Velocidad de soldadura	3 mm s ⁻¹
Gas de protección	0.6 m ³ s ⁻¹ Ar

La soldadura por rayo láser fue desarrollada para el modo de cerradura, utilizando un láser de 3 kW Haas HL3006D Nd: YAG láser. La tabla 2.6 muestra los parámetros de la soldadura por láser.

Tabla 2.6. Parámetros de soldadura para el proceso LB [11].

Parámetros	Valor
Potencia del Láser	3000 W
Velocidad de desplazamiento	25 mm s ⁻¹
Longitud del foco	150 mm
Gas de protección	1.92 m ³ s ⁻¹ Ar
Gas de retroceso	0.6 m ³ s ⁻¹ Ar

La microestructura del acero TRIP soldado fue analizada por medio de microscopía óptica, mediciones de dureza de Vickers, difracción de rayos X, y técnicas magnéticas. Las probetas fueron previamente pulidas con pasta de diamante de 1 μm, fueron atacadas para observar su microestructura, por una solución de Nital, en una cantidad porcentual del 2% y ácido pícrico en una concentración del 4%.

La microestructura del espécimen en el metal base consistió en ferrita, bainita y austenita retenida como se muestra en la figura 2.13.

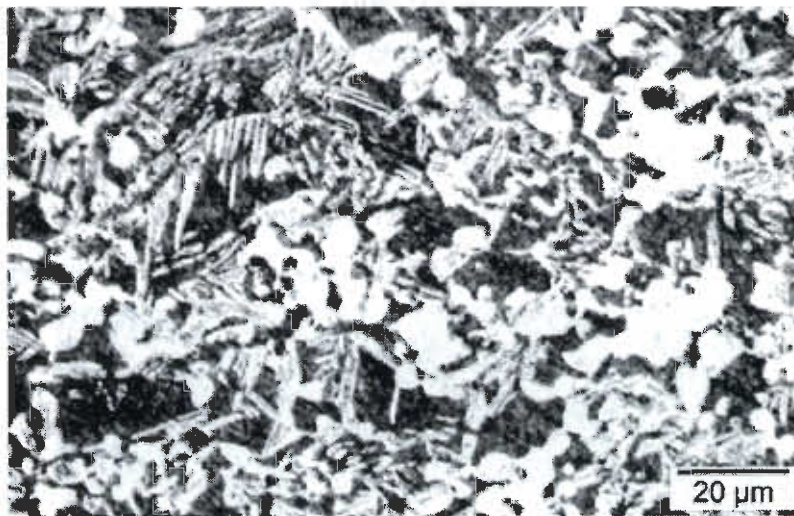


Figura 2.13. Microestructura de acero TRIP en el metal base (MB) por el proceso de soldadura por rayo láser (LBW) [11].

En la zona afectada del calor, la microestructura del proceso por LB consistió en ferrita dendrítica o epitaxial, martensita y austenita retenida, según se muestra en la figura 2.14.

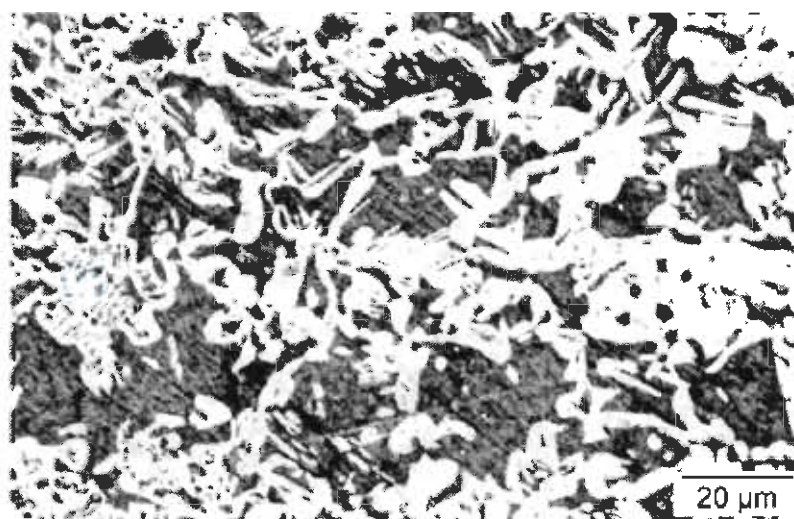


Figura 2.14. Microestructura de acero TRIP en la zona afectada por el calor (ZAC) por el proceso LB [11].

El calor de entrada para la soldadura por rayo láser LB fue de 96 J/mm, el proceso GTAW produjo un calor de entrada de 414 J/mm, y un área de distribución de calor más grande que resultó de una velocidad más baja de avance de soldadura, por lo tanto el charco de soldadura es más amplio que el de soldadura por rayo láser. En la zona afectada por el calor se observa que la microestructura cercana al metal soldado por GTAW, presenta formación de bainita y austenita retenida (Figura 2.15), mientras que en el espécimen soldado por LB, presenta más ferrita (Figura 2.16).

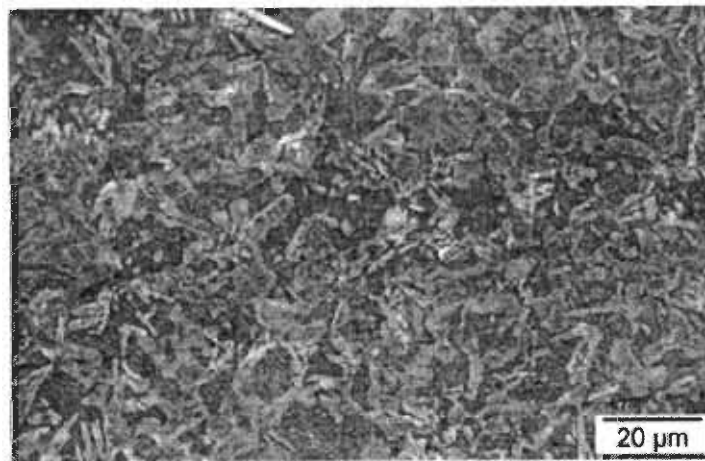


Figura 2.15. Soldadura GTAW en zona afectada por el calor, cercana al metal base [11].

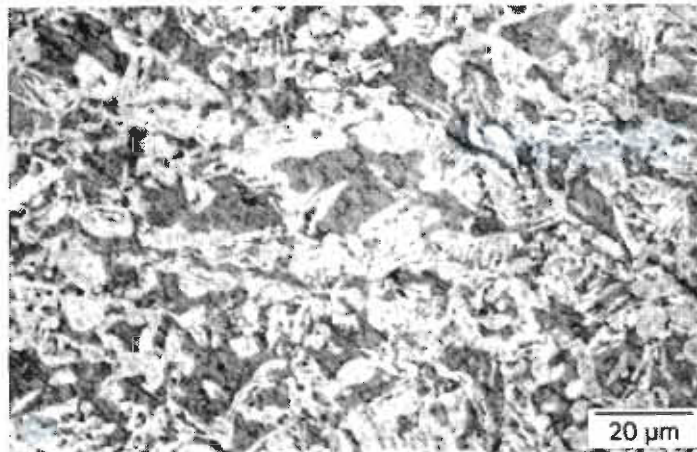


Figura 2.16. Soldadura LB en zona afectada por el calor, cercana al metal base [11].

En este estudio los autores se enfocaron en investigar la existencia de la austenita retenida, después de aplicada la soldadura, enseguida se determinó la existencia de la austenita retenida mediante la difracción de rayos X, (XRD por sus siglas en inglés), figura 2.17, y por técnicas magnéticas, ver tabla 2.17. El resultado de la cuantificación de la fracción en volumen de la austenita retenida es casi igual a la contenida en el metal base, para el caso del GTAW la fracción en volumen de la soldadura por rayo láser LBW, fue la mitad del contenido en el metal base. Por los medios magnéticos se determinó que el volumen de la austenita retenida más bajo se encontró cerca de la zona de fusión, el cual se incrementó conforme a la proximidad del metal base, figura 2.18.

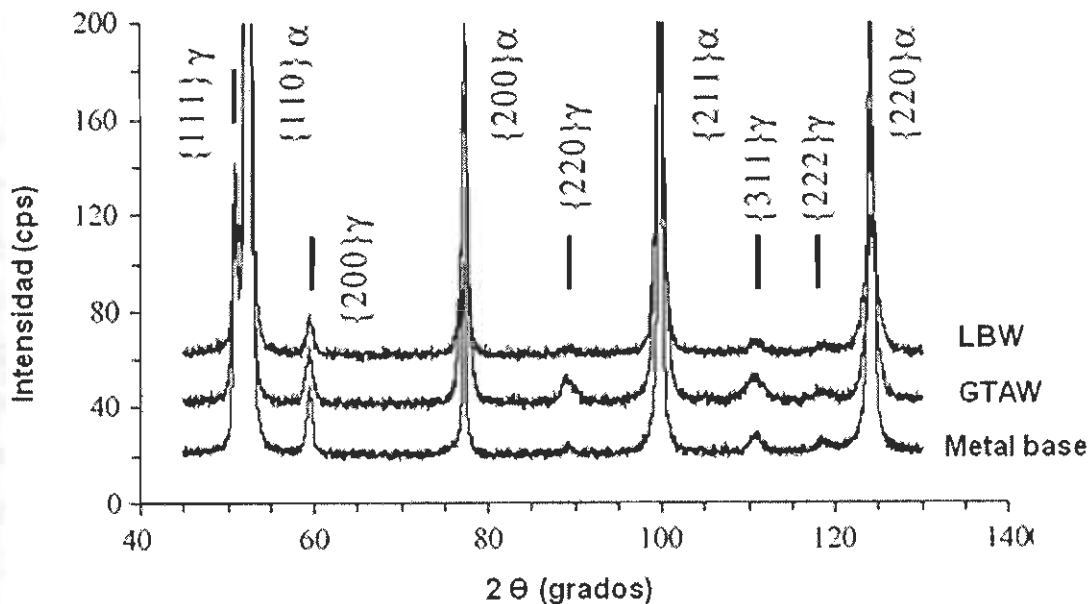


Figura 2.17. Patrones de difracción de rayos X del metal base (MB) en soldaduras por rayo láser (LBW) y de arco de tungsteno y gas (GTAW) [11].

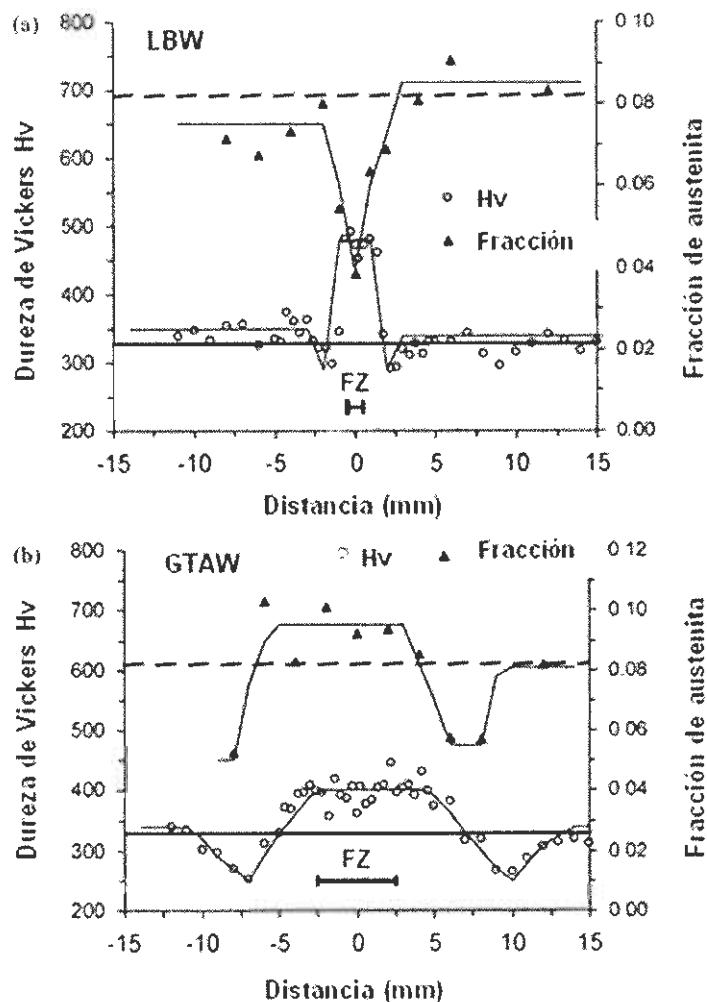


Figura 2.18. Fracción de austenita retenida en experimentos magnéticos y dureza de Vickers, para soldaduras por LBW y GTAW [11].

Tabla 2.7 Volumen general de fracción de austenita retenida determinados mediante XRD y por técnicas magnéticas [11].

Técnica	Aproximación	Metal base	GTAW	LBW
XRD	± 0.010	0.071	0.074	0.033
Magnético	± 0.002	0.082	0.096	0.061

Los autores encontraron que mediante las dos técnicas de cuantificación la austenita retenida se encontraba cerca del metal base, lo que implicaría

ductilidad en la zona de la soldadura, para el caso transformación martensítica de la austenita retenida en el efecto TRIP, si se presentara un futuro caso de servicio.

Concluyeron que para la soldadura GTAW existía una cantidad relativamente mayor de austenita retenida debido al relativo enfriamiento lento, por lo que la austenita podría beneficiar la soldadura en el acero TRIP.

El mínimo endurecimiento se encontró cerca de la zona afectada por el calor, tanto en el proceso GTAW como en el LBW, resultado de alto contenido de ferrita, que pudiera contrarrestar el riesgo de falla en servicio, debido a la austenita retenida.

2.4.8 Efecto de soldadura láser en un acero TRIP 800 [12]

En esta investigación Han et al (2005) empleó el rayo láser en una soldadura para un acero TRIP 800, en que se utilizó gas de dióxido de carbono (CO_2), para la investigación de los defectos, microestructura, propiedades mecánicas, y la formabilidad. El experimento consistió en un acero TRIP 800 rolado en frío con una composición química de Fe-0.2C-1.5Mn-1.5Si-0.01N en porcentaje de peso y un espesor de placa de 1.2mm. La cantidad de austenita retenida medida en metal base mediante XRD fue del 10%, la velocidad de avance del haz fue de 4 - 12 m/min, con una potencia de 4.5 – 6 kW. El helio (He), y argón (Ar) se utilizaron como gases inertes protectores de la soldadura. La distancia focal se mantuvo a 20 lúmenes por minuto (L/min) y a cero (0 L/min). Fue medida la dureza de Vickers cercana a la zona de fusión (ZF), para una carga de 2.94 N a un tiempo de 15 segundos (s).

La figura 2.19 muestra las durezas a una velocidad de avance en la soldadura de 7 m/min, a intervalos de 150 μm y en una distancia de línea virtual de 300 μm .

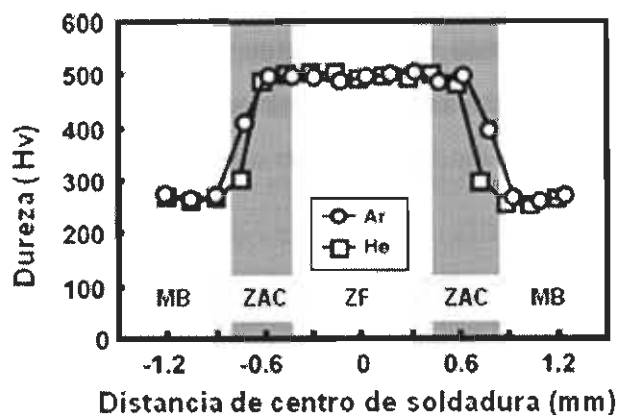


Figura 2.19 Dureza cercana a la zona de la soldadura con una velocidad de 7 m/min [12].

La figura 2.20 muestra la microestructura de la zona de fusión (ZF), para una velocidad de avance de 4 m/min, con He utilizado como gas inerte (a), y el de metal templado en agua, a los cuales se les encontró completamente martensita.

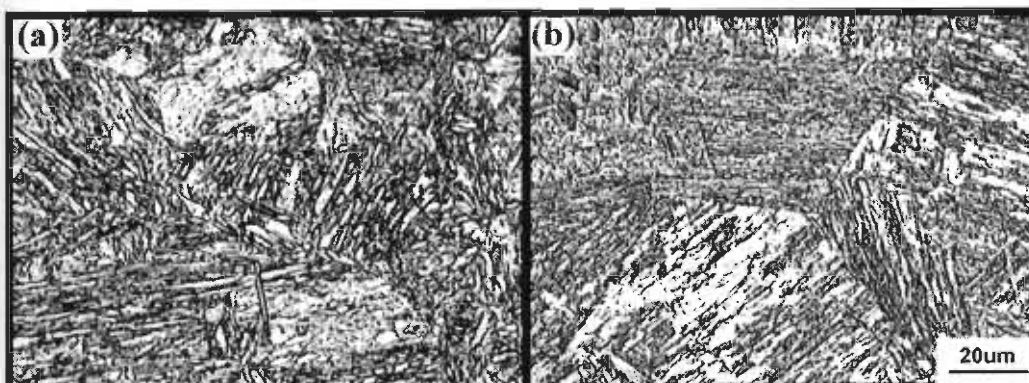


Figura 2.20. Microestructura de la zona de fusión con una velocidad de avance de 4m/min (a) y de metal templado en agua (b) [12].

Las fases de martensita (M) y de ferrita (F), fueron marcadas y aparece en el metal de soldadura solo la fase de martensita. Se observó que al aproximarse al metal de soldadura, a la ZAC cercana al metal de soldadura estuvo compuesta por ferrita y martensita, lo cual indica que en dichas zonas exista la máxima dureza, que se tenga decremento de la dureza en la ZAC, conforme la proximidad al metal base, con fase de ferrita y baja dureza, como se muestra en la figura 2.21.

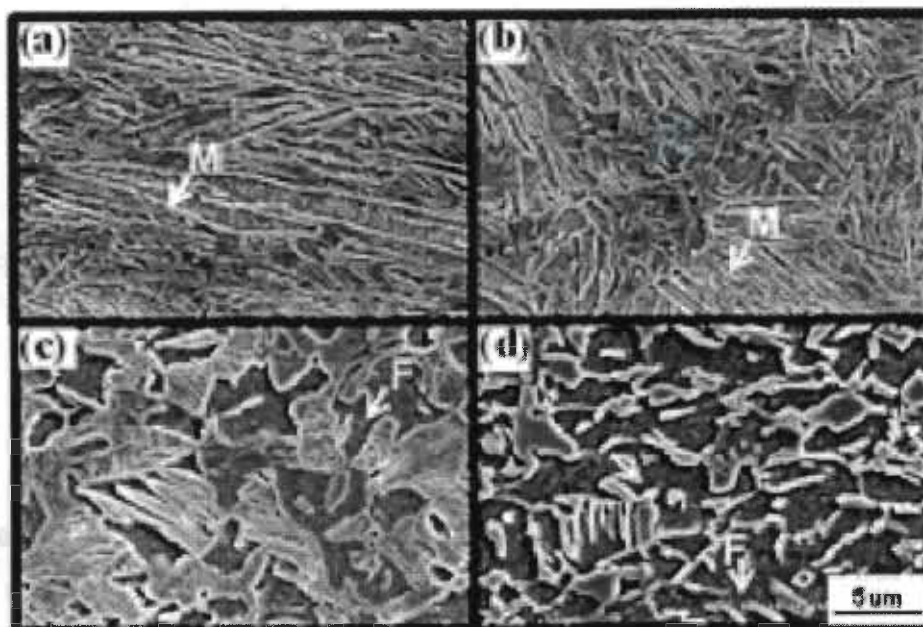


Figura 2.21. Microestructura con láser, a) Metal de soldadura, b) Metal de soldadura/ZAC, c) ZAC/metal base, d) Metal base [12].

La figura 2.22 indicó que el valor de dureza es el mismo al del espécimen templado en agua, lo cual indicó que la velocidad de enfriamiento por rayo láser para cualquier condición es igual al de templado en agua.

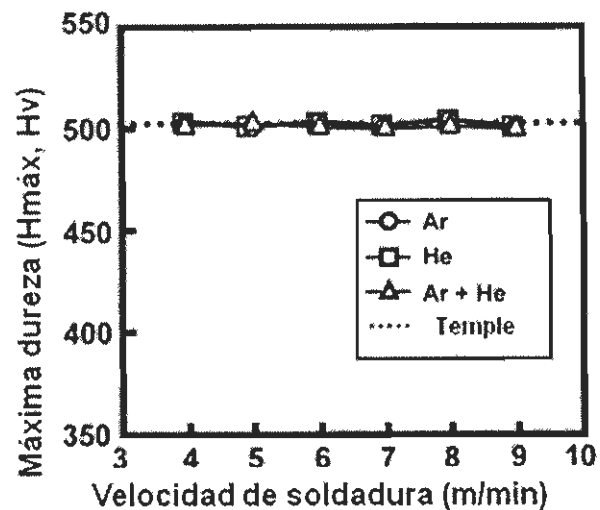


Figura 2.22. Máxima dureza para diferentes velocidades de avance de soldadura [12].

En la figura 2.23 se muestran los perfiles de las soldaduras, en los cuales el perfil en forma 'Y' se forma a medida que se disminuye la velocidad de avance de la soldadura. El ancho del perfil de la soldadura disminuye conforme se incrementa la velocidad de la soldadura, en un rango de velocidades de soldadura con penetración completa y cambia en perfil 'V' cuando las soldaduras son de penetración parcial.

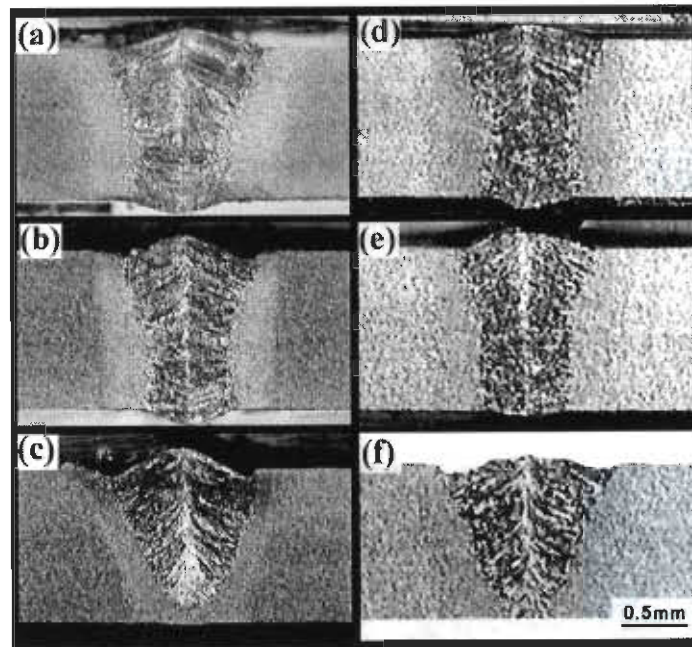


Figura 2.23. Secciones transversales para diferentes velocidades de avance de soldadura y gases de protección, una potencia de 6 kW, a 5 m/min-Ar (a), 7 m/min-Ar (b), 10 m/min-Ar (c), 5 m/min-He (d), 7 m/min He (e) y 11 m/min-He (f) [12].

Concluyeron que la dureza llegó a su máximo valor en el metal de la soldadura, así como en la ZAC cerca del metal de soldadura, que decrementa en la proximidad al metal base. Por lo tanto la máxima dureza no tuvo relación alguna con el gas de protección, ni con la velocidad de avance de la soldadura.

2.4.9 Soldabilidad de acero TRIP 600 por proceso GMAW [13]

Mei y colaboradores (2008) investigaron acerca de la soldabilidad de acero TRIP al bajo carbono por el proceso de GMAW, en placas de 300X150X6mm. La composición química en porcentaje de peso se muestra en la tabla 2.8.

Tabla 2.8 composición química del acero TRIP 600 [13].

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Al
% en peso	0.11	1.67	1.19	0.006	0.013	0.038

CE = 0.438

La microestructura consistió en ferrita, bainita y austenita retenida como se muestra en la figura 2.24.

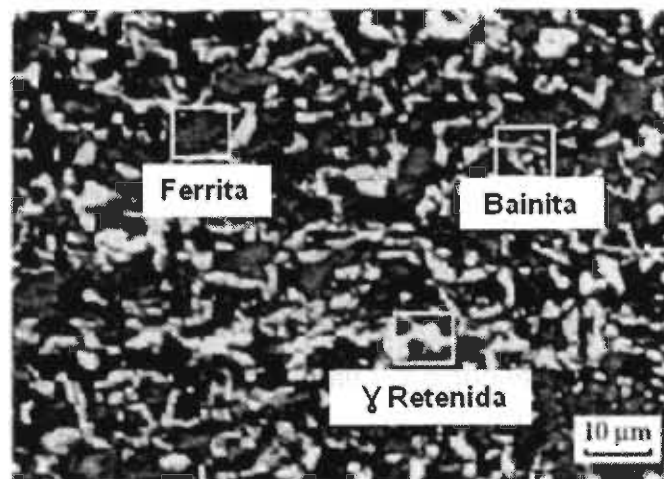


Figura 2.24. Microestructura con fases de ferrita bainita y austenita retenida, en acero TRIP 600 [13].

Para el proceso GMAW se utilizó un robot, gases de Ar al 80% y CO₂ al 20% en la protección de la soldadura. Para el material de aporte se utilizó electrodo ER70S-6 de alambre y los parámetros utilizados se muestran en la tabla 2.9.

Tabla 2.9. Parámetros de soldadura por proceso GMAW en acero TRIP 600 [13].

Parámetros	Valor
Electrodo	C 0.08, Mn 0.6, Si 1.13, P 0.01 S 0.011
Diámetro del electrodo	1.2 mm
Voltaje del arco	28-30 V
Corriente de soldadura	180-210 A
Velocidad de soldadura	130-145 mm min ⁻¹
Flujo gas de protección	15 L min ⁻¹

La microestructura en la zona de fusión (ZF) consistió principalmente en ferrita acicular, ferrita en el límite de grano, y algunas placas de ferrita, como se muestra en la figura 2.25(a). En la zona afectada del calor se encontró grano grueso principalmente de bainita como se muestra en la figura 2.25(b). Los granos finos de la ZAC consistieron en grandes cantidades de ferrita y de bainita como se muestra en la figura 2.25(c). Por lo tanto no encontraron gran cambio microestructural, lo cual beneficia la ductilidad y la resistencia de las uniones, ya que la zona de fusión consistió principalmente de ferrita acicular.

Los aceros al bajo carbono tienden a templarse debido a altas velocidades de enfriamiento, después de proceso de la soldadura. La parte más crítica de la zona afectada del calor se austeniza y debido a varias velocidades de enfriamiento, la martensita se forma a muy rápidas velocidades de enfriamiento, la bainita se forma a velocidades de enfriamiento superiores a las de transformación martensítica, mientras que la ferrita y perlita a velocidades lentas de enfriamiento, y se incluye la ferrita Widmanstätten que se forma después del enfriamiento. El grano grueso de la zona afectada por el calor resultó más grande que en el metal base (MB), y con valores mayores de

microdurezas de Vickers. La microestructura en la zona afectada por el calor resultó más fina que en la zona de fusión (ZF).

La zona afectada por el calor intercrítica se austenizó parcialmente y en la microestructura se conservó la ferrita, la ferrita refinada y la perlita. Debajo de la línea de temperatura A_1 , no se experimentó cambio alguno en la microestructura de la zona afectada por el calor ZAC, de forma que existió la misma microestructura que en el metal base, con ferrita, bainita y austenita retenida.

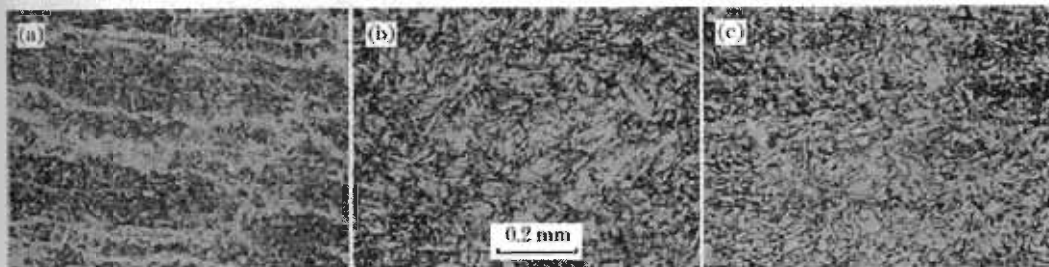


Figura 2.25. Microestructura de transición en acero TRIP 600 transversalmente a la soldadura. (a) Zona de fusión, (b) Grano grueso de zona afectada del calor, (c) Grano fino en la zona afectada por el calor [13].

En la figura 2.26 se muestra la gráfica de dureza de Vickers, que se incrementa de 122 a 220 Hv dentro de la zona afectada por el calor, y el valor de 122 Hv corresponde al metal base (MB), mientras que al centro de la soldadura se eleva a 165 Hv, lo cual indica que no existe gran variación.

Las microdurezas de la unión soldada en acero TRIP 600 se muestran en las figuras 2.26 (a) y (b), en que el máximo valor de microdureza es de 319 Hv. En la segunda gráfica el máximo valor de microdureza en las figuras 2.26 (c) y (d) es de Hv 215. Es de esperarse que a altas velocidades de enfriamiento la zona afectada por el calor en este estudio se forma en la microestructura bainita y martensita, con valores máximos de microdureza, y a bajas velocidades de

enfriamiento, se forma ferrita y perlita con valores máximos más bajos de dureza, de tal forma que la unión de 1.8mm – 1.8mm resultó con el valor más alto de dureza.

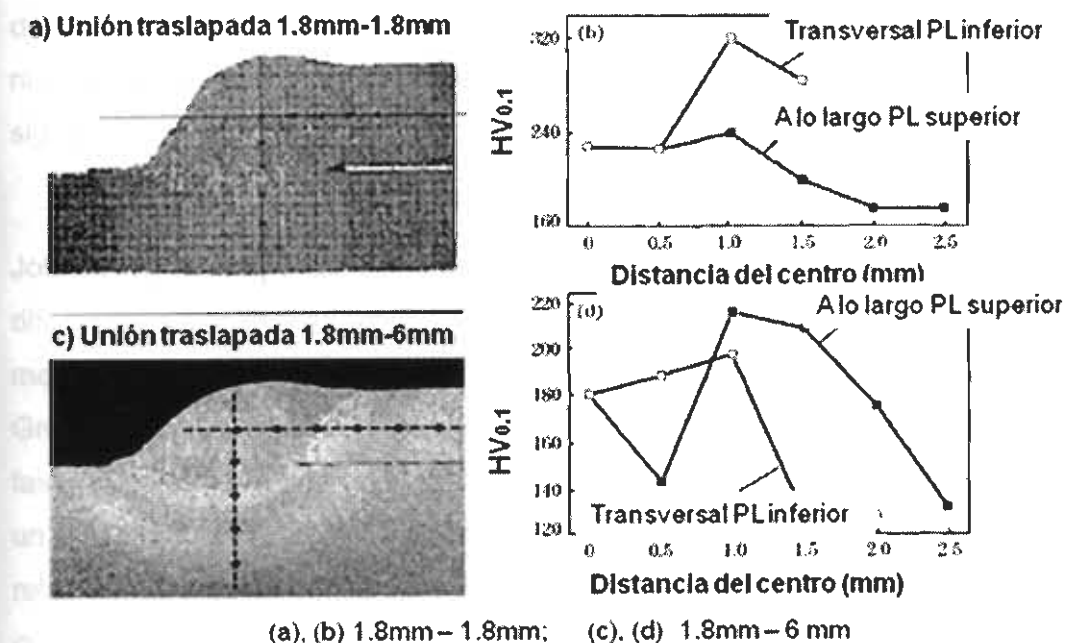


Figura 2.26 Perfil de soldaduras para soldadura de unión traslapada [13].

Para estos trabajos los autores concluyeron que la unión de acero TRIP 600 exhibió buena microestructura que favoreció el comportamiento de alta resistencia y una buena ductilidad, además de poder desarrollarse una resistencia mayor a la correspondiente en tensión de 700 MPa, y una resistencia de tenacidad al impacto mayor a 27 J/cm².

2.5 Transformación inducida por plasticidad (TRIP)

Se define como el incremento de la plasticidad, en un cambio de fase a un esfuerzo más bajo, que el correspondiente al esfuerzo de cedencia, el cual se debe a esfuerzos locales presentes, que son compatibles entre la matriz y las nuevas fases. El efecto TRIP se debe a dos efectos que se presentan como sigue:

El efecto TRIP se debe al acomodamiento del mecanismo de Greenwood-Johnson y al efecto de orientación, que es el mecanismo de Magee [5]. La diferencia entre los volúmenes de las fases origina la plasticidad de la fase menos resistente, es decir, a bajos niveles de esfuerzo en el mecanismo de Greenwood-Johnson y el efecto de Magee se debe a la orientación de la nueva fase, que tiene un promedio de orientación diferente a cero cuando se le aplica un esfuerzo microscópico. En la figura 2.27 se muestra una gráfica de la relación elongación contra la resistencia a la tensión de los aceros TRIP, en la cual se observa que a mayor resistencia a tensión, se disminuye la capacidad de elongación en dichos aceros.

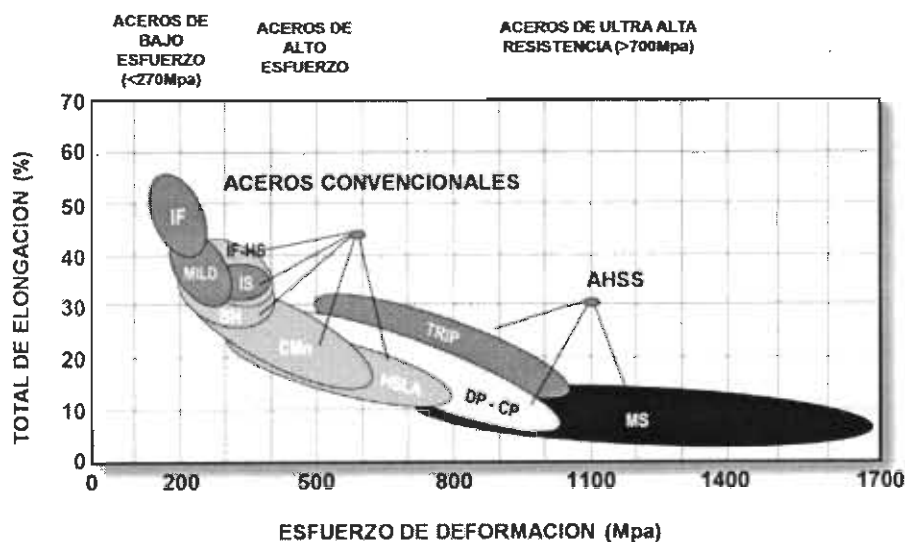


Figura 2.27. Porcentaje de elongación - resistencia a la tensión en probetas de 50.8 mm de longitud, para aceros utilizados en la industria automotriz [14].

2.6 Técnicas para la determinación de la fracción en volumen de fases

Para el análisis referente a la cuantificación de la fracción en volumen de las fases existentes, especialmente el de austenita retenida, en la evaluación de las propiedades en los aceros TRIP, varios autores han publicado artículos, en los cuales han presentado trabajos de investigación con diferentes técnicas de cuantificación, como es el caso de la difracción por rayos X (XRD, por sus siglas en inglés) X-Ray Diffraction, en la cual se observa la cantidad de picos por difracción, en la superficie de una lámina con una precisión cuantitativa normal. Otra técnica consiste en la difracción de neutrones, en que también se observa la cantidad de picos de difracción con una precisión cuantitativa normal. También entre dichas técnicas está la microscopía electrónica de barrido, combinada con metalografía a color y análisis de imagen, que consiste en observar una superficie de lámina y el análisis posterior de la imagen, con una precisión cuantitativa baja. La técnica de Mössbauer, en la cual se observan mediciones de espectroscopía en superficies de láminas delgadas ($20\ \mu\text{m} - 50\ \mu\text{m}$) y con una precisión cuantitativa normal. La técnica de magnetización, que consiste en saturaciones magnéticas para la mayoría de los materiales, con alta precisión de resultados. Y la técnica de dilatometría, que mide el cambio de la longitud para la mayoría de los materiales, la cual tiene una precisión cuantitativa baja en los resultados. En la tabla 2.9 se muestran las distintas técnicas para cuantificar la fracción en volumen de la austenita retenida [15].

Tabla 2.10. Diferentes técnicas para la determinación de la fracción en volumen de la austenita retenida [15].

Técnica de cuantificación.	Cantidad observada.	Volumen de prueba.	Precisión.
Difracción por rayos X.	Difracción de picos.	Superficie de lámina.	Normal.
Difracción de neutrones.	Difracción de picos.	Volumen.	Normal.
Metalografía/SEM.	Al grano atacado a color.	Superficie de lámina.	Baja
Mössbauer	Espectro de transmisión.	Lámina delgada.	Alta
Magnetización	Saturación magnética.	Volumen	Alta
Dilatometría	Cambio de longitud	Volumen	Baja.

2.7 Técnica de microscopía óptica, mediante el análisis de imagen por ataque, con metalografía a color

En este documento se presentan los resultados del efecto que produce la soldadura por rayo láser en la transformación, las propiedades de tensión que exhiben el aceros TRIP 800, cuya microestructura se encuentra compuesta por ferrita, bainita, martensita y una cantidad sustancial de austenita retenida, que es obtenida a partir de enfriamiento por temperatura de recocido intercrítica, hasta una temperatura sostenida de isoterma bainítica. Se hizo un ataque de tinta de color a una muestra de acero soldado AHSS, con la finalidad de conocer la transformación de la fase. Para el ataque se aplicó la solución de

Klemm's 1 y se logró identificar a la bainita en color azul, la martensita en color café, la ferrita en color amarillo y la austenita retenida en color blanco. Se utilizó la difracción por rayos X (XRD por sus siglas en inglés), para estimar la cantidad de la austenita retenida [16].

Las soluciones para el ataque de las muestras contenían picral al 4%, que se obtuvieron de mezclar 4 gr de ácido pícrico seco en 100 ml de etanol, para ser mezclado con algunas gotas de ácido hidroclicórico concentrado, el cual se compone de 1 ml por 100 ml de solución picral y una solución al 10% de metabisulfito de sodio, de una mezcla de 1 gr de metabisulfito de sodio en 100 ml de agua.

Las muestras se montaron en baquelita, para un tratamiento de abrasión de con papeles lija de grano 120 hasta una de grano 600, luego de pulirse en pasta de diamante de 6 μm , se pulieron con otra pasta de diamante de 1 μm , por último las muestras fueron lavadas con agua y entonces con alcohol, para ser secadas con aire caliente forzado.

Las muestras se sumergieron en la solución picral, por espacio de 18 a 20 segundos, luego de ser lavados en agua, después en ethanol y fueron secadas con aire caliente forzado.

En la segunda parte, el ataque con picral sirvió para delimitar los carburos y la bainita, mientras que el nital atacó los a los granos de ferrita y a los correspondientes límites de grano. Posteriormente las muestras se sumergieron en metabisulfito de sodio, por un tiempo de 6 a 8 segundos y se lavaron en agua seguido de etanol, para secarse con aire caliente forzado y poderse observar las coloraciones correspondientes a la martensita y la ferrita [17].

2.7.1 Microestructura y propiedades mecánicas de soldaduras con Láser, en aceros TRIP y TWIP [18]

Mujica et al (2009) investigaron la soldadura láser en la unión láminas de aceros disímiles TRIP y TWIP y caracterizaron la microestructura, por medio de microscopía óptica (OM por sus siglas en inglés), microscopía electrónica de barrido (SEM), y por difracción de electrones retro dispersados (EBSD por sus siglas en inglés). Con la finalidad de distinguir la zona de fusión (ZF), la zona afectada por el calor y el metal base, se hicieron mediciones de microdureza y de difracción de rayos X (XRD por sus siglas en inglés). Además investigaron la influencia de las condiciones de la soldadura en la microestructura, la transformación de las fases, la composición química y la dureza entre otras.

El acero TRIP consistió en una lámina del tipo TRIP 800 de 1 mm de espesor y la composición se determinó por espectroscopía de emisión óptica, de acuerdo a los valores de la tabla 2.11.

Tabla 2.11 composición química del acero TRIP [18].

Elemento	Mn	Cr	Si	C	P	S	Ni	Cu	Al
% en peso	23.94	0.862	0.28	0.506	0.013	<0.001	00.144	0.009	0.003

Se utilizó argón como gas de protección y la soldadura se aplicó con una potencia de 3 kW, a una velocidad de avance de 6m/min.

Las muestras para la investigación fueron atacadas mediante el reactivo de color al 4% w/w $\text{HNO}_3/\text{CH}_3\text{-CH}_2\text{OH}$ y al 1% $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_8/\text{H}_2\text{O}$. La figura 2.28 muestra la soldadura después de haberse atacado mediante el reactivo a color y se mostró que para el acero TRIP, el color blanco indicaba la austenita retenida y la ferrita, la martensita en color café claro y la bainita en color azul oscuro, la franja en color café oscuro de una alta fracción de martensita y bainita en la zona afectada por el calor. En la figura 2.28(b) se indicó el contenido de manganeso mediante espectroscopía de energía dispersa de rayos X (EDX por sus siglas en inglés), en la primera zona resultó con un valor del 20 al 25% causado por segregación en la fabricación del acero TWIP, en la segunda región fluctuó del 5% al 20% que propició la microestructura de ferrita y de martensita, en la tercera zona se determinó una caída en contenido del manganeso de 12.7 al 2.9% en la interface de la zona de fusión del acero TRIP, y en esta parte el porcentaje fluctuó alrededor del 2.5%.

La figura 2.28(c) mostró la microdureza de Vickers de 250 HV05 en el metal base del acero TRIP, y se atribuyó al bajo contenido de carbono, y al bajo efecto de endurecimiento relacionado con elementos intersticiales, y el valor más alto se encontró en la zona afectada por el calor (ZAC) del acero TRIP, en un rango de 350 a 450Hv_{0.05}, que se debió a la fracción en volumen de martensita y al tamaño de grano más chico. La zona de fusión mostró valores de dureza entre 350 y 250Hv_{0.05}, mientras el TWIP generó los valores mínimos de dureza.

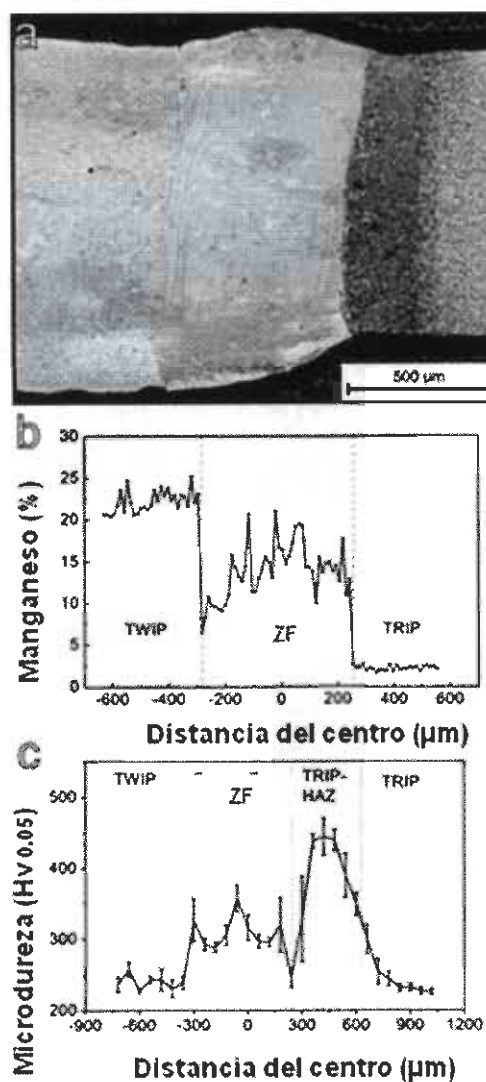


Figura 2.28 a) microscopía, b) contenido de manganeso, c) microdureza [18].

En la figura 2.29 se mostró en la zona de fusión a la martensita en color café, que se produjo a altas velocidades de enfriamiento, en color verde microestructura austenítica en acero TWIP y el color amarillo la microestructura ferrítica en el acero TRIP. Las zonas oscuras correspondieron a microestructura de martensita con tamaños finos de grano.

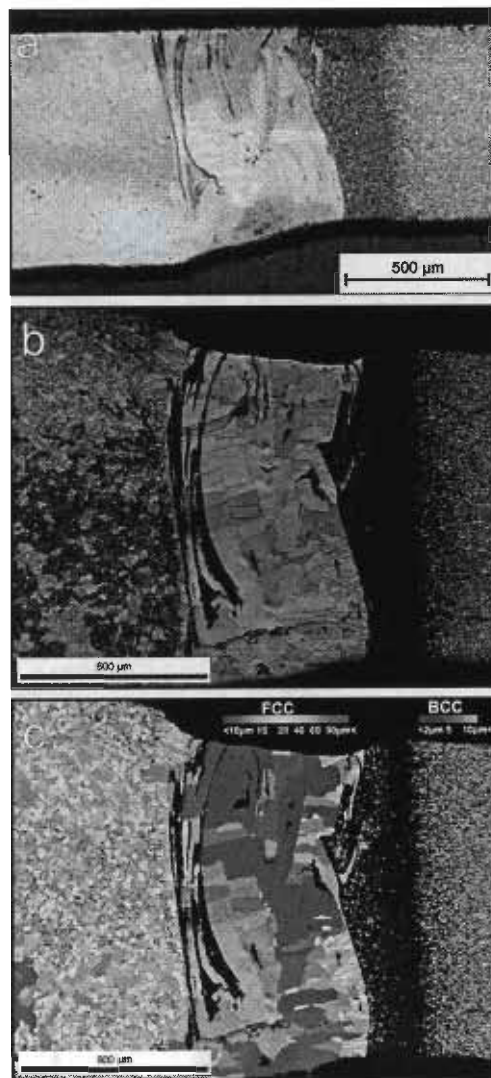


Figura 2.29 (a) micrografía de soldadura, (b) imagen de difracción difracción por dispersión regresiva de electrones, (c) distribución de tamaño de grano [18].

En la figura 2.30 se mostró la microestructura del metal base, la ferrita y la austenita retenida aparecieron en color blanco, la bainita y martensita en color café, en esta imagen se mostró que la ferrita predominó. Los valores promedio de grano (IQ por sus siglas en inglés) se mostraron en amarillo para la ferrita,

los intermedios en azul claro para la bainita y los más bajos en color anaranjado para la martensita.

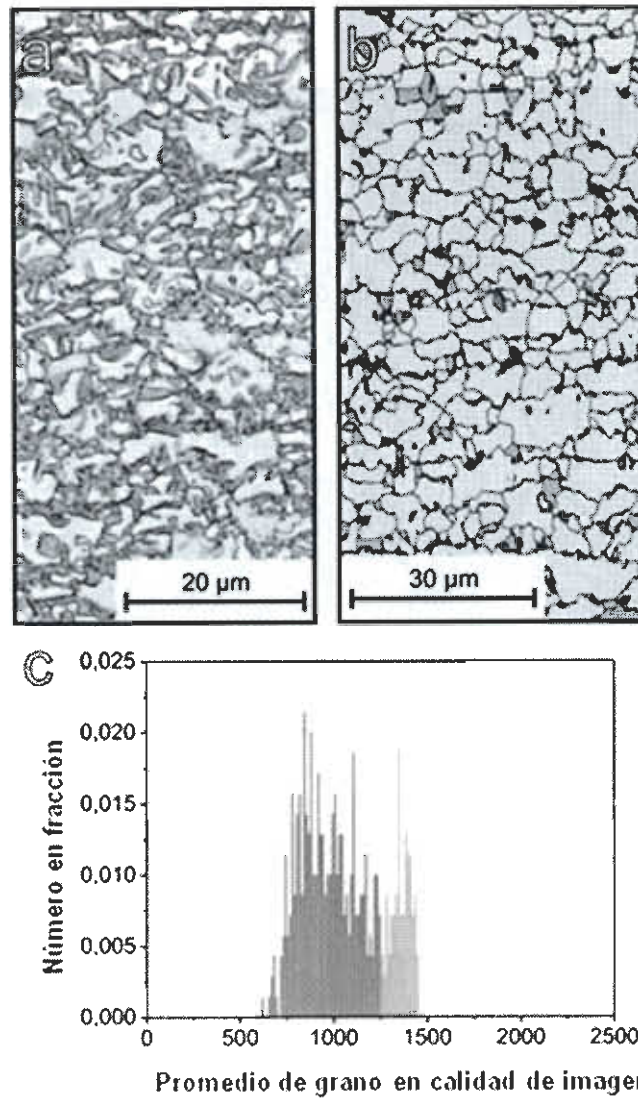


Figura 2.30. Metal base del acero TRIP [18].

En la figura 2.31 se mostró la zona afectada por el calor del acero TRIP adyacente a la zona de fusión, en color claro la microestructura de ferrita y las zonas oscuras la martensita y la bainita, las láminas de martensita se debieron

a velocidades rápidas de enfriamiento, los valores promedio de grano indicaron que consistían en ferrita con color amarillo, fracciones mínimas de bainita en color azul claro y martensita en color naranja. En color verde se encontró austenita que no perteneció a la zona afectada por el calor sino a la zona de fusión.

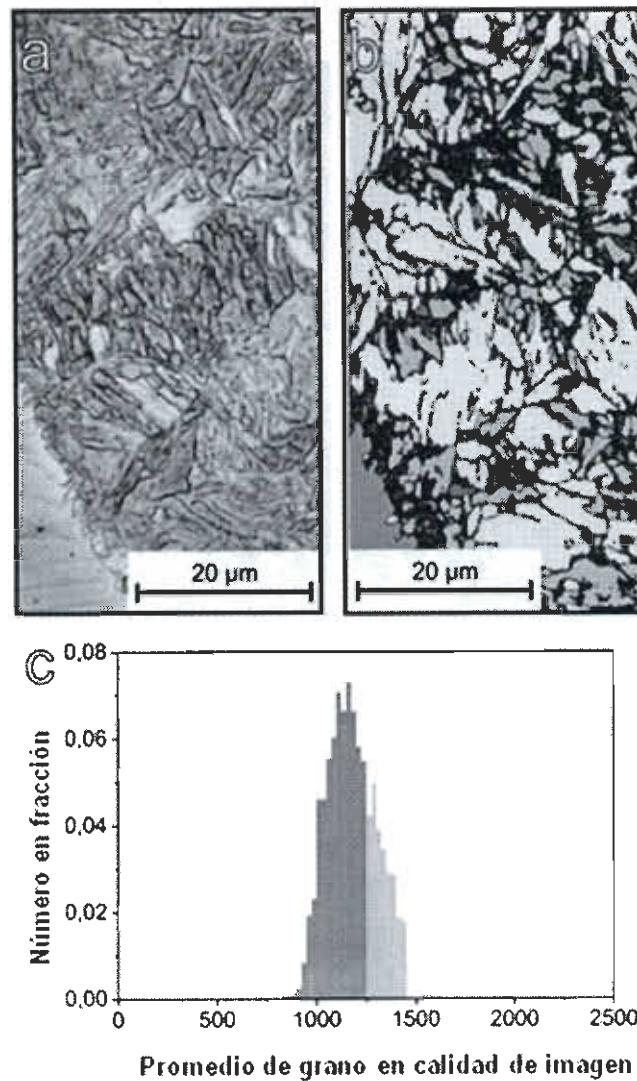


Figura 2.31. Zona afectada por el calor adyacente a la zona de fusión. Se muestra la austenita en color verde, la ferrita en color amarillo, la bainita en color azul y la martensita en color anaranjado [18].

La figura 2.32 muestra la microestructura del acero TRIP cercana a la superficie de la lámina, la fracción en volumen de la bainita y de la martensita son mayores comparados con el centro de la sección de la placa. En este caso la distribución acumulada de distribución de grano analizada por (EBSD), mostró que tiene un área de alto contenido de martensita, además ferrita y bainita, y la martensita tiene el grano más chico que la bainita y la ferrita.

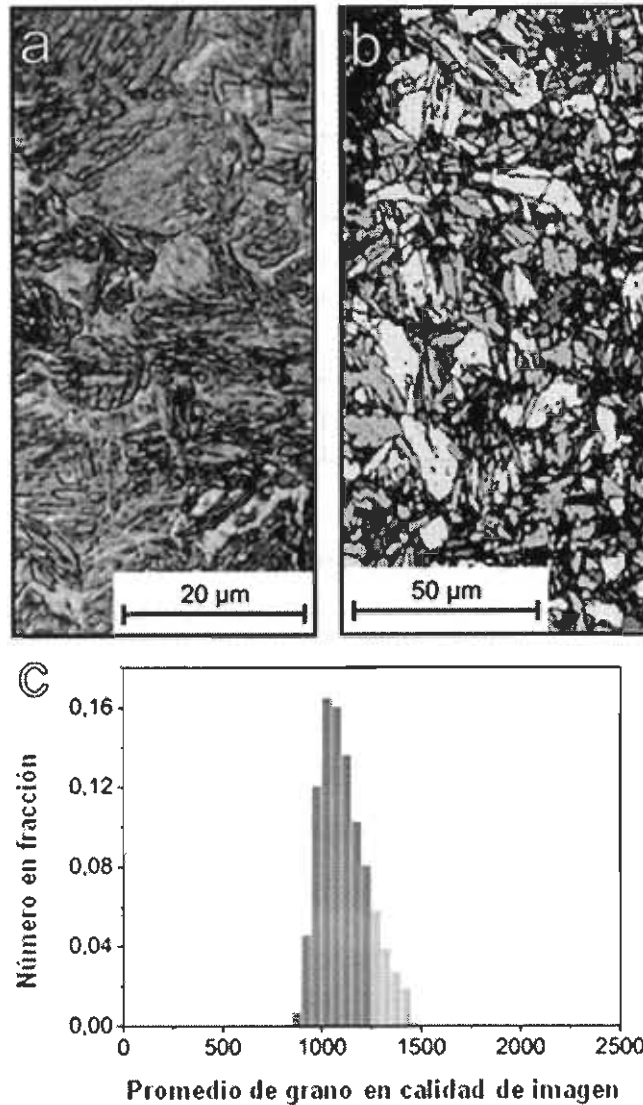


Figura 2.32. Zona afectada por el calor cercana a la superficie de la lámina. Se muestra la ferrita en color amarillo, la bainita en color azul y la martensita en color anaranjado [18].

Las fracciones en volumen de las fases se mostraron en la tabla 2.12

Tabla 2.12 fracción en volumen de las fases tanto en metal base como en la zona afectada del calor [18].

Fase %en volumen	Metal base	ZAC cercana a zona de fusión	ZAC cercana a la superficie de lámina
Austenita	2.14	0.3	0.4
Ferrita	89.4	36.7	13.7
Bainita	5.1	52.4	62.5
Martensita	3.1	10.6	23.4

Concluyeron que debido a la segregación por el alto contenido de manganeso y de carbono, resultó en la zona de fusión microestructura de martensita y de austenita. Debido a las condiciones de la soldadura aplicada, se observó la zona afectada del calor con fracciones en volumen de austenita, martensita, bainita, y ferrita. La zona de martensita cuantificada en la zona de fusión propició sitios donde inició la propagación de grietas, en la cual se inició la fractura.

CAPÍTULO 3

DISCUSIÓN Y ANÁLISIS DE MARCO TEÓRICO

Respecto a la investigación bibliográfica que se llevó a cabo a cerca de las soldaduras aplicadas por el proceso GMAW, se encontró que en la zona afectada por el calor y por efecto del calor aplicado al metal base, la microestructura que prevaleció a velocidades de enfriamiento lentas consistió en granos gruesos de bainita. Los granos finos consistieron en una gran cantidad de ferrita y partículas granulares de bainita, existió más cantidad de fracción en volumen de la austenita retenida. Por el contrario existió menos cantidad de austenita retenida, cuando se presentaron velocidades de enfriamiento altas en la zona afectada por el calor.

Los estudios realizados por López et al (2010), demostraron que el efecto del proceso por laser, en soldaduras a tope con aceros TRIP 800, en que utilizaron electrodo ER110S-G, se generó martensita en la zona de fusión y en la zona afectada por el calor, mientras que por el proceso de GMAW se generaron ferrita y bainita tanto en la zona de fusión, como en la zona afectada por el calor, lo cual propició una falla dúctil en las pruebas de tensión realizadas en todas las probetas de las soldaduras.

La investigación de Kapustka et al (2008) concluyó que a bajas velocidades de enfriamiento el contenido de aluminio (1.8 wt%) en aceros TRIP, propició mantener la presencia de la ferrita en la zona afectada por el calor y una región continua de ferrita gruesa, a lo largo de la interface de soldadura. En el proceso de soldadura por el proceso GMAW, la microestructura de la zona de fusión se encontró que se había afectado por la composición química del metal base, la composición química del metal de aporte y la condición de la velocidad de enfriamiento de la soldadura.

En los trabajos de Zhao et al (2001), efectuados con soldaduras a tope en aceros TRIP, mediante los procesos de GTAW y láser, para determinar la cantidad de austenita retenida en la microestructura, dieron como resultado que en la ZAC, por GTAW existía más cantidad de austenita retenida respecto a la cantidad media de austenita retenida del metal base, la cual se debió a una velocidad de enfriamiento relativamente lenta, y en los dos procesos se encontró mayoría de ferrita en la zona afectada por el calor, con un valor correspondiente de dureza mínima, de acuerdo a la gráfica de perfil de durezas.

Han et al (2005) estudiaron soldaduras por proceso de rayo láser en aceros TRIP 800, y observaron que la zona afectada por el calor, cercana a la zona de fusión presentó ferrita y martensita. Se indicaron máximas durezas de 500Hv en la gráfica del perfil de durezas, que correspondieron a la ZAC cercana a la ZF, y la cantidad de austenita retenida en el MB, obtenida por difracción de rayos X fue del 10%.

Mei et al (2008) investigaron soldaduras por proceso GMAW, en uniones de acero traslapadas de acero TRIP 600, para lo cual utilizaron mezcla de gas Ar-CO₂ de proporción (80%, 20%), y en la microestructura observaron tanto granos gruesos de bainita, como granos finos de ferrita y bainita en la zona afectada por el calor, mientras que en la zona de fusión observaron ferrita acicular, la cual benefició la ductilidad de las uniones soldadas durante las pruebas de tensión efectuadas en laboratorio.

Mújica et al (2009) dirigieron estudios de soldaduras por láser, en uniones a tope en aceros TRIP y TWIP, para lo cual utilizaron gas argón, y aplicaron una velocidad de avance en la soldadura de 6 m/min, en espesores de láminas de 1 y 1.5 mm, encontraron en la zona afectada por el calor austenita, bainita, ferrita y martensita, la cual se consideró en la propagación de grietas que iniciaron la falla en la prueba de tensión, y graficaron el perfil de durezas de Vickers, con un rango de 250 a 350 Hv en la zona afectada por el calor.

En la tabla 2.13 se muestra el resumen de los trabajos de investigadores.

Tabla 2.13. Resumen de trabajos de investigadores

AUTORES		LÁSER	GMAW	GTAW
López et al (2010) Acero TRIP 800	Calor de entrada	72.02	132.6	
	Dureza promedio de Vickers	505.6 Hv en ZAC	482.33 Hv en ZAC	
	Fases	Martensita en ZF y ZAC	Ferrita y bainita en ZF y ZAC	
Kapustka et al (2008) Acero TRIP 780	Calor de entrada (J/mm)		Alto 340	
			Bajo 160	
	Dureza máxima de Vickers		275 Hv en ZAC	
			335 Hv en ZAC	
	Fases		A velocidad baja de enfriamiento predominante ferrita y en segundo lugar martensita en ZAC	
Mezcla de martensita y de granos gruesos de ferrita en ZAC a velocidad alta de enfriamiento.				
Zhao et al (2001) Acero TRIP	Fases	Mayoría de ferrita en la ZAC, martensita y austenita retenida. Incrementó la austenita retenida comparada con la existente del MB.		En su mayoría la ferrita, menor cantidad de martensita y de austenita retenida.
	Dureza media	460 Hv		390 Hv

Continuación de tabla 2.13

AUTORES		LÁSER	GMAW	GTAW
Han et al (2005) Acero TRIP 800	Fases	Ferrita y martensita en ZAC		
	Dureza en ZAC	500 Hv		
	Velocidad de avance de soldadura.	7 m/min		
Mei et al (2008) Acero TRIP 600	Fases en ZAC		Abundante cantidad de granos finos de bainita y ferrita y además, granos gruesos de bainita.	
	Dureza		319 Hv como máxima a 1 mm del centro (ZAC) en unión de 1.8 – 1.8 mm de espesores. 215 Hv en ZAC de unión 1.8 – 6 mm de espesores.	
Mujica et al (2009) Acero TRIP	Fases en ZAC	Bainita 52.4 %		
		Ferrita 36.7 %		
		Martensita 10.6%		
		Austenita 0.3 %		
	Fases en MB	Ferrita 89.4 %		
		Bainita 5.1 %		
		Martensita 3.1%		
Dureza en ZAC	De 250 a 350 Hv en unión 1- 1.5 mm de espesores.			

CAPÍTULO 4

CASO DE ESTUDIO

4.1 Introducción

Se ha planteado un caso de estudio para conocer la cantidad de austenita retenida, que resulte de distintos valores de calor de entrada, para conocer el efecto en la microestructura de la soldadura. Debido a los cambios en la microestructura que se presentan en la soldadura por el proceso GMAW, en los aceros TRIP, se ha dirigido este caso al estudio de la ZAC, para hacer la comparación de la cantidad de austenita retenida, respecto a la cantidad correspondiente del metal base.

El presente caso de estudio consiste en evaluar la cantidad de austenita retenida en uniones de acero traslapadas de aceros TRIP 780, de 2.8 mm de espesor, para tres diferentes cantidades de calor de entrada, alto, medio, y bajo, de 0.304, 0.273, y $0.248 \frac{kJ}{mm}$ respectivamente, mediante el proceso de soldadura por GMAW.

4.2 Antecedentes

El proceso por soldadura por GMAW ha sido el más utilizado en la industria automotriz, y el acero TRIP no puede ser soldado tan fácilmente, por la razón que resulta difícil tener un control de los parámetros de soldadura. Los parámetros dentro de un rango aceptable representan la cantidad de calor de entrada HI (Heat Input por sus siglas en inglés) en la unión soldada, que resulta necesaria para obtener una soldadura aceptable en calidad y seguridad.

Los aceros TRIP que por su composición química y proceso térmico de laminación, han contenido microestructuras de diferentes fases, con resistencias mayores a las de aceros convencionales, de tal manera que el efecto de las variaciones del calor de entrada se ha vuelto amplia, y los aceros TRIP presentan variabilidad de parámetros de soldadura reducida, con los cuales pueden obtenerse soldaduras con propiedades mecánicas aceptables.

En este caso de estudio los parámetros de soldadura por el proceso GMAW se obtuvieron para valores de calor de entrada altos, medios y bajos, con los parámetros máximos, promedio y mínimos utilizados en producción normal automotriz.

4.3 Método experimental

4.3.1 Ensayos realizados

Se realizó la caracterización de las diferentes zonas de las tres soldaduras en acero TRIP 780 de 2.8 mm de espesor, cuya prueba consistió en la preparación metalográfica de secciones de muestras de soldadura, para el análisis de la microestructura presente en la zona afectada por el calor, y del metal base en la soldadura, con la finalidad de determinar el efecto térmico en la microestructura de las uniones soldadas.

Una vez montada la sección de muestra de soldadura en baquelita, se procedió secuencialmente a la preparación siguiente:

1. Se desbastó secuencialmente la pieza con lijas de los números 230, 320, 600, y 800, sobre una pulidora, procurando eliminar el rayado, colocando la pieza perpendicularmente al rayado producido por cada lija previa.

2. Se pulió con paño de fieltro en pulidora, y se adicionó ethanol para evitar oxidación de la muestra, hasta obtener el brillo de acabado espejo.
3. Se atacó con el reactivo de Nital por espacio de 7 segundos, se enjuagó con agua, después se aplicó ethanol para remover el agua, y se secó la muestra con aire caliente forzado.
4. Se atacó la pieza con el reactivo Rigsbee por, constituido por la mezcla de 2 ml de ácido fluorhídrico (HF), 50 ml de ácido acético ($\text{CH}_3\text{CO}_2\text{H}$), 2 g de persulfato de amonio ($(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_8$), y 150 ml de agua. La muestra se atacó con dicho reactivo por espacio de 5 segundos, enseguida se enjuagó con agua, se le aplicó ethanol para remover el agua del enjuague previo, y se procedió a secar con aire caliente forzado.
5. Se observó la pieza al microscopio para puntualizar la zona afectada por el calor, y se le tomaron 9 fotografías contenidas en un mapeo de tres franjas, como en las figuras 4.1, 4.2, y 4.3.

4.3.2 Equipo utilizado

Para la evaluación metalográfica se utilizó el microscopio óptico, con la finalidad de identificar las fases. En el desbaste y pulido de acabado espejo se utilizó pulidora. Se utilizaron dos reactivos, uno convencional de Nital, y otro de Rigsbee-Vander Arend, para definir las cuatro fases en distintas tonalidades de color.

En el análisis de imagen con metalografía a color se utilizó el programa automatizado de Image Pro, para distinguir a cada una de las fases, de acuerdo a la coloración que presentaron en las metalografías y finalmente poder cuantificar la fracción en volumen para cada una de las fases.

MAPA DE SOLDADURA T 36 100x

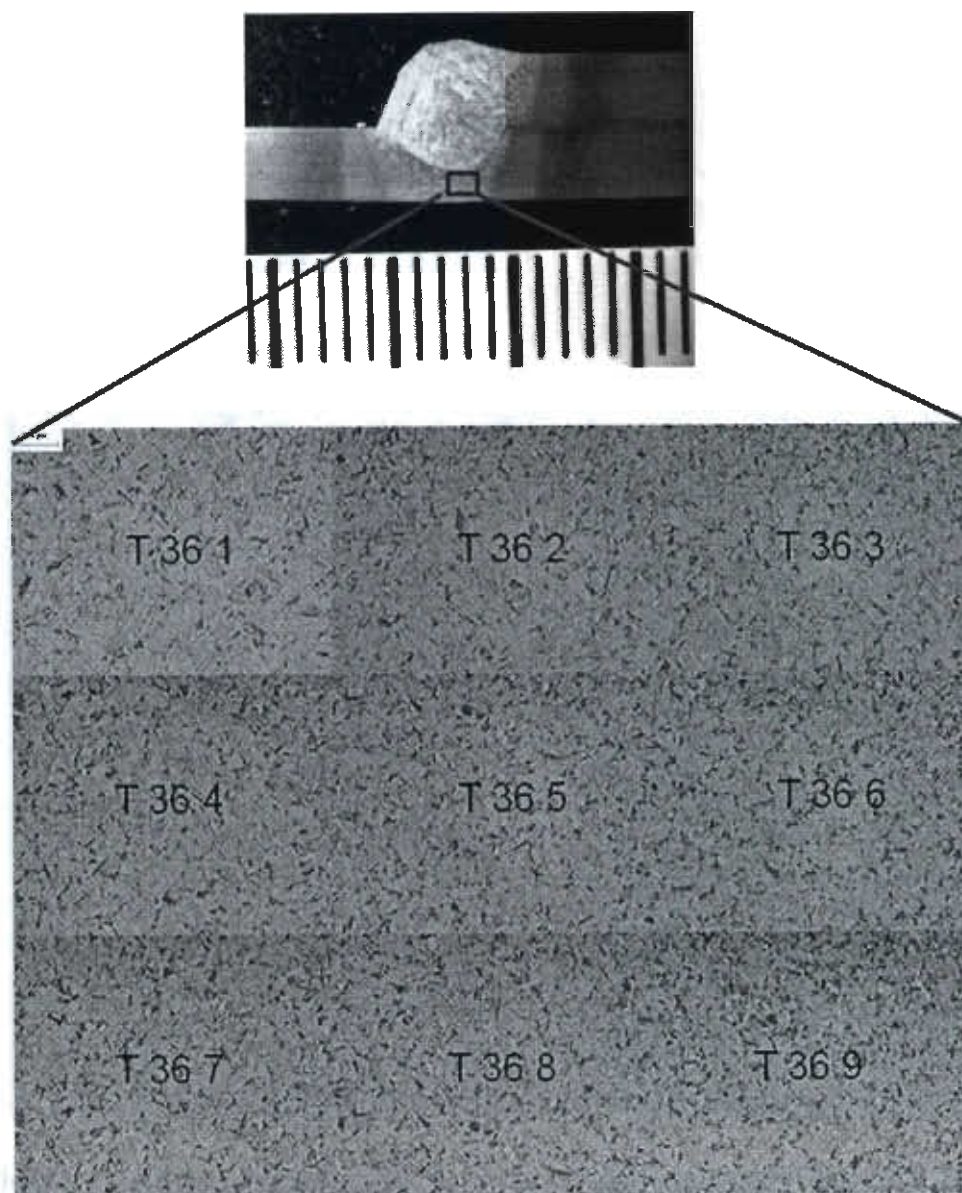


Figura 4.1 Mapa realizado para la soldadura T36, correspondiente al valor alto de aporte térmico.

MAPA DE SOLDADURA T 40 100x

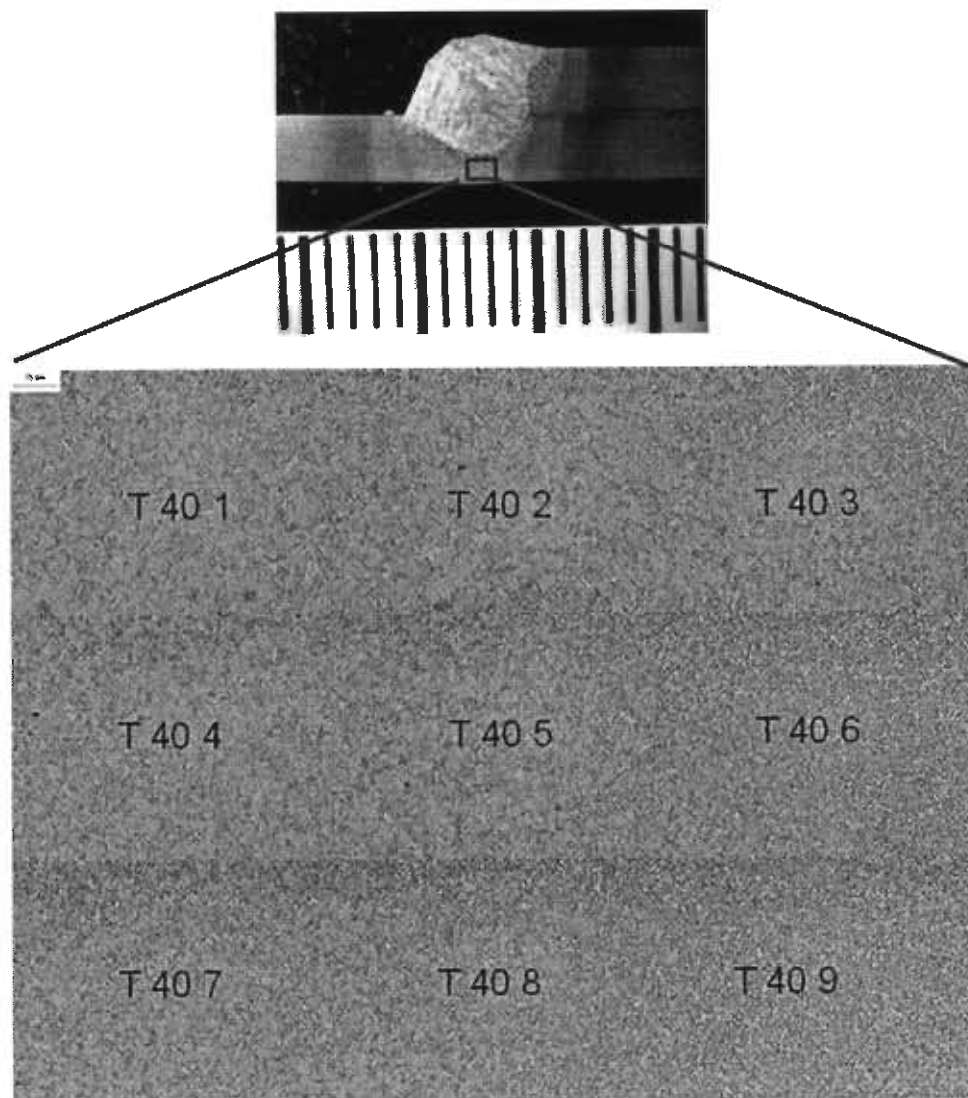


Figura 4.2 Mapa realizado para la soldadura T40, correspondiente al valor medio de aporte térmico.

MAPA DE SOLDADURA T 44 100x

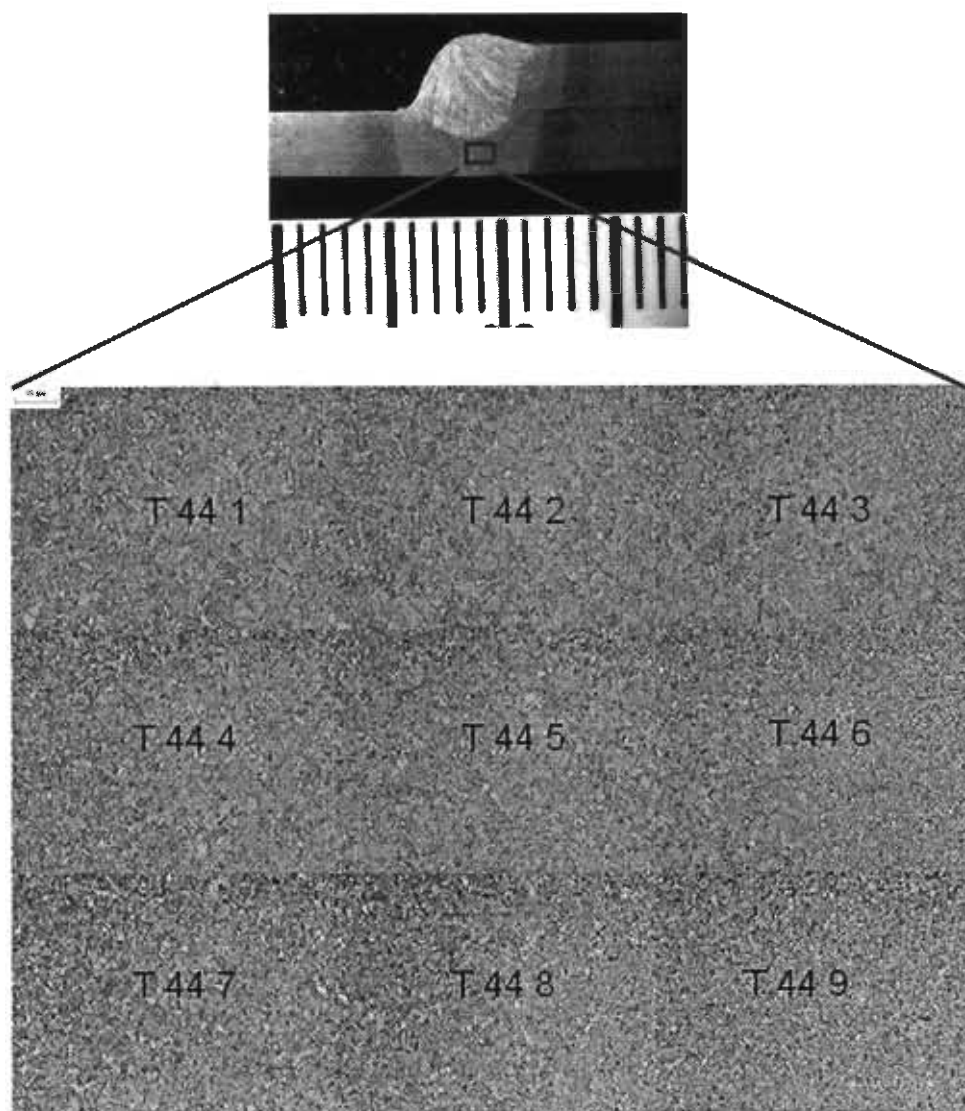


Figura 4.3 Mapa realizado para la soldadura T44, correspondiente al valor bajo de aporte térmico.

4.4 Análisis de resultados

En el metal base (MB) se realizaron tres cuantificaciones de fases en cada soldadura, ver tablas 4.1, 4.4, y 4.7 que incluyen las cantidades medias de austenita retenida. Se cuantificaron fases en nueve fotografías de la zona afectada por el calor (ZAC) de las soldaduras T36, T40, y T44, así como las cantidades medias de las fases, ver tablas 4.3, 4.6, y 4.9. Las cuantificaciones de cada metalografía se muestran en el anexo A del presente trabajo.

Tabla 4.1 de cuantificación de fases en metal base en soldadura T36

CUANTIFICACIONES DE MB T36				
	MB T36 1	MB T36 2	MB T36 3	MEDIA
MARTENSITA	7.52	7.6	6.8	7.3
BAINITA	34.1	29.6	29.6	31.1
FERRITA	51.7	56.1	57.4	55.1
AR	6.7	6.7	6.1	6.5

Tabla 4.2 Cuantificación de fases en ZAC de soldadura T36.

CUANTIFICACIONES DE ZAC T36				
	ZAC T36 1	ZAC T36 2	ZAC T36 3	MEDIA
MARTENSITA	36.9	27	27.2	30.4
BAINITA	32.9	30.8	28.9	30.9
FERRITA	24.1	37.2	37.4	32.9
AR	6.1	5.02	6.5	5.9
CUANTIFICACIONES DE ZAC T36				
	ZAC T36 4	ZAC T36 5	ZAC T36 6	MEDIA
MARTENSITA	23	28.5	29.1	26.9
BAINITA	32.3	30.8	29.97	31.0
FERRITA	38.8	34.7	34.7	36.1
AR	5.99	6	6.2	6.1
CUANTIFICACIONES DE ZAC T36				
	ZAC T36 7	ZAC T36 8	ZAC T36 9	MEDIA
MARTENSITA	22.4	20.9	24.6	22.6
BAINITA	33.2	34.1	30.5	32.6
FERRITA	37.9	38.3	38.5	38.2
AR	6.5	6.7	6.4	6.5

Tabla 4.3 Media total de las fases para la soldadura T36

ZAC T36	MEDIA
MARTENSITA	26.62
BAINITA	31.50
FERRITA	35.73
AR	6.16

Tabla 4.4 de cuantificación de fases en metal base en soldadura T40

CUANTIFICACIONES DE MB T40				
	MB T40 1	MB T40 2	MB T40 3	MEDIA
MARTENSITA	4.1	4.3	4.44	4.3
BAINITA	35.3	35.2	34.6	35.0
FERRITA	53.9	53.4	53.3	53.5
AR	6.7	6.99	7.6	7.1

Tabla 4.5 Cuantificación de fases en ZAC de soldadura T40

CUANTIFICACIONES DE ZAC T40				
	ZAC T40 1	ZAC T40 2	ZAC T40 3	MEDIA
MARTENSITA	22.1	24.6	25.8	24.2
BAINITA	32.4	31.8	27.9	30.7
FERRITA	40.9	38.4	40.5	39.9
AR	4.54	5.1	5.8	5.1
CUANTIFICACIONES DE ZAC T40				
	ZAC T40 4	ZAC T40 5	ZAC T40 6	MEDIA
MARTENSITA	21.9	25.7	28.4	25.3
BAINITA	31.4	29.3	25.3	28.7
FERRITA	40.5	39.3	40.1	40.0
AR	6.2	5.7	6.2	6.0
CUANTIFICACIONES DE ZAC T40				
	ZAC T40 7	ZAC T40 8	ZAC T40 9	MEDIA
MARTENSITA	23.9	24.1	24.7	24.2
BAINITA	33.02	32.1	30.8	32.0
FERRITA	37.1	37.7	37.8	37.5
AR	5.9	6.2	6.71	6.3

Tabla 4.6 Media total de fases en ZAC de soldadura T40

ZAC T40	MEDIA
MARTENSITA	24.58
BAINITA	30.45
FERRITA	39.14
AR	5.82

Tabla 4.7 de cuantificación de fases en metal base en soldadura T44

CUANTIFICACIONES DE MB T44				
	MB T44 1	MB T44 2	MB T44 3	MEDIA
MARTENSITA	11.3	11.8	11.7	11.6
BAINITA	37.3	37.5	37.8	37.5
FERRITA	39.6	41.3	40.9	40.6
AR	11.9	9.5	9.6	10.3

Tabla 4.8 Cuantificación de fases en ZAC de soldadura T44

CUANTIFICACIONES DE ZAC T44				
	ZAC T44 1	ZAC T44 2	ZAC T44 3	MEDIA
MARTENSITA	21.02	21.4	22.2	21.5
BAINITA	32.5	31.9	31.4	31.9
FERRITA	37.44	37.1	37.7	37.4
AR	9.04	9.6	8.6	9.1
CUANTIFICACIONES DE ZAC T44				
	ZAC T44 4	ZAC T44 5	ZAC T44 6	MEDIA
MARTENSITA	25	23.9	25.2	24.7
BAINITA	28.8	30.8	29.9	29.8
FERRITA	38.2	37.2	36.9	37.4
AR	8.11	8.1	8.09	8.1
CUANTIFICACIONES DE ZAC T44				
	ZAC T44 7	ZAC T44 8	ZAC T44 9	MEDIA
MARTENSITA	27.6	27.8	26	27.1
BAINITA	29.5	28.4	29.3	29.1
FERRITA	34.2	34.9	35.07	34.7
AR	8.8	8.96	9.7	9.2

Tabla 4.9 Media total de fases en ZAC de soldadura T44

ZAC T44	MEDIA
MARTENSITA	24.46
BAINITA	30.28
FERRITA	36.52
AR	8.78

En las figuras 4.4 y 4.5 se muestran las gráficas tanto del metal base , como para la zona afectada por el calor, las cuales muestran las cantidades medias de las fases presentes en las muestras de soldadura, para los tres casos T 36, T 40, y T 44.

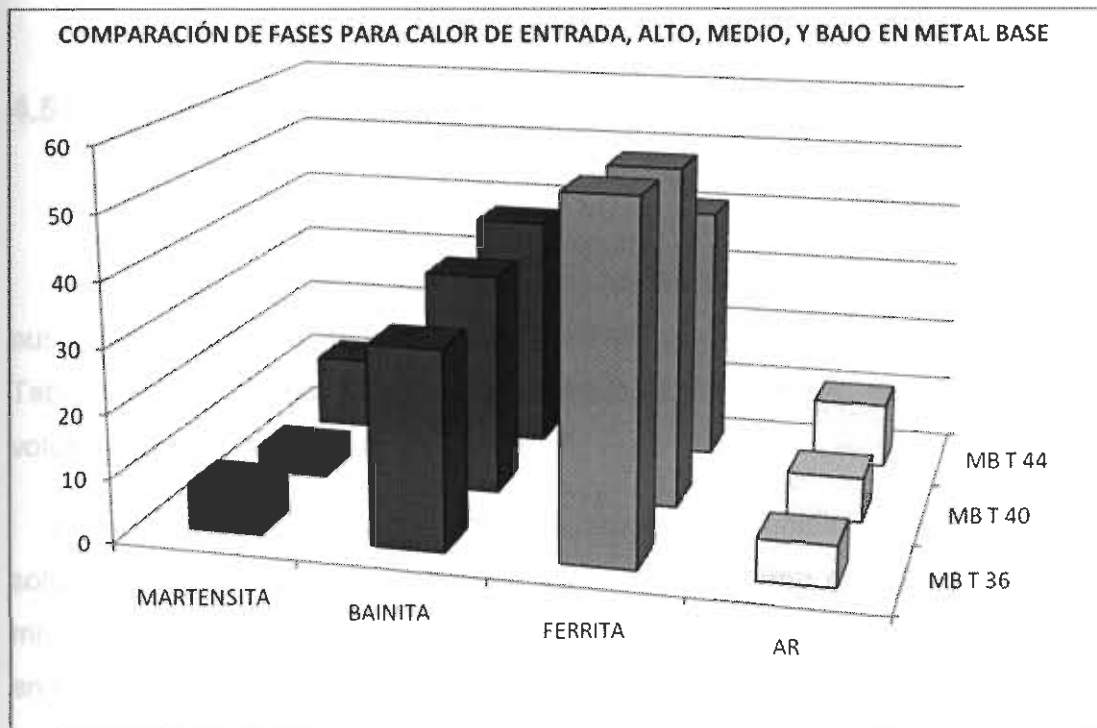


Figura 4.4 Gráfica de cuantificación media de fases en en metal base.

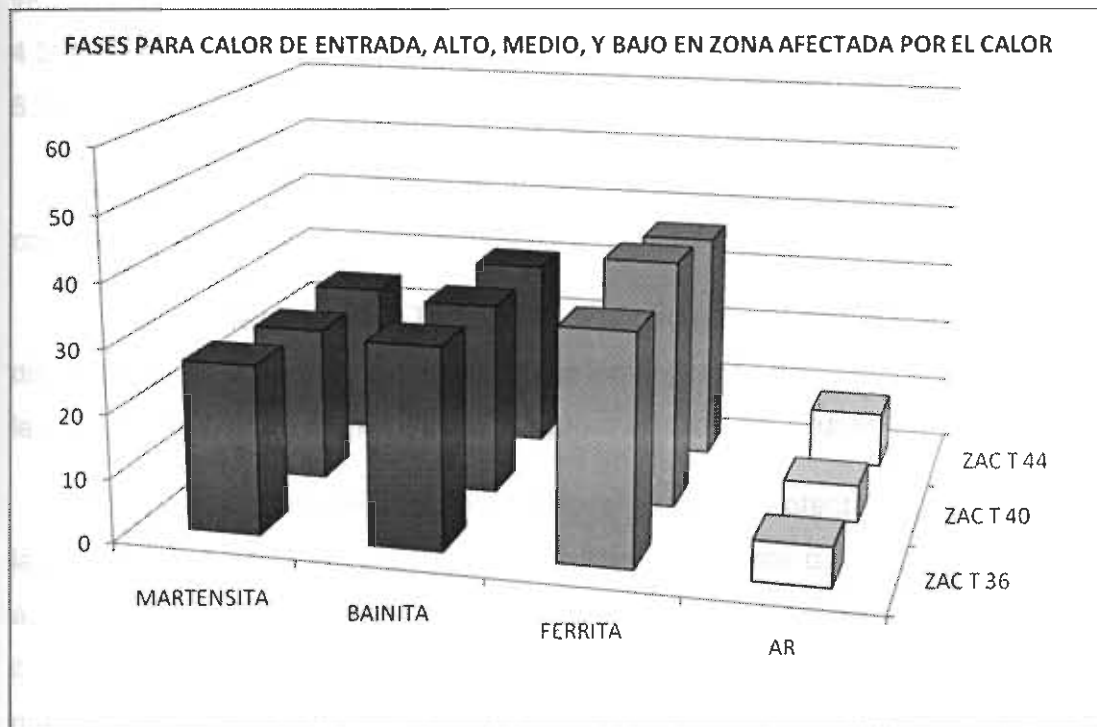


Figura 4.5 Gráfica de cuantificación media de fases en zona afectada por el calor.

4.5 Discusión de resultados

De acuerdo a los resultados obtenidos en las tablas, la cantidad mínima de austenita retenida resultó en la soldadura T40, cuyos valores se mostraron en la Tabla 4.6, que correspondió a un valor medio de cantidad en porcentaje de volumen de 5.82%.

El valor máximo de la cantidad de austenita retenida correspondió a la soldadura con el valor de velocidad de avance máximo de 44 pulgadas por minuto T(44), según la tabla 4.9, el cual correspondió al valor medio de cantidad en porcentaje de volumen de 8.78%.

El valor de la cantidad de austenita retenida que resultó en la soldadura con velocidad de avance de 36 pulgadas por minuto (T36), se muestra en la tabla 4.3, en la cual se determinó un porcentaje medio de fracción en volumen igual a 6.16 %.

En las tres soldaduras T36, T40 y T 44 aumentó la fase de martensita, al ser comparada con la cuantificación media en el metal base T36, T40, y T44.

Las tres soldaduras T36, T40, y T44 resultaron en la cuantificación con una disminución de la ferrita, y la austenita retenida, respecto a la cuantificación de la media obtenida en el metal base, según muestran las figuras 4.4 y 4.5.

Los valores medios de austenita retenida en la zona afectada por el calor en las tres soldaduras T36, T40, y T44, resultaron menores que las cantidades de austenita retenida en el metal base T36, T40, y T44, los cuales se debieron a un enfriamiento que propició la transformación de una parte de austenita en martensita.

4.6 Conclusiones del caso de estudio

- De acuerdo a los resultados se concluyó que la máxima cantidad de fracción en volumen de la austenita retenida se presentó en la soldadura a la cual se le aplicó bajo calor de entrada (248 J/mm), denominada como soldadura T44, con un valor de porcentaje en volumen que resultó en 8.78%.
- La soldadura T 44, que corresponde al caso de baja cantidad de calor de entrada, resultó con una cantidad media de austenita retenida de 8.78%, la que llegó a transformarse en mayor cantidad de martensita, comparada con el caso de la soldadura con alto calor de entrada T36, en la cual llegó a transformarse menos cantidad de austenita retenida en martensita. Se observó que en la zona afectada por el calor (ZAC), se presentó incremento de la fase en las cantidades medias de martensita.
- Se presentó microestructura con fases de austenita retenida, martensita, y bainita en las tres soldaduras. Los porcentajes de austenita retenida transformada en martensita, que se obtienen si se resta al valor de MB, el valor correspondiente de cada soldadura, que resultan 0.34, 1.28, y 1.52%, en las soldaduras T36, T40, y T44 para (alto, medio, y bajo calor de entrada), respectivamente.
- El valor medio de la fase de ferrita disminuyó en las tres soldaduras, debido a la transformación de una parte en austenita retenida y otra parte en bainita, en las cuales influyó un enfriamiento relativamente rápido hasta la temperatura ambiente, en que la difusión del carbono y de los elementos aleantes se limita a valores muy bajos.

- La cantidad de austenita retenida resultó ser mayor para el caso de un alto calor de entrada, y por el contrario contrario resultó ser relativamente menor, en el caso del efecto con bajo calor de entrada en la soldadura.

ANEXO A

**CUANTIFICACIONES DE FASES EN MAPAS DE SOLDADURAS
Y DE METAL BASE.**

Metalografías, análisis de imagen y fases el metal base de soldaduras T36, T40, y T44.

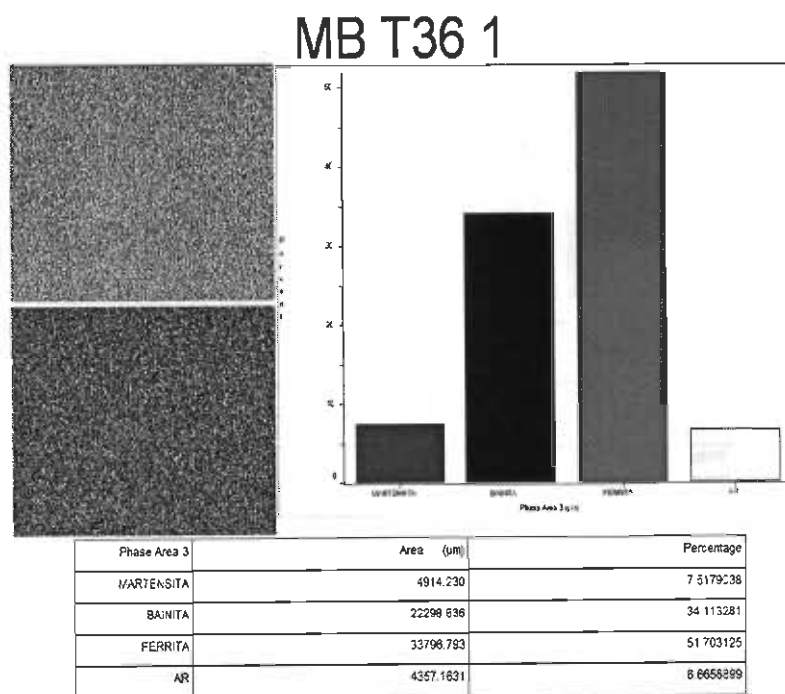


Figura A.1 Metalografía, análisis de imagen y fases en MB T36 1.

MB T36 2

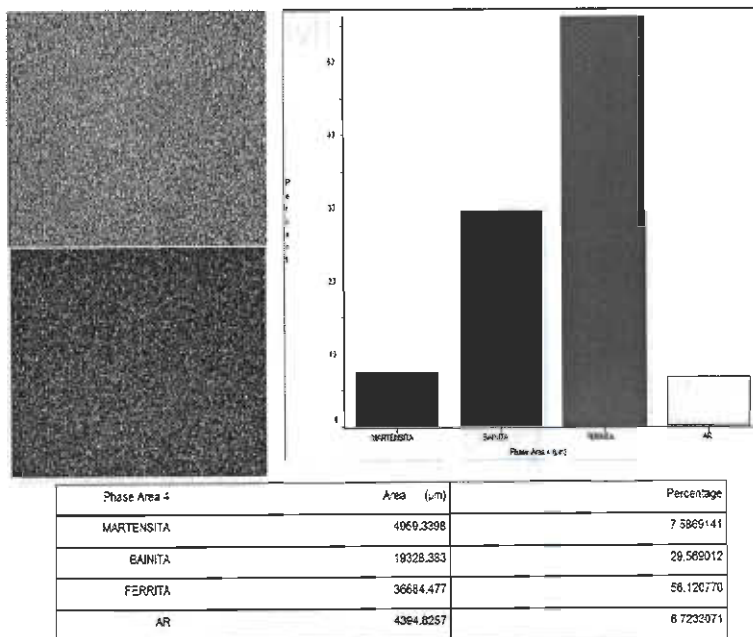


Figura A.2 Metalografía, análisis de imagen y fases en MB T36 2.

MB T36 3

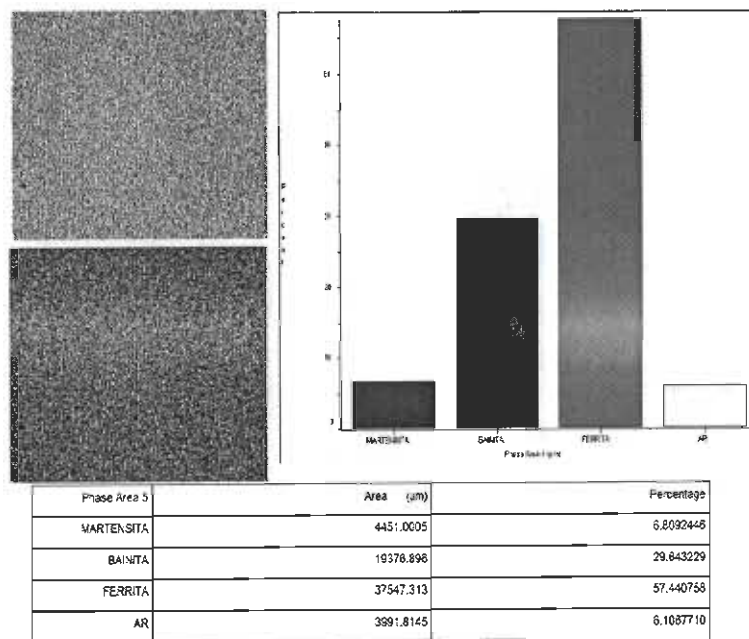


Figura A.3 Metalografía, análisis de imagen y fases en MB T36 3.

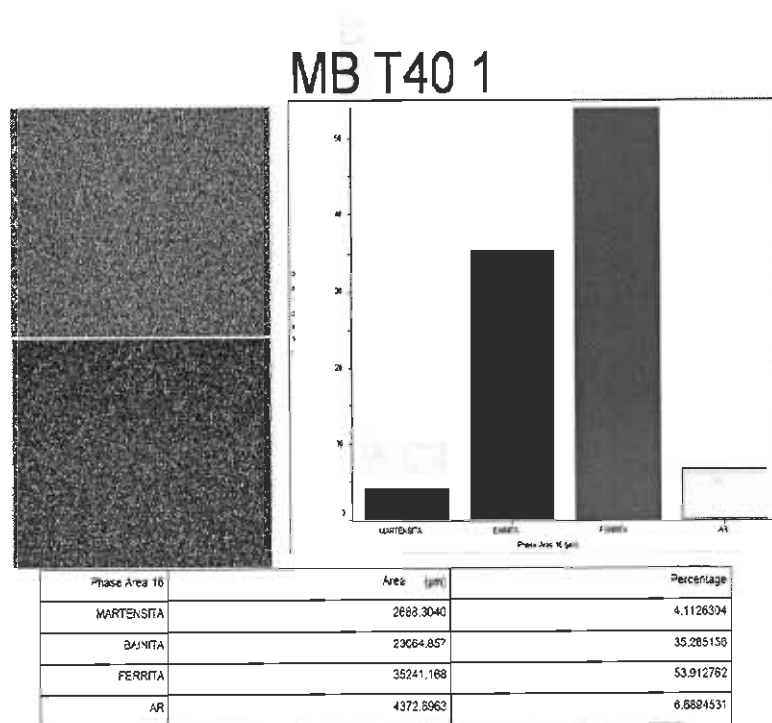


Figura A.4 Metalografía, análisis de imagen y fases en MB T40 1.

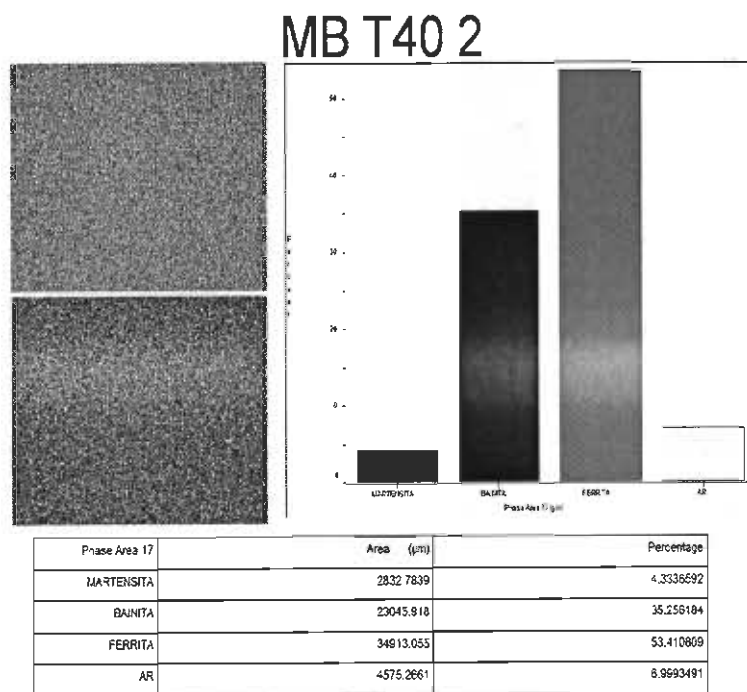


Figura A.5 Metalografía, análisis de imagen y fases en MB T40 2.

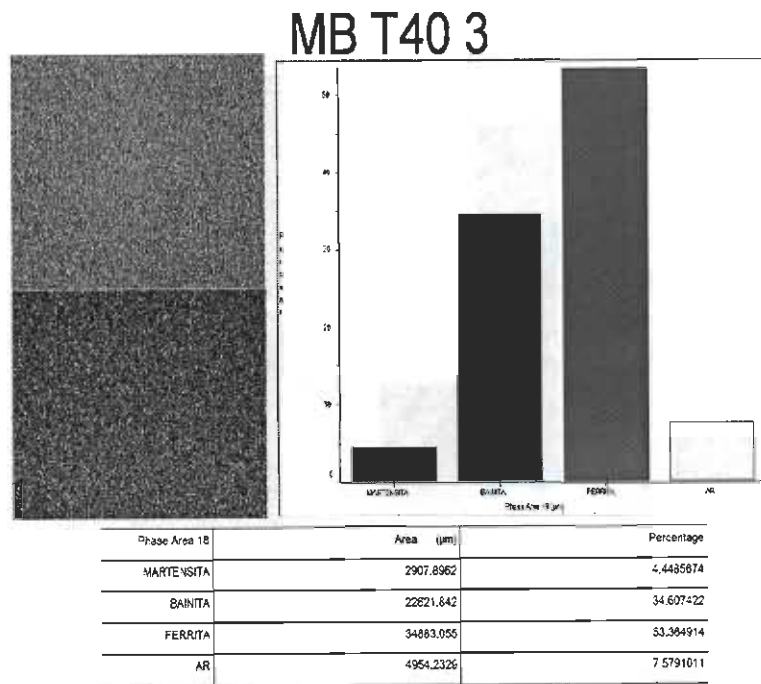


Figura A.6 Metalografía, análisis de imagen y fases en MB T40 3

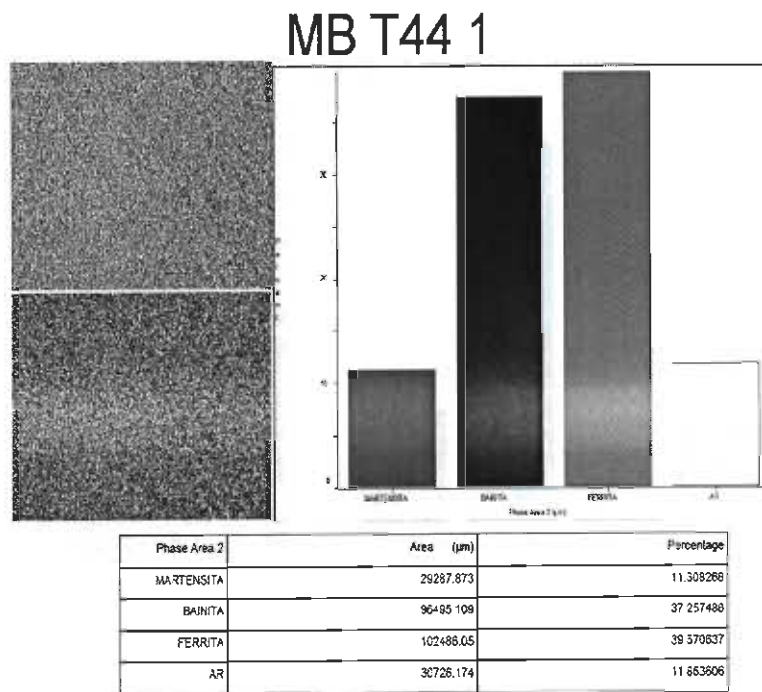


Figura A.7 Metalografía, análisis de imagen y fases en MB T44 1

MB T44 2

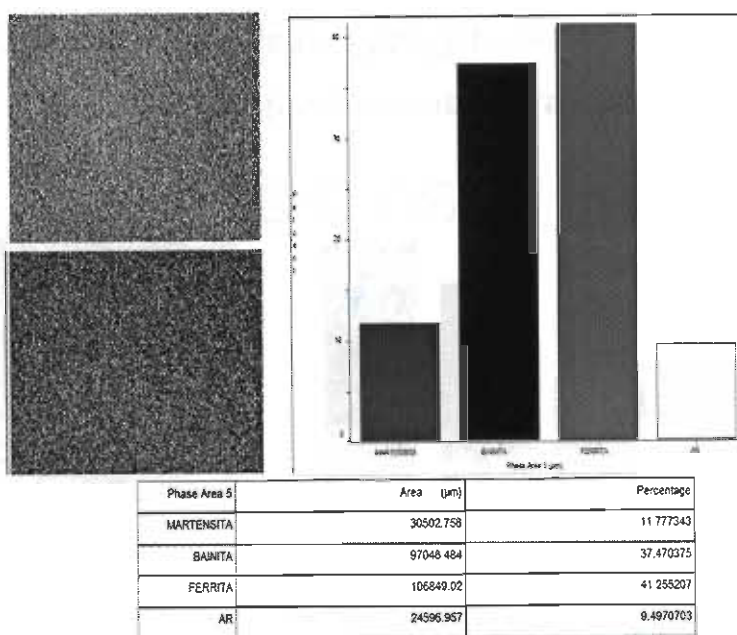


Figura A.8 Metalografía, análisis de imagen y fases en MB T44 2

MB T44 3

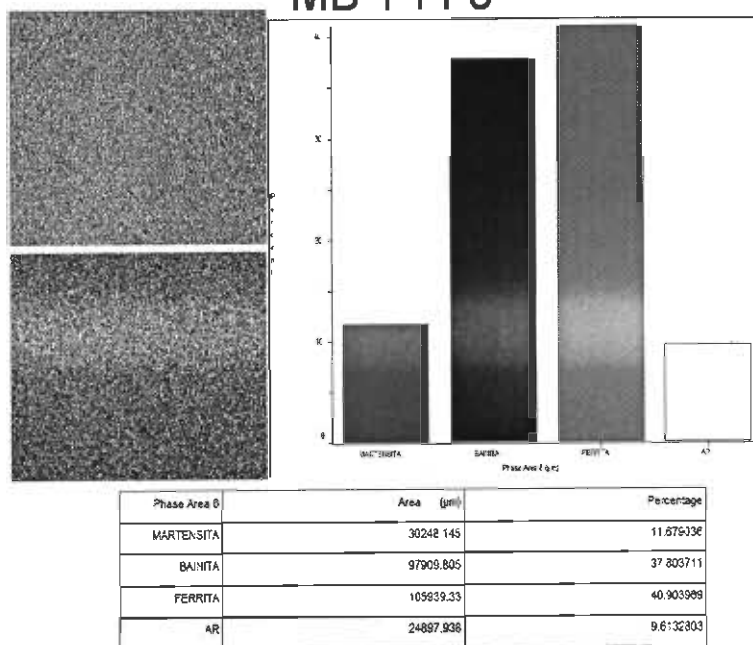


Figura A.9 Metalografía, análisis de imagen y fases en MB T44 3

Metalografías, análisis de imagen, y fases en la zona afectada del calor para la soldadura T36.

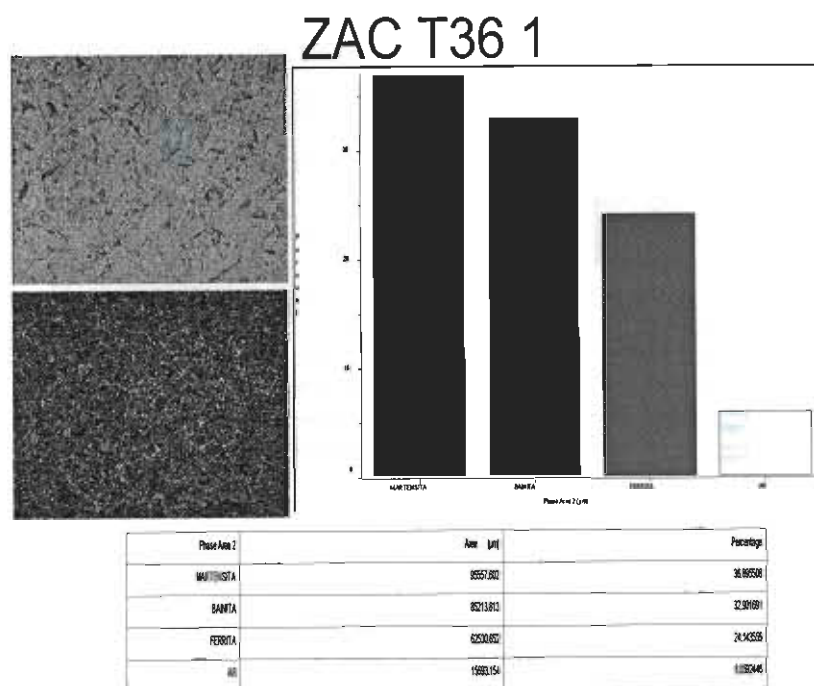


Figura A.10 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T36 1

ZAC T36 2

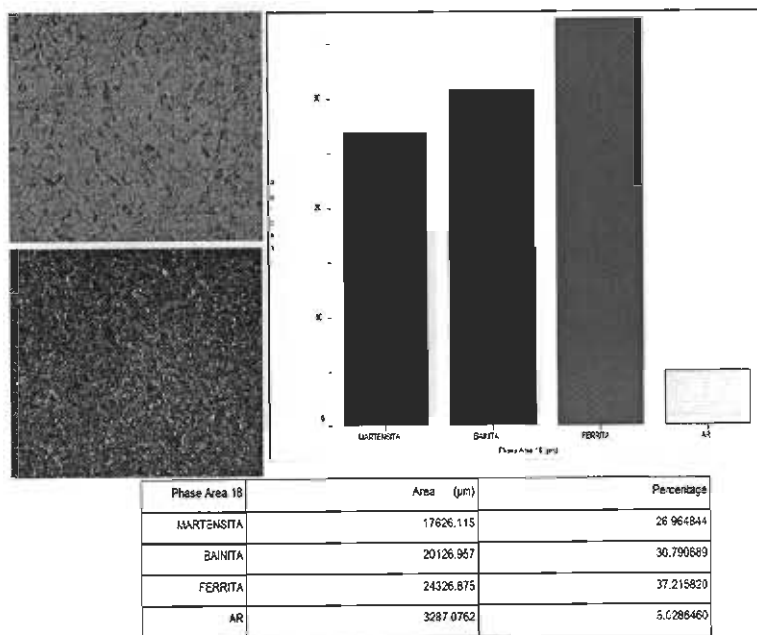


Figura A.11 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T36 2

ZAC T36 3

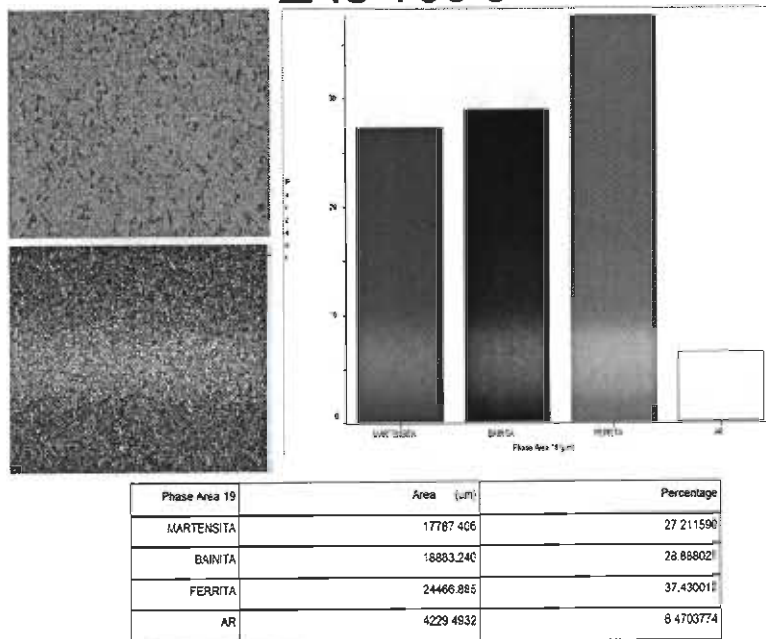


Figura A.12 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T36 3

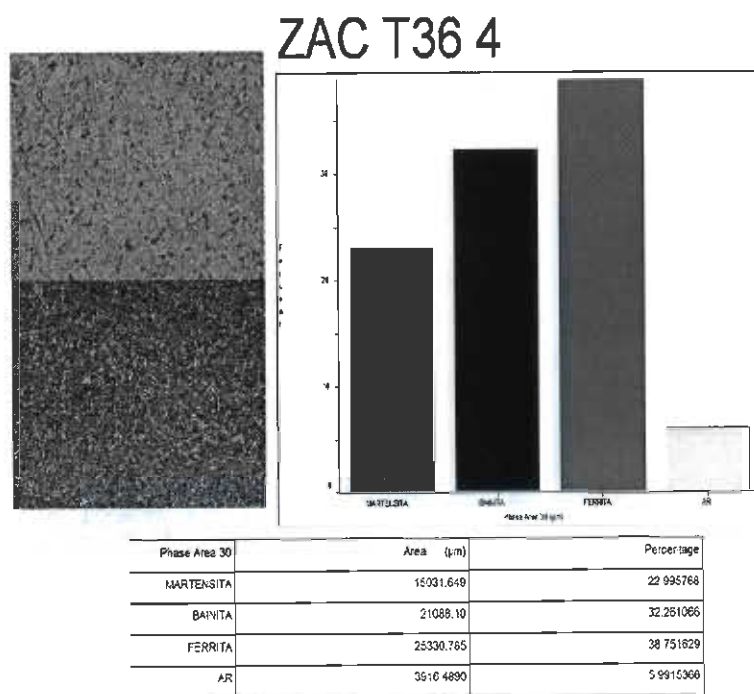


Figura A.13 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T36 4

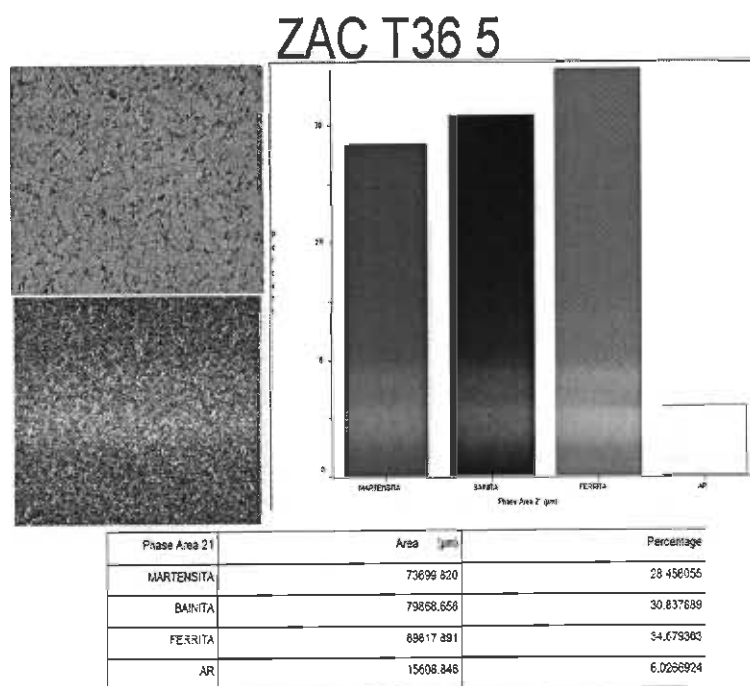


Figura A.14 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T36 5

ZAC T36 6

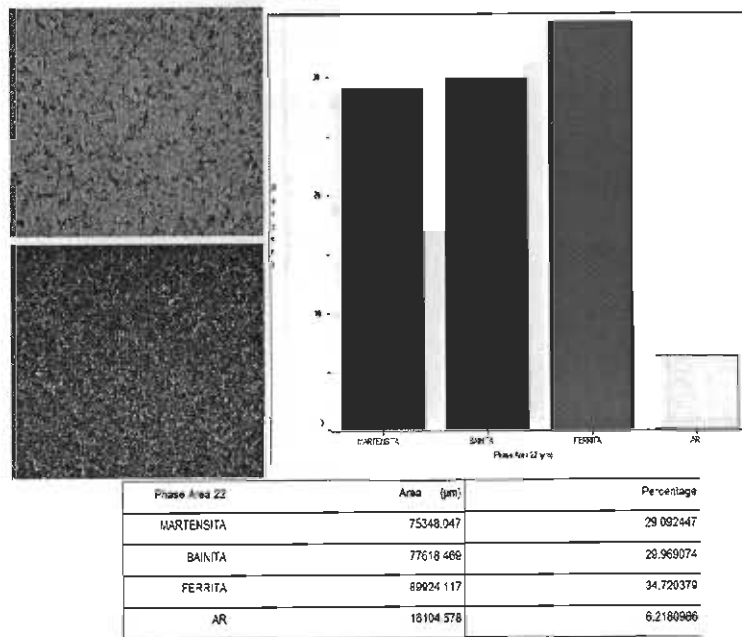


Figura A.15 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T36 6

ZAC T36 7

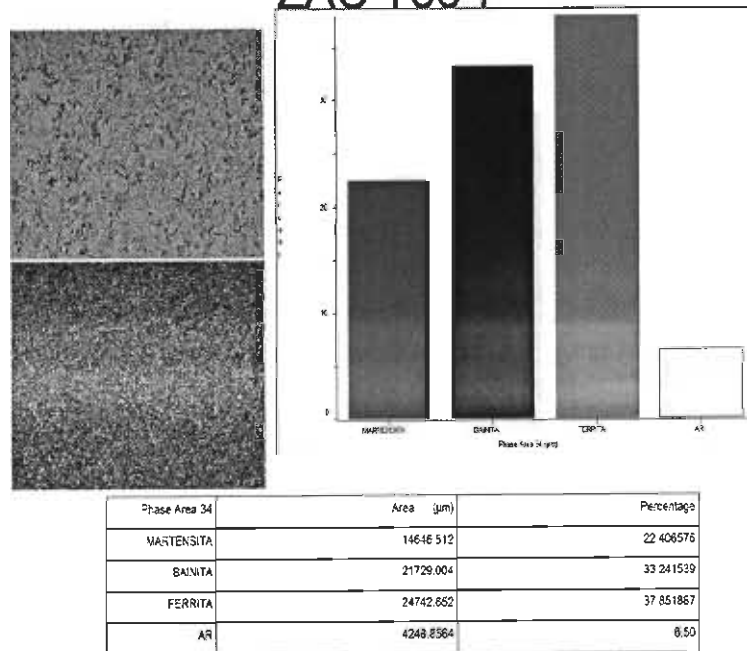


Figura A.16 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T36 7

ZAC T36 8

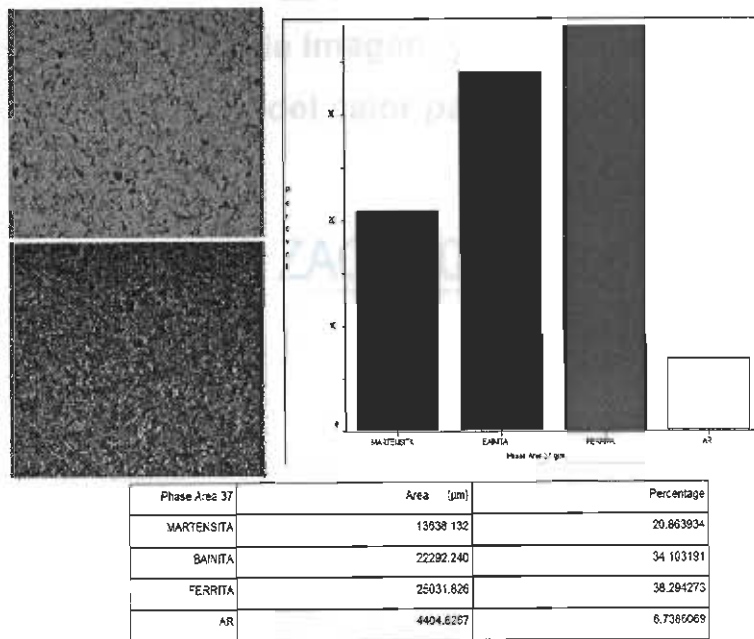


Figura A.17 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T36 8

ZAC T36 9

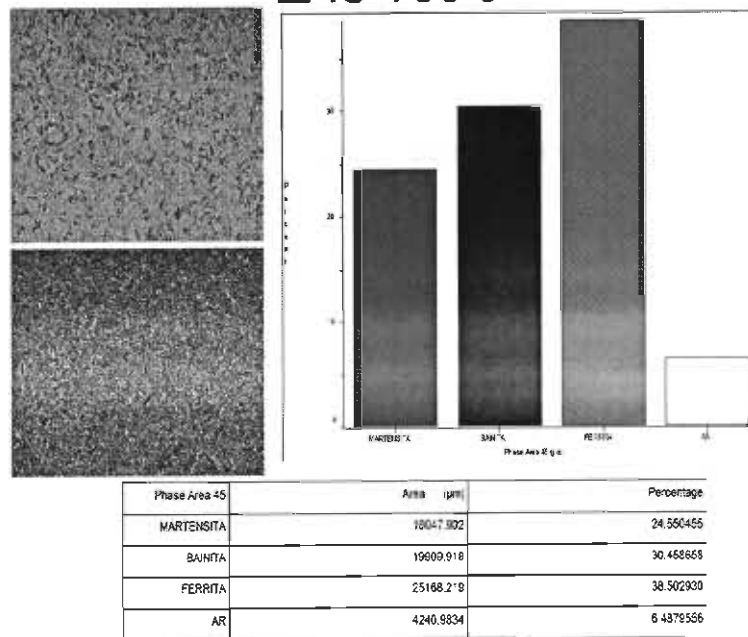


Figura A.18 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T36 9

Metalografías, análisis de imagen, y cuantificación de fases en la zona afectada del calor para la soldadura T40.

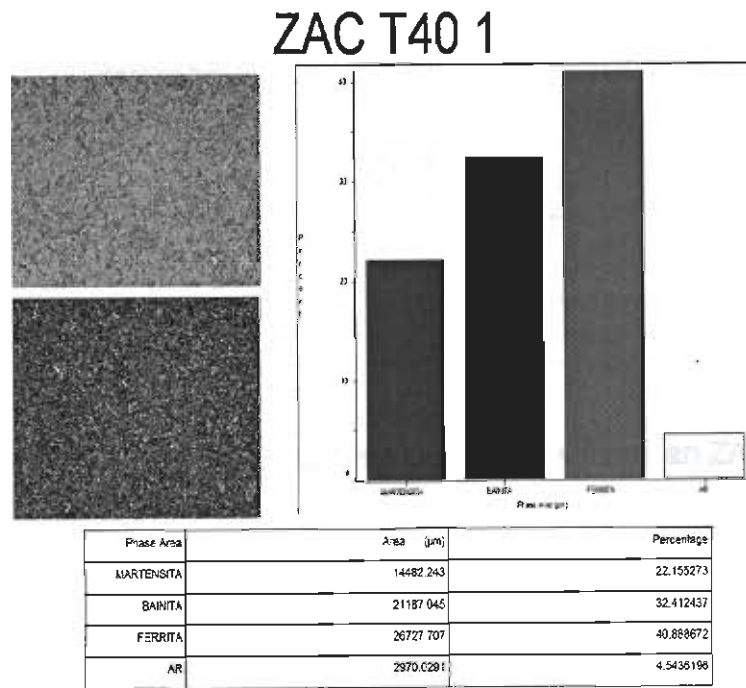


Figura A.19 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T40 1

ZAC T40 2

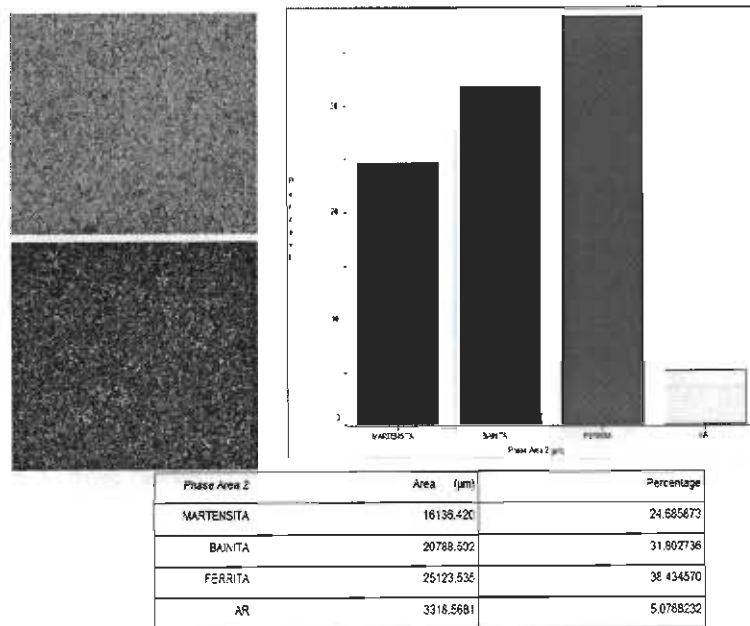


Figura A.20 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T40 2

ZAC T40 3

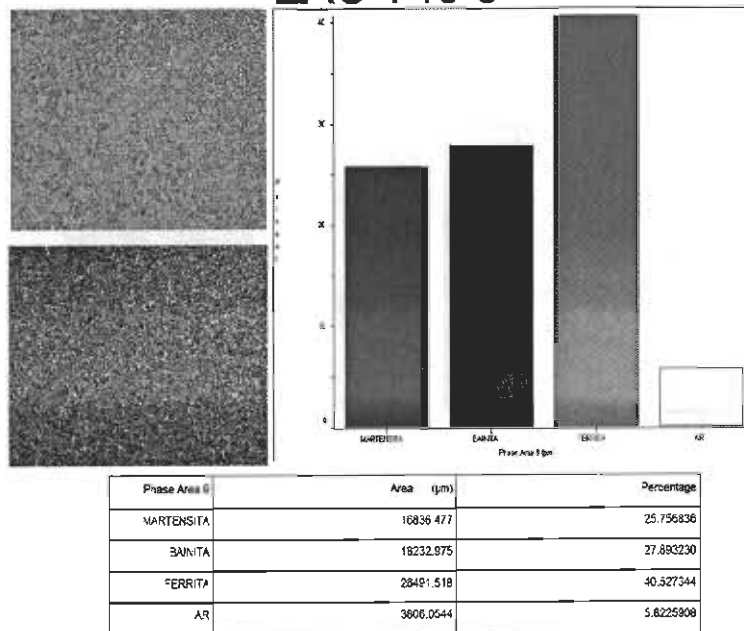


Figura A.21 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T40 3

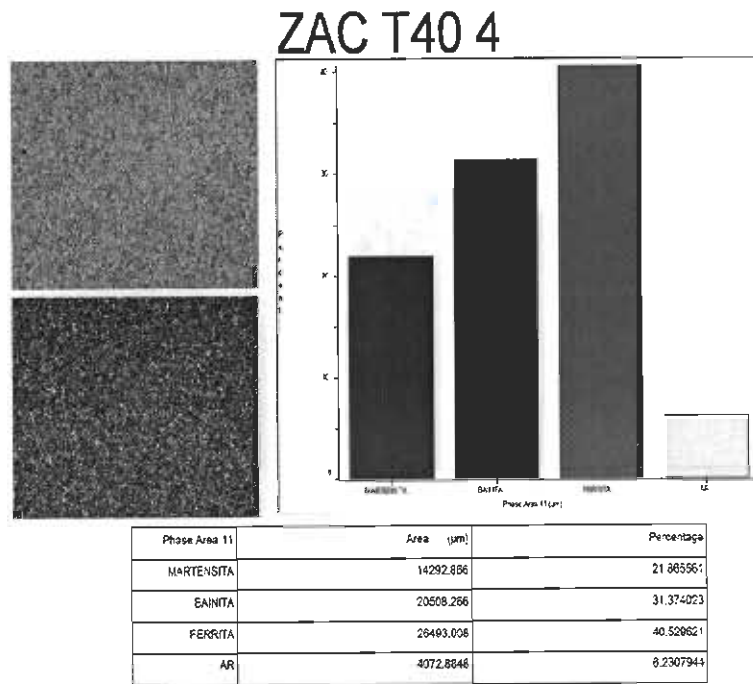


Figura A.22 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T40 4

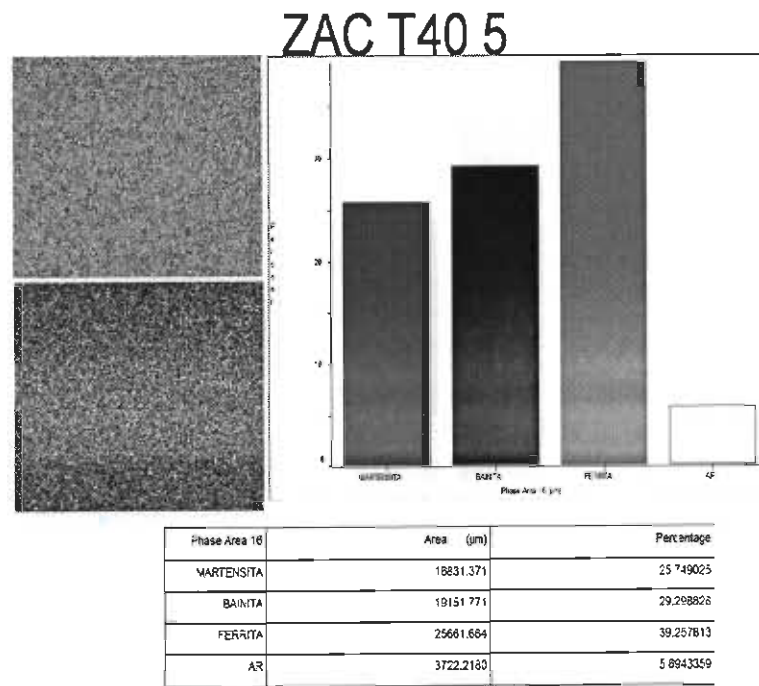


Figura A.23 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T40 5

ZAC T40 6

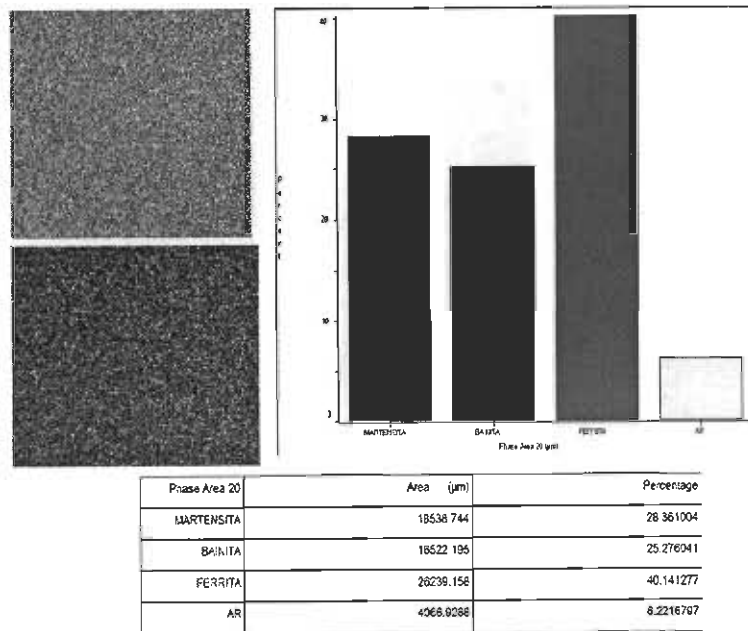


Figura A.24 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T40 6

ZAC T40 7

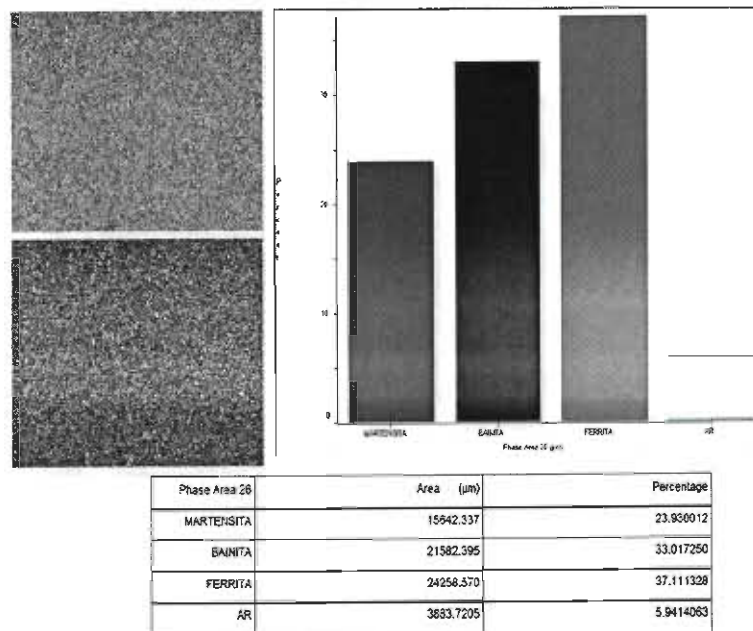


Figura A.25 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T40 7

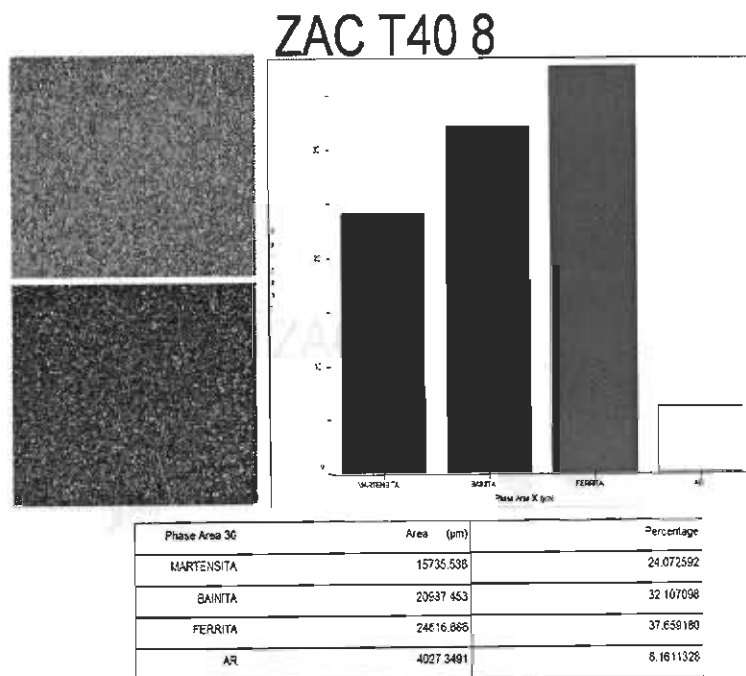


Figura A.26 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T40 8

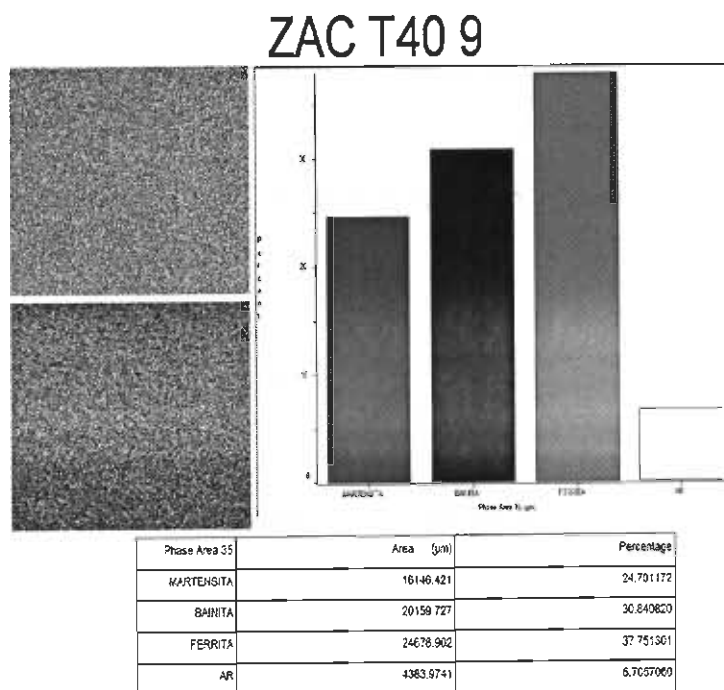


Figura A.27 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T40 9

Metalografía, análisis de imagen, y cuantificación de fases en la zona afectada del calor para la soldadura T 44.

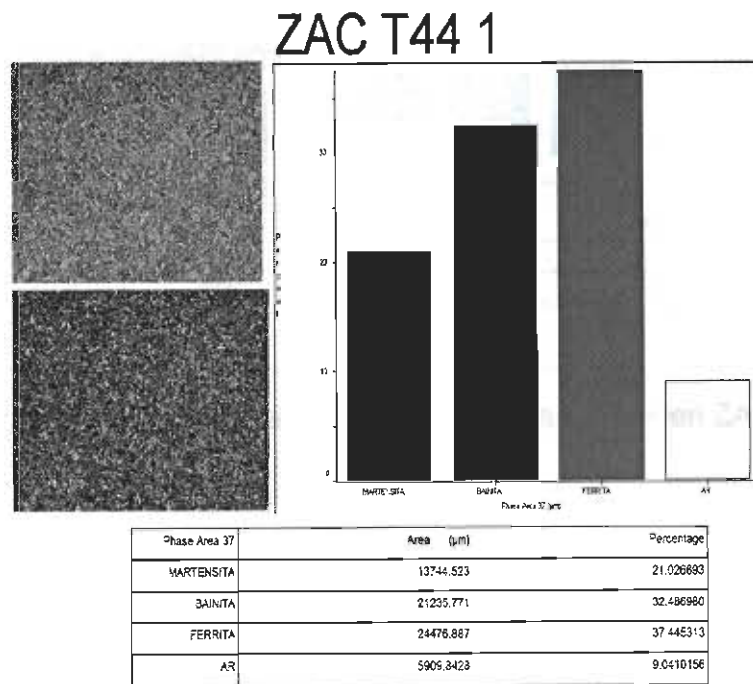


Figura A.28 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T44 1

ZAC T44 2

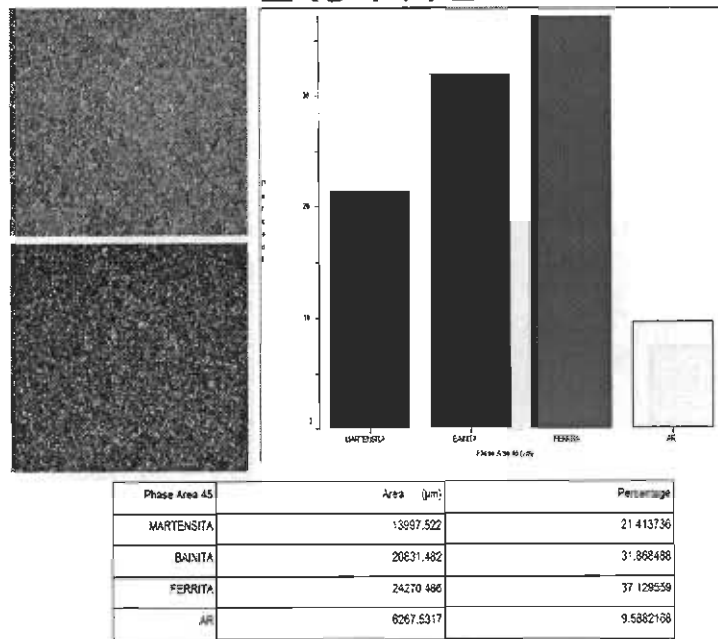


Figura A.29 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T44 2

ZAC T44 3

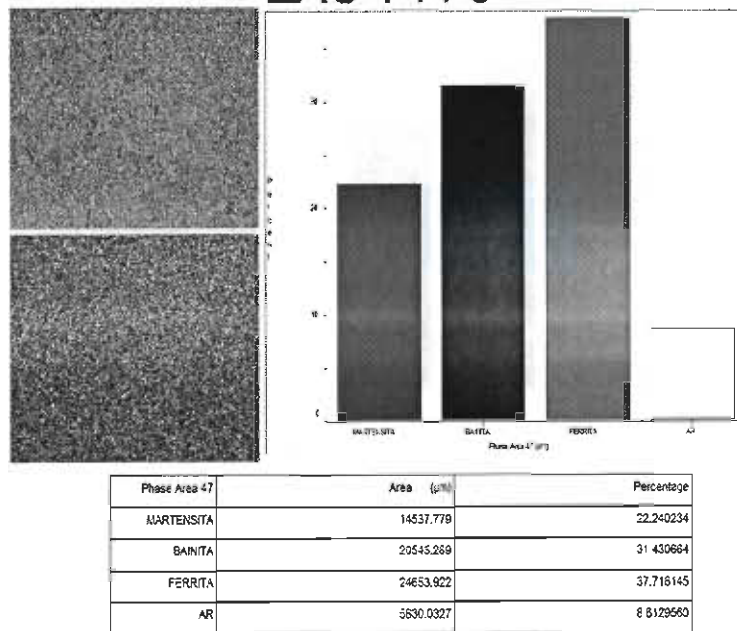


Figura A.30 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T44 3

ZAC T44 4

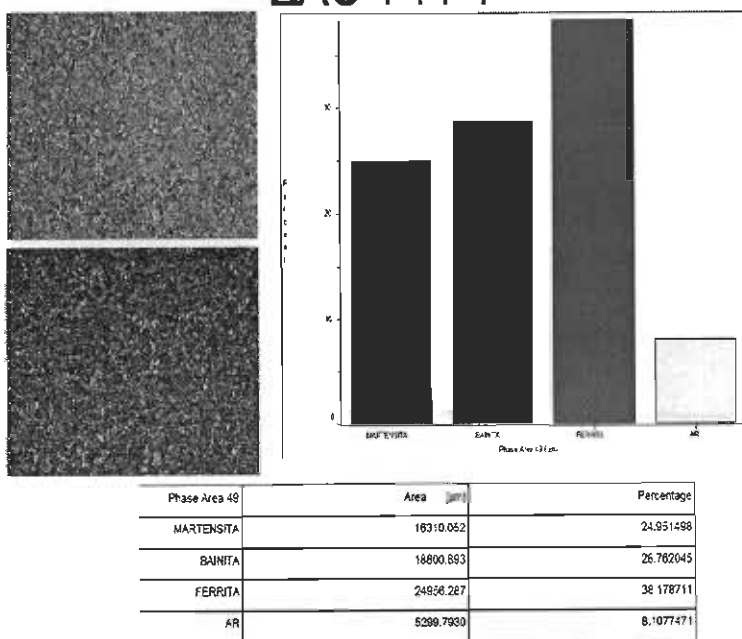


Figura A.31 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T44 4

ZAC T44 5

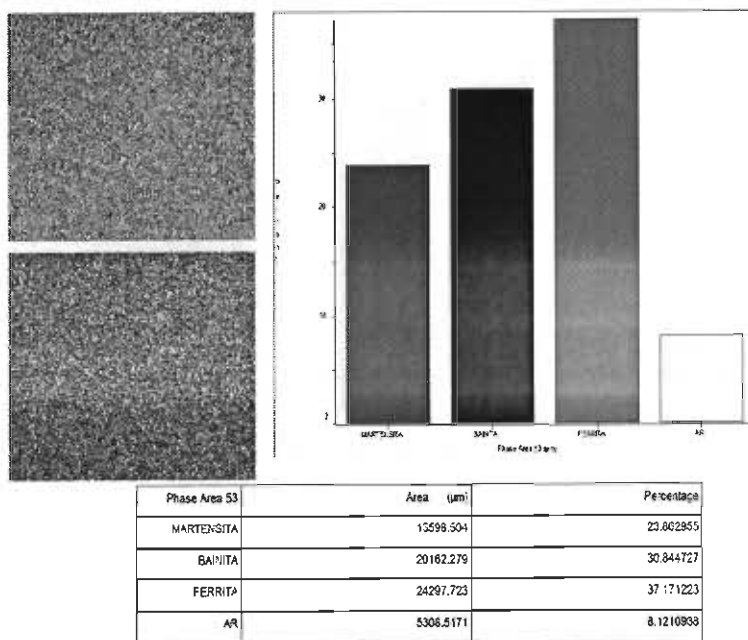


Figura A.32 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T44 5

ZAC T44 6

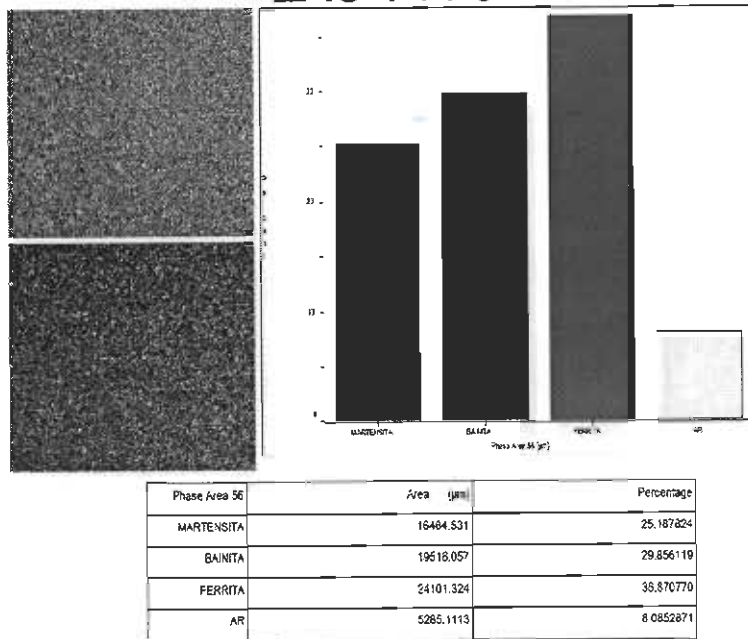


Figura A.33 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T44 6

ZAC T44 7

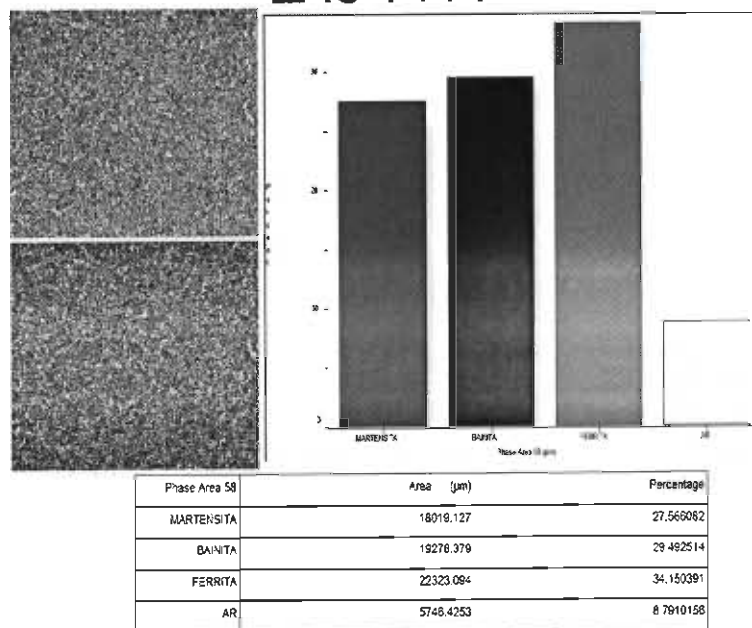


Figura A.34 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T44 7

ZAC T44 8

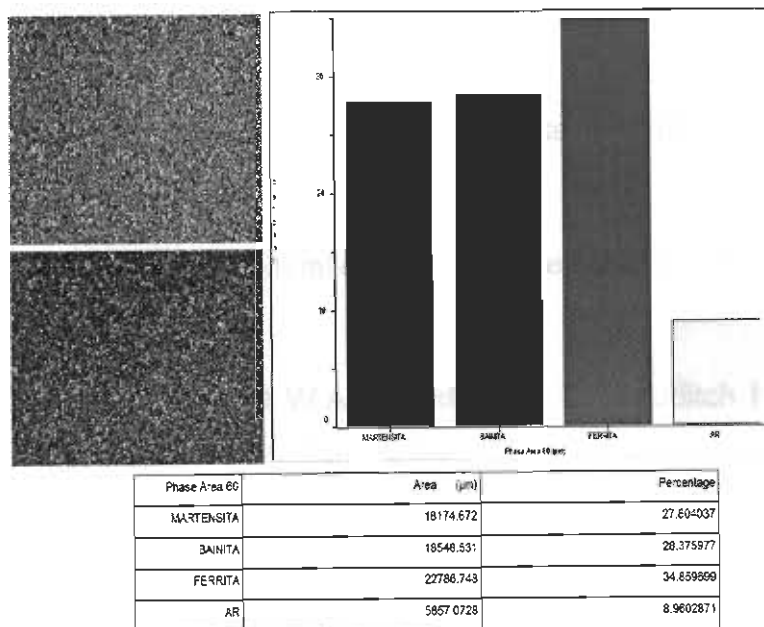


Figura A.35 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T44 8

ZAC T44 9

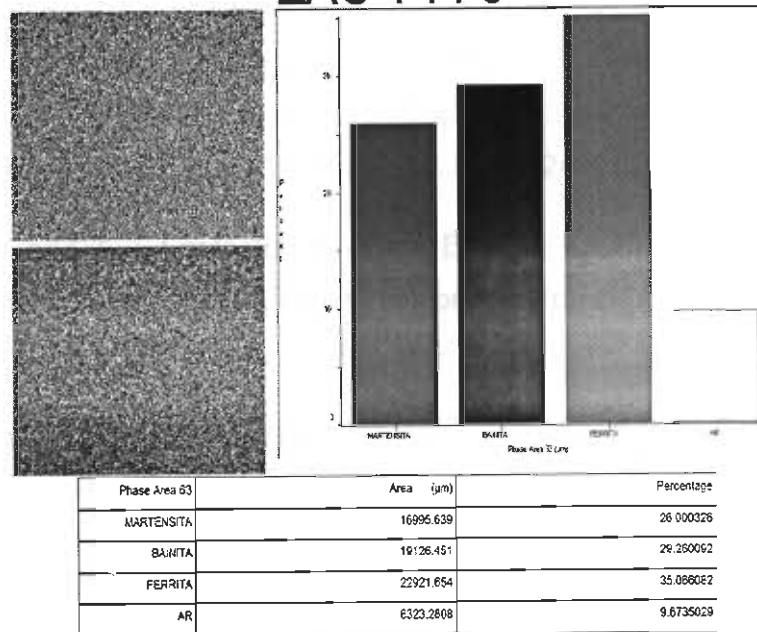


Figura A.36 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T44 9

BIBLIOGRAFÍA

- [1] Konieczny A., Advanced High Strength Steels – Formability, (2003) Great Designs in Steel, American Iron and Steel Institute (February 19, Washington DC, USA.
- [2] Kou, S., (2003) Welding Metallurgy, John Wiley and Sons, Hoboken New Jersey, USA, pp. 19-22.
- [3]. Althouse A. D., Turnquist W.A., Bowditch K. E., Bouditch M. A., (2004), Modern Welding, Goodheart- Wollcox, USA.
- [4] Smartt Herschel B.,(1992). Transfer of Heat and Mass to the base Metal in Gas-Metal Arc Welding, Materials Park (OH), ASM International, vol 6, pp70, USA.
- [5] Rollason E.C., (1973), Metallurgy for engineers, 4th edition Arnold, pp. 20, USA.
- [6] López V.H., Pérez G., Reyes A., López H.F., (2010), Effects of heat input in the mechanical integrity of the weld joints welded by GMAW and LBW process in transformation induced plasticity steel (TRIP) used in automotive industry, Soldagem and Inspeção, Vol. 15, No. 3, pp. 234 – 241, São Paulo, Brasil.
- [7] Porter David A. , Easterling Kenneth E., and Sherif Mohamed Y., Phase Transformations in Metals and Alloys, Taylor and Francis Group, Boca Raton FL, CRC Press USA, pp.121.
- [8] Guy Albert G (1970). Metalurgia Física para Ingenieros, Fondo Educativo Interamericano, Buenos Aires Argentina, pp. 296.
- [9] Thewlis G., (2004), Clasification and Quantification of Microstructure in Steels.,Materials Perspective., Materials Science and Technology, Vol 20, pp 143-160.

- [10] Kapustka N., Conrardy C., Babu S., y Albright C., (2008), Effect of GMAW Process and Material Conditions on DP 780 and TRIP 780 Welds, American Welding Society and the Welding Research Council, pp 135 – 148. USA.
- [11] Zhao L., Wibowo M.K., Hermans M.J.M., van Bohemen S.M.C. Sietsma J., (2009), Retention of austenite in the welded microstructure of a 0.16C-1.6Mn-1.5Si (Wt.%) TRIP steel, Journal of Materials Processing Technology 209, pp 5286-5292.
- [12] Han Tae-Kyo, Park Sin Sang, Kang Chung-Yun, Woo In-Su, Lee Jong-Bong, (2005), CO₂ Laser welding Characteristics of 800 MPa class TRIP Steel, ISIJ International, Vol. 45 (2005), pp. 60-65.
- [13] Mei Zhang, Lin Li, Ren-Yu Fu, Ji-Cheng Zhang, Zi Wan, (2008), Weldability of low carbon transformation induced plasticity steel, Journal of Iron and Steel Research, International, Vol. 15(5), pp. 61-65.
- [14] Mohan Iyengar R., (2008), Implications of Hot-Stamped Boron Steel Components in Automotive Structures, SAE Paper 2008-01-0857, pp. 4, USA.
- [15] Zhao, L., Van Dijk N.H., Brück E., Sietsma J., Van Der Zwaag S.,(2001). Magnetic and Xray diffraction measurements for the determination of retained austenite in TRIP steels.material Science and Engineering A313, pp 145-152.
- [16] Perez Medina G.Y., Zambrano P., López H.F., Reyes Valdés F.A., López Cortés V.H., (2010), Microstructural and Mechanical Characterization by Color Tint Etching of a TRIP – 800 Steel Welded by Laser CO₂ Process, Materials Research Society Proceedings, 1276, 10 doi: 10.1557/PROC – 1276 – 10.
- [17] De Amar K., Speer John G., Matlock David K., (2003), Color Tint Etching for Multiphase Steels, Colorado School of Mines, Golden Co., pp. 27-30.
- [18] Mujica L., Weber S., Pinto H., Thomy C., Vollersten F., (2009), Microstructure and mechanical properties of laser-welded joints of TWIP and

TRIP steels, *Materials Science and Engineering A*, 527, Elsevier, pp. 2071 – 2078.

LISTADO DE FIGURAS

- Figura 2.1. Microestructura típica de un acero TRIP.
- Figura 2.2 Esquema del proceso por soldadura GMAW.
- Figura 2.3. Detalle de la zona de la soldadura.
- Figura 2.4. Microestructura de acero TRIP soldado por GMAW (a) metal base MB, (b) zona de fusión ZF, y (c) zona afectada del ZAC.
- Figura 2.5. Perfiles de microdureza en aceros TRIP a) Láser CO₂, b) GMAW.
- Figura 2.6 Ferrita primaria idiomórfica y alotriomórfica.
- Figura 2.7 Ferrita Widmanstätten primaria y secundaria.
- Figura 2.8 Listones de vainita y subunidades.
- Figura 2.9 Perfiles de dureza en soldaduras de traslape con aceros de fase dual (por sus siglas en inglés DP) y en aceros TRIP, y velocidades de enfriamiento rápido.
- Figura 2.10 Perfiles de dureza en soldaduras de traslape con aceros de fase dual (por sus siglas en inglés DP) y en aceros TRIP, y velocidades de enfriamiento lento.
- Figura 2.11 Microestructura de ZAC en TRIP 780 con dureza de 335 HV.
- Figura 2.12 Microestructura de ZAC en TRIP 780 con dureza de 275 HV.
- Figura 2.13. Microestructura de acero TRIP en el metal base (MB) por el proceso de soldadura por rayo láser (LBW).
- Figura 2.14. Microestructura de acero TRIP en la zona afectada del calor (ZAC) por el proceso LB.
- Figura 2.15. Soldadura GTAW, zona afectada del calor cercana al metal base.
- Figura 2.16. Soldadura LB en zona afectada del calor cercana al metal base.
- Figura 2.17. Patrones de difracción de rayos X del metal base (MB), soldadura por rayo láser (LB), y soldadura de arco metálico y gas tungsteno (GTAW).
- Figura 2.18. Fracción de austenita retenida en experimentos magnéticos y dureza de Vickers, para soldaduras por LB y GTAW.
- Figura 2.19 Dureza cercana a la zona de la soldadura con una velocidad de 7 m/min.

Figura 2.20. microestructura de la zona de fusión con una velocidad de avance de 4m/min (a), y de metal templado en agua (b).

Figura 2.21 Microestructura con láser, a) Metal de soldadura, b) Metal de soldadura/ZAC, c) ZAC/metal base, d) Metal base.

Figura 2.22. Máxima dureza para diferentes velocidades de avance de soldadura.

Figura 2.23. Secciones transversales para diferentes velocidades de avance de soldadura, y gases de protección, una potencia de 6 kW, a 5 m/min-Ar (a), 7 m/min-Ar (b), 10 m/min-Ar (c), 5 m/min-He (d), 7 m/min He (e), 11 m/min-He (f).

Figura 2.24. Microestructura de acero TRIP 600.

Figura 2.25. Microestructura de transición en acero TRIP 600 transversalmente a la soldadura. (a) Zona de fusión, (b) Grano grueso de zona afectada del calor, Grano fino en la zona afectada del calor.

Figura 2.26 Perfil de soldaduras para soldadura de unión traslapada.

Figura 2.27. Porcentaje de elongación Vs resistencia a la tensión en probetas de 50.8 mm de longitud, para aceros utilizados en la industria automotriz.

Figura 2.28 a) microscopía, b) contenido de manganeso, c) microdureza.

Figura 2.29 Microestructura de la soldadura.

Figura 2.30. Metal base del acero TRIP.

Figura 2.31. Zona afectada de calor adyacente a la zona de fusión. Se muestra la austenita en color verde, la ferrita en color amarillo, la bainita en color azul, la martensita en color anaranjado.

Figura 2.32. Zona afectada del calor cercana a la superficie de la lámina. Se muestra la ferrita en color amarillo, la bainita en color azul, la martensita en color anaranjado.

Figura 4.1 Mapa para la soldadura T36

Figura 4.2 Mapa para la soldadura T40

Figura 4.3 Mapa para la soldadura T44

Figura 4.4 Gráfica de cuantificación media de fases en metal base

Figura 4.5 Gráfica de cuantificación media de fases en zona afectada del calor

Figura A.1 Metalografía, análisis de imagen y fases en MB T36 1

- Figura A.2 Metalografía, análisis de imagen y fases en MB T36 2
Figura A.3 Metalografía, análisis de imagen y fases en MB T36 3
Figura A.4 Metalografía, análisis de imagen y fases en MB T40 1
Figura A.5 Metalografía, análisis de imagen y fases en MB T40 2
Figura A.6 Metalografía, análisis de imagen y fases en MB T40 3
Figura A.7 Metalografía, análisis de imagen y fases en MB T44 1
Figura A.8 Metalografía, análisis de imagen y fases en MB T44 2
Figura A.9 Metalografía, análisis de imagen y fases en MB T44 3
Figura A.10 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T36 1
Figura A.11 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T36 2
Figura A.12 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T36 3
Figura A.13 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T36 4
Figura A.14 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T36 5
Figura A.15 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T36 6
Figura A.16 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T36 7
Figura A.17 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T36 8
Figura A.18 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T36 9
Figura A.19 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T40 1
Figura A.20 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T40 2
Figura A.21 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T40 3
Figura A.22 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T40 4
Figura A.23 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T40 5
Figura A.24 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T40 6
Figura A.25 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T40 7
Figura A.26 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T40 8
Figura A.27 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T40 9
Figura A.28 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T44 1
Figura A.29 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T44 2
Figura A.30 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T44 3
Figura A.31 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T44 4
Figura A.32 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T44 5

Figura A.33 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T44 6

Figura A.34 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T44 7

Figura A.35 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T44 8

Figura A.36 Metalografía, análisis de imagen y fases en ZAC T44 9

LISTADO DE TABLAS

- Tabla 2.1. Composición química del acero TRIP 800 [6]
- Tabla 2.2 Parámetros de la soldadura del proceso CO₂ y GMAW, y microdureza de aceros TRIP 800 [6]
- Tabla 2.3 Microestructura en la zona de fusión, dureza, y dilución de soldaduras traslapadas en acero TRIP 980 y electrodo ER70S-6 [10]
- Tabla 2.4. Composición química del acero TRIP [11]
- Tabla 2.5. Parámetros de soldadura para el proceso GTAW [11]
- Tabla 2.6. Parámetros de soldadura para el proceso LB [11]
- Tabla 2.7 Volumen general de fracción de austenita retenida determinados mediante XRD y por técnicas magnéticas [11]
- Tabla 2.8 composición química del acero TRIP 600 [13]
- Tabla 2.9. Parámetros de soldadura por proceso GMAW en acero TRIP 600 [13]
- Tabla 2.10. Diferentes técnicas para la determinación de la fracción en volumen de la austenita retenida [15]
- Tabla 2.11 composición química del acero TRIP [18]
- Tabla 2.12 fracción en volumen de las fases tanto en metal base como en la zona afectada del calor [18]
- Tabla 2.13 Resumen de trabajos de investigadores
- Tabla 4.1 de cuantificación de fases en metal base en soldadura T36
- Tabla 4.2 Cuantificación de fases en ZAC de soldadura T36
- Tabla 4.3 Media total de las fases para la soldadura T36
- Tabla 4.4 de cuantificación de fases en metal base en soldadura T40
- Tabla 4.5 Cuantificación de fases en ZAC de soldadura T40
- Tabla 4.6 Media total de fases en ZAC de soldadura T40
- Tabla 4.7 de cuantificación de fases en metal base en soldadura T44
- Tabla 4.8 Cuantificación de fases en ZAC de soldadura T44
- Tabla 4.9 Media total de fases en ZAC de soldadura T44

RESUMEN

Tabla 4.10. Porcentaje de fracción en volumen de austenita retenida obtenida, para las soldaduras T36, T40, y T44, por el método de difracción de rayos X.

RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO.

Nombre: Saúl Reyes Reyes

Grado a obtener: Especialista en Tecnología de la Soldadura Industrial

Título de la monografía: Estudio del impacto del calor de entrada en la transformación de austenita retenida en aceros TRIP, en componentes automotrices soldados por el proceso GMAW.

Títulos obtenidos: Ingeniero Civil

Universidad: Universidad Autónoma de Coahuila

Campo profesional: Ingeniero especialista C.

Experiencia profesional: INEGI, COMIMSA, METALSA.

Lugar y fecha de nacimiento: H. Matamoros Tamaulipas, 14 de abril de 1969

Nombre de los padres: Juan Reyes Cerecero
Elsa Eglantina Reyes Reyes