



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE ZACATECAS

“Francisco García Salinas”

UNIDAD ACADÉMICA DE INGENIERÍA I

MAESTRÍA EN CIENCIA E INGENIERÍA DE LOS MATERIALES

**“ESTUDIO DE LA SOLDADURA LBW, GTAW Y GMAW EN UN ACERO
DE TRANSFORMACIÓN INDUCIDA POR PLASTICIDAD (TRIP)”**

**TESIS PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS E INGENIERÍA
DE LOS MATERIALES**

PRESENTA

José Juan Guzmán Aguilera

ASESOR

Dr. Víctor Hugo Baltazar Hernández

COASESORES

Dr. Simitrio Maldonado Ruiz

Dr. Francisco Alvarado Hernández



Zacatecas Zac. Agosto del 2017

AGRADECIMIENTOS

A dios

Por darme el entendimiento y deseo de enfrentar y superar este reto, permitiéndome además conocer a personas de gran valor que me ayudaron y motivaron en continuar con mi desarrollo profesional y humano.

A mis padres

Por el amor y la confianza dados durante toda mi vida, gracias a lo cual la realización este y todos mis logros han sido posible. Siendo ellos además mi mayor ejemplo de esfuerzo y perseverancia.

A mis profesores y asesores

Por compartir sus conocimientos, experiencia y sabiduría en la realización de esta tesis. Especialmente al Dr. Víctor Hugo Baltazar Hernández, ya que gracias a su guía y apoyo incondicional el presente trabajo ha sido posible, quien además con su dedicación y compromiso, es un ejemplo para todas las personas que tenemos la fortuna de recibir sus enseñanzas.

Agradecimientos especiales

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CANACYT) por otorgarme el apoyo que me permitió continuar con mis estudios.

Quiero agradecer al Dr. Norman Zhou por darme la oportunidad de realizar la estancia en la University of Waterloo donde pude estar en contacto con personas que fueron de gran importancia para el desarrollo de mis conocimientos y habilidades.

Un agradecimiento muy especial al Dr. Adrian P. Gerlich, a la Dra. Joyce Koo así como a los estudiantes Mohammad Hadi Razmpoosh, Nazmul Huda, Abdelbaset Midawi y Andrew Macwan, ya que gracias a su invaluable apoyo pude obtener resultados que me permitieron enriquecer mi trabajo durante mi estancia de investigación en la University of Waterloo.

A el Dr. Sushanta Kumar Panda del Indian Institute of Technology Kharagpur por su valiosa participación en la realización de este proyecto.

También quiero agradecer al consejo zacatecano de ciencia y tecnología (COZCYT), al área ingenierías y tecnología de la UAZ, al departamento de movilidad de la UAZ y al sindicato del personal académico de la UAZ (SPAUAZ) por el apoyo económico otorgado con el fin de solventar mis gastos durante la estancia de investigación en Canadá y durante mi participación en el International Materials Research Congress en Quintana Roo.

CONTENIDO

CONTENIDO.....	3
INDICE DE FIGURAS.....	8
INDICE DE TABLAS.....	14
RESUMEN	16
ABSTRACT	17
INTRODUCCIÓN	18
ANTECEDENTES.....	18
JUSTIFICACIÓN.....	19
IMPACTO DEL PROYECTO	19
OBJETIVOS	20
OBJETIVO GENERAL	20
OBJETIVOS PARTICULARES.....	20
METAS	21
HIPÓTESIS	21
1 REVISION DE LA LITERATURA	22
1.1 ACEROS AVANZADOS DE ALTA RESISTENCIA (AHSS).....	22
1.1.1 CLASIFICACIÓN DE LOS AHSS	23
1.1.2 ACEROS DE TRANSFORMACIÓN INDUCIDA POR PLASTICIDAD (TRIP)	24

1.1.3	PROCESAMIENTO DEL ACERO TRIP	26
1.1.4	FASES PRESENTES EN UN ACERO TRIP	32
1.2	PROCESOS DE SOLDADURA POR ARCO Y LASER	36
1.2.2	SOLDADURA POR HAZ LASER DE FIBRA ÓPTICA (LBW).....	37
1.2.3	SOLDADURA POR ARCO DE TUNGSTENO Y GAS (GTAW).....	41
1.2.5	SOLDADURA POR ARCO DE METAL Y GAS (GMAW).....	42
1.3	METALURGIA DE LA SOLDADURA	51
1.3.1	ZONA DE FUSIÓN (ZF)	51
1.3.2	ZONA AFECTADA TÉRMICAMENTE (ZAT).....	52
1.4	SOLDADURA DE LOS ACEROS AVANZADOS.....	54
1.4.1	MICROESTRUCTURA DE LA SOLDADURA EN LOS AHSS.....	54
1.4.2	REGIÓN SUBCRÍTICA.....	57
1.4.3	FORMABILIDAD EN LOS AHSS.....	58
1.4.4	EFFECTO DE ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN LA SOLDADURA.	60
2	CARACTERÍSTICAS DEL ACERO Si-TRIP780	62
2.1	COMPOSICION QUIMICA.....	62
2.2	MICROESTRUCTURA.....	63
2.3	PROPIEDADES MECANICAS	65
3	METODOLOGÍA EXPERIMENTAL.....	68
3.1	DESCRIPCIÓN PRELIMINAR	68

3.2	DIAGRAMA DE FLUJO EXPERIMENTAL	70
3.3	DISEÑO Y CONSTRUCCIÓN DEL SISTEMA DE SUJECIÓN DE LA PIEZA DE TRABAJO Y ANTORCHA.....	71
3.3.1	PRIMERA PROPUESTA DE DISEÑO.....	71
3.3.2	SEGUNDA PROPUESTA DE DISEÑO	74
3.4	PROCESO DE SOLDADURA DE ACERO Si-TRIP 780.....	75
3.4.1	PARÁMETROS ÓPTIMOS PARA LBW.....	76
3.4.2	PARÁMETROS ÓPTIMOS PARA GTAW.....	77
3.4.4	PARAMETROS ÓPTIMOS PARA GMAW	78
3.5	CALCULO DEL APORTE TÉRMICO	79
3.6	CARACTERIZACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA Y FASES	82
3.6.1	METALOGRAFÍA	82
3.6.2	DIFRACCIÓN DE RAYOS X	85
3.6.3	MICROSCOPIÍA ELECTRÓNICA DE BARRIDO (SEM)	85
3.7	MICRODUREZA	86
3.8	PROPIEDADES MECANICAS	88
3.8.1	PRUEBA DE TENSIÓN UNIAXIAL.....	88
3.8.2	PRUEBA DE FORMABILIDAD POR ALTURA LÍMITE DE DOMO.....	89
3.8.3	INDENTACIÓN INSTRUMENTAL	90
3.8.4	CORRELACIÓN DIGITAL DE IMAGEN	93

3.8.5	NUCLEACIÓN DE LA FRACTURA	94
4	RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	95
4.1	ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL Y DE FASES EN LAS SOLDADURAS DEL ACERO SI-TRIP 780	95
4.1.1	ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL	95
4.1.2	ANÁLISIS DE FASES.....	102
4.1.3	MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO	104
4.2	DISTRIBUCIÓN DE LA DUREZA A LO LARGO DE LA REGIÓN SOLDADA	109
4.2.1	SOLDADO MEDIANTE LBW.....	109
4.2.2	SOLDADO MEDIANTE GTAW	110
4.2.4	SOLDADO MEDIANTE GMAW	111
4.3	ANÁLISIS DE INDENTACIÓN INSTRUMENTAL.....	113
4.3.1	CURVA DE INDENTACIÓN DEL ACERO SI-TRIP 780 SOLDADO POR LBW.	113
4.3.2	CURVA DE INDENTACIÓN DEL ACERO SI-TRIP 780 SOLDADO POR GTAW	115
4.3.3	RESULTADOS COMPARATIVOS	117
4.4	RESISTENCIA A LA TENSION UNIAXIAL	119
4.4.1	UNION SOLDADA POR LBW	119
4.4.2	UNION SOLDADA POR GTAW	121
4.4.3	UNION SOLDADA POR GMAW.....	123

4.4.4	COMPARACIÓN DE RESULTADOS	125
4.4.5	MECÁNICA DE LA FRACTURA EN LA REGIÓN SUBCRITICA.....	127
4.5	FORMABILIDAD MEDIANTE LDH.....	129
5	CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	135
5.1	RECOMENDACIONES A FUTURO.....	136
	BIBLIOGRAFÍA	138
	APÉNDICE.....	142
A.	NOMENCLATURA.....	142
	REGIONES MICROESTRUCTURALES.....	142
	NOMENCLATURA GENERAL.....	142
B.	OPTIMIZACIÓN DE PARÁMETROS DE SOLDADURA.....	145
	OPTIMIZACION DE LOS PARAMETROS DEL PROCESO LBW.....	146
	OPTIMIZACION DE LOS PARAMETROS DEL PROCESO GTAW.....	146
	OPTIMIZACION DE LOS PARAMETROS DEL PROCESO GMAW.....	158

INDICE DE FIGURAS

Figura 1-1 Relación Esfuerzo-Deformación para diferentes AHSS-----	22
Figura 1-2 Microestructura típica de un acero AHSS-TRIP [1]-----	26
Figura 1-3 Tratamientos térmico para el procesamiento del acero AHSS TRIP. -----	29
Figura 1-4 Esquema que muestra la transformación de la austenita después de la etapa Intercrítica (a), seguido de la etapa isotérmica (b) en un tratamiento térmico TRIP. Las zonas oscuras corresponden a regiones ricas en carbono. α : Ferrita, γ Austenita; B: Bainita y γ res: Austenita retenida. -----	30
Figura 1-5 Variación del contenido de fases en la etapa isotérmica la someter a 400°C una aleación de 0.4C-15Si-0.8Mn durante un tratamiento térmico TRIP. La etapa Intercrítica se realizó a 790°C durante 5 min. -----	31
Figura 1-6 Principales componentes del proceso de soldadura LBW [6]. -----	38
Figura 1-7 Métodos de soldadura laser [6]. -----	39
Figura 1-8 Operación de la soldadura por arco de tungsteno y gas. -----	41
Figura 1-9 Configuración equipo para soldar GMAW o GTAW -----	42
Figura 1-10 Representación esquemática de la transferencia por corto circuito. -----	44
Figura 1-11 Regiones microestructurales de la soldadura. -----	51
Figura 2-1 Micrográficas del metal base en la sección transversal a 500 X por utilizando dos diferentes ataques químicos para revelar su microestructura donde a) Nital y b) Le Pera.-----	63
Figura 2-2 Microestructura mediante SEM del acero Si-TRIP 780 mostrando la presencia de martensita (α'), bainita (B), y austenita retenida (γ) en una matriz ferrítica (α).-----	64
Figura 2-3 Patrón de difracción del acero Si-TRIP 780. -----	64
Figura 2-4 Grafica Esfuerzo (σ) - Deformación (ϵ) para un acero Si-TRIP780. -----	66
Figura 2-5 Desarrollo de prueba de tensión en acero Si-TRIP 780 donde: a) Probetas sin tensionar b) desarrollo de la prueba de tensión c) probetas después de la prueba de tensión donde se muestra la localización de la fractura. -----	67
Figura 3-1 Sistema de control de la posición de la punta del electrodo en los ejes X y Z con respecto a la pieza de trabajo. -----	72

Figura 3-2 Sistema de control de la posición de la punta del electrodo en el eje Y con respecto a la pieza de trabajo.----- 72

Figura 3-3 Dirección de avance de la antorcha durante el proceso de soldadura. ----- 73

Figura 3-4 Sistema de sujeción mediante clamps hechos de acero.----- 73

Figura 3-5 Implementación del diseño del equipo para la sujeción de láminas de acero Si-TRIP 780 y soporte de las antorchas para los procesos GTAW y GMAW.----- 74

Figura 3-6 Diseño final de sistema de soldadura que muestra los componentes principales. ----- 75

Figura 3-7 Sección transversal de una soldadura mostrando la distancia del centro al borde de la ZF (r_m) y hacia el borde de la zona intercrítica (r_{AC1}).----- 79

Figura 3-8 a) Microscopio óptico VERSAMENT b) Microscopio OLYMPUS. ----- 84

Figura 3-9 Equipo para difracción de rayos X. ----- 85

Figura 3-10 a) Microscopio electrónico de barrido b) muestra montada en baquelita conductora. ----- 86

Figura 3-11 Esquema de las distancias entre las Indentaciones para obtener el perfil de dureza de la soldadura.----- 87

Figura 3-12 Equipo para microdureza SHIMADZU ----- 87

Figura 3-13 Dimensiones en milímetros (mm) de la probeta para pruebas de tensión de 20 cm para uniones soldadas de acuerdo a la norma ASTM E 8-04M----- 88

Figura 3-14 Equipo utilizado para realizar las pruebas de tensión a) electroerosionadora de hilo b) Maquina universal. ----- 89

Figura 3-15 Geometría de la muestra para realizar a) prueba tensión-tensión y b) prueba tensión-compresión.----- 90

Figura 3-16 Equipo para indentación instrumental Nanovea-M1. ----- 91

Figura 3-17 SEM del indentador de 100 μ m de diámetro donde se muestra además la altura δ_c que corresponde a la fuerza a F_c [46].----- 91

Figura 3-18 Equipo para DIC.----- 93

Figura 3-19 Probeta para pruebas de tensión de 10 cm para uniones soldadas de acuerdo a la norma ASTM E 8-04M, dimensiones en milímetros (mm). ----- 94

Figura 4-1 Imagen macroestructural a 50 X con vista superior del acero Si-TRIP 780 soldado por LBW. ----- 95

Figura 4-2 Regiones del cordón de soldadura de un acero SI-TRIP 780 soldado por el proceso LBW a) Zona de fusión b) ZAT crítica superior c) ZAT intercrítica d) ZAT subcrítica ----- 96

Figura 4-3 Imagen macroestructural a 50 X con vista superior del acero Si-TRIP 780 soldado por GTAW.----- 98

Figura 4-4 Microestructura a 500X de las regiones del cordón de soldadura de un acero SI-TRIP 780 soldado por el proceso GTAW a) Zona de fusión b) ZAT crítica superior c) ZAT intercrítica d) ZAT subcrítica----- 98

Figura 4-5 Imagen Macroestructura a 50 X con vista superior del acero Si-TRIP 780 soldado por GMAW.-----100

Figura 4-6 Microestructura a 500X de las regiones del cordón de soldadura de un acero SI-TRIP 780 soldado por el proceso GMAW a) Zona de fusión b) ZAT crítica superior c) ZAT intercrítica d) ZAT subcrítica-----100

Figura 4-7 Patrón de difracción del acero Si-TRIP 780 soldado por el proceso de LBW: -----102

Figura 4-8 Patrón de difracción de la Zona de Fusión y de las regiones de la ZAT en un acero Si-TRIP 780 soldado por el proceso de GTAW.-----102

Figura 4-9 Patrón de difracción de la Zona de Fusión y de las regiones de la ZAT en un acero Si-TRIP 780 soldado por el proceso de GMAW. -----103

Figura 4-10 Microestructura mediante SEM del acero Si-TRIP 780 MB mostrando la presencia de martensita no afectada (α') en una matriz ferrítica (α) donde a y están a 10 000 X, b y se presentan a 20 000 X y c y se presentan con un aumento de 30 000 X. -----105

Figura 4-11 Microestructura mediante SEM de la ZAT-SC del acero Si-TRIP 780 soldado por LBW mostrando la presencia de martensita revenida (MR) en una matriz ferrítica (α) donde a y a' representan un aumento 10 000 X para dos zonas diferentes dentro de la región SC, mientras b y b' representan uno a 20 000 X y c y c' de 30 000 X. -----105

Figura 4-12 Microestructura mediante SEM de la ZAT-SC del acero Si-TRIP 780 soldado por GTAW mostrando la presencia de martensita revenida (MR) en una matriz ferrítica (α) donde a y a' representan un aumento 10 000 X para dos zonas

diferentes dentro de la región SC, mientras b y b' representan uno a 20 000 X y c y c' de 30 000 X. ----- 106

Figura 4-13 Microestructura mediante SEM de la ZAT-SC del acero Si-TRIP 780 soldado por GMAW mostrando la presencia de martensita revenida (MR) en una matriz ferrítica (α) donde a y a' representan un aumento 10 000 X para dos zonas diferentes dentro de la región SC, mientras b y b' representan uno a 20 000 X y c y c' de 30 000 X. ----- 106

Figura 4-14 Perfil y mapeo realizado mediante el uso del software Origin Pro 8.5 de la microdureza en un acero Si-TRIP780 soldado mediante el proceso LBW. ----- 109

Figura 4-15 Perfil y mapeo realizado mediante el uso del software Origin Pro 8.5 de la microdureza en un acero Si-TRIP780 soldado mediante el proceso GTAW. ----- 110

Figura 4-16 Perfil y mapeo realizado mediante el uso del software Origin Pro 8.5 de la microdureza en un acero Si-TRIP780 soldado mediante el proceso GMAW. ----- 111

Figura 4-17 Indentaciones sobre la ZAT-SC de un acero Si-TRIP 780 soldado por LBW ----- 113

Figura 4-18 Grafica de indentación instrumental sobre la región subcritica de un acero Si-TRIP 780 soldado por LBW. ----- 113

Figura 4-19 Indentaciones sobre la ZAT-SC de un acero Si-TRIP 780 soldado por GTAW. ----- 115

Figura 4-20 Grafica de indentación instrumental sobre la región subcritica de un acero Si-TRIP 780 soldado por GTAW. ----- 115

Figura 4-21 Indentaciones sobre la ZAT-SC de un acero Si-TRIP 780 soldado por GMAW. ----- 116

Figura 4-22 Grafica de indentación instrumental sobre la región subcritica de un acero Si-TRIP 780 soldado por GMAW. ----- 116

Figura 4-23 Curvas de indentación para cada proceso de soldadura. ----- 117

Figura 4-24 Grafica Esfuerzo (σ) - Deformación (ϵ) para un acero Si-TRIP780 soldado mediante LBW. ----- 119

Figura 4-25 Desarrollo de prueba de tensión en acero Si-TRIP 780 soldado mediante el proceso LBW donde: a) Probetas sin tensionar b) desarrollo de la prueba de

tensión c) probetas después de la prueba de tensión donde se muestra la localización de la fractura en el metal base. ----- 120

Figura 4-26 Grafica Esfuerzo (σ) - Deformación (ϵ) para un acero Si-TRIP780 soldado mediante GTAW. ----- 121

Figura 4-27 Desarrollo de prueba de tensión en acero Si-TRIP 780 soldado mediante el proceso GTAW donde: a) Probetas sin tensionar b) desarrollo de la prueba de tensión c) probetas después de la prueba de tensión donde se muestra la localización de la fractura en el metal base. ----- 122

Figura 4-28 Grafica Esfuerzo-Deformación para un acero TRIP 780 soldado por el proceso GMAW. ----- 123

Figura 4-29 Desarrollo de prueba de tensión en acero Si-TRIP 780 soldado mediante el proceso GMAW donde: a) Probetas sin tensionar b) desarrollo de la prueba de tensión c) probetas después de la prueba de tensión donde se muestra la localización de la fractura en la zona del cordón. ----- 124

Figura 4-30 Grafica esfuerzo-deformación comparativo para cada proceso de soldadura y el metal base. ----- 125

Figura 4-31 Grafica de barras con factor de error mostrando los resultados comparativos de resistencia (b) y deformación (a) de un acero Si-TRIP 780 soldado por los procesos de soldadura LBW, GTAW, GMAW y el Metal Base. -- 126

Figura 4-32 Vista transversal de la fractura en la región de la ZAT-SC de un acero Si-TRIP 780 soldado mediante GMAW. ----- 127

Figura 4-33 Vista superior de la fractura en la región de la ZAT-SC de un acero Si-TRIP 780 soldado mediante GMAW. ----- 127

Figura 4-34 Análisis de la evolución de la distribución de la deformación durante la prueba de tensión uniaxial con una diferencia de 1% en la deformación mediante la técnica de DIC.----- 128

Figura 4-35 Imágenes tomadas en SEM mostrando la nucleación de los huecos de la fractura donde a) 45 000 y b) 56 000 X. ----- 128

Figura 4-36 Grafica comparativa de los resultados de LDH en donde a) Altura Límite del domo en mm antes de la fractura y b) Distancia de la fractura en mm con respecto al polo. ----- 129

Figura 4-37 Muestra con fractura después de la prueba tensión-tensión. ----- 131

Figura 4-38 Muestra con fractura después de la prueba tensión-compresión. ----- 132

Figura 4-39 Patrón de la distribución de la deformación de las muestras deformadas en
 las diferentes uniones soldadas para a) tensión-tensión y b) tensión-compresión
 ----- 133

Figura 0-1 Maquina para soldadura laser de fibra óptica----- 146

Figura 0-2 Equipo para soldar por GTAW ----- 147

Figura 0-3 Equipo para soldar por GMAW ----- 158

Figura 0-4 Cambio de poleas en donde a) presenta las poleas originales con una
 velocidad de avance de 0.83 cm/seg y b) Presenta las poleas adaptadas con una
 velocidad de avance de 0.73 cm/seg. ----- 174

Figura 0-5 Segunda adaptación de poleas con una velocidad de avance de 0.96
 cm/seg.----- 179

INDICE DE TABLAS

Tabla 2-1 Composición química del acero Si-TRIP 780.	62
Tabla 2-2 Propiedades dimensionales y mecánicas del acero Si-TRIP 780	67
Tabla 3-1 Perfil térmico de las uniones soladas.	81
Tabla 4-1 Dimensiones de las diferentes regiones de la ZAT y de la ZF para cada proceso de soldadura.	95
Tabla 4-2 Resultados de prueba de indentación instrumentada usando ambos criterios para la estimación de YS en la ZAT-SC de acero Si-TRIP 780 soldado por LBW.	113
Tabla 4-3 Resultados de prueba de indentación instrumentada usando ambos criterios para la estimación de YS en la ZAT-SC de acero Si-TRIP 780 soldado por GTAW.	115
Tabla 4-4 Resultados de prueba de indentación instrumentada usando ambos criterios para la estimación de YS en la ZAT-SC de acero Si-TRIP 780 soldado por GMAW	116
Tabla 4-5 Resultados de prueba de indentación instrumentada usando ambos criterios para la estimación de YS en la ZAT-SC de acero Si-TRIP 780 soldado por LBW, GTAW, GMAW y el MB.	117
Tabla 4-6 Valores de las propiedades mecánicas de un acero TRIP 780 soldado mediante el proceso LBW.	119
Tabla 4-7 Valores de las propiedades mecánicas de un acero Si-TRIP 780 soldado mediante el proceso GTAW.	121
Tabla 4-8 Valores de las propiedades mecánicas de un acero Si-TRIP 780 soldado mediante GMAW.	123
Tabla 4-9 Resultados comparativos de las propiedades mecánicas para cada proceso de soldadura y el metal base.	125
Tabla 4-10 Altura límite del domo para las los diferentes cordones de soldadura y el MB mediante los diferentes patrones de deformación inducido.	130
Tabla 4-11 Distancia en mm de la localización de la fractura desde el polo de la muestra deformada para la prueba tensión-tensión.	131

Tabla 4-12 Distancia en mm de la localización del polo del espécimen deformado para tensión-tensión.	131
Tabla 4-13 Distancia en mm de la localización de la fractura desde el polo de la muestra deformada para la prueba tensión-compresión.	132
Tabla 0-1 Especificaciones técnicas del equipo para soldar por LBW.	146
Tabla 0-2 Especificaciones técnicas del equipo para soldar por GTAW.	147
Tabla 0-3 Dimensiones e imagen transversal del cordón para los parámetros de la corrida 5 del acero Si-TRIP 780 soldado por GTAW.	156
Tabla 0-4 Diseño de experimentos para la parametrización del acero Si-TRIP 780 mediante el proceso GTAW.	157
Tabla 0-5 Dimensiones y propiedades mecánicas del electrodo ER70S-6 utilizado en el proceso GMAW según la norma ASME-ASME SFA-5.18/SFA-5.18M	159
Tabla 0-6 Composición química (w.t. %) del electrodo ER70S-6 según la norma ASME-ASME SFA-5.18/SFA-5.18M	159
Tabla 0-7 Especificaciones técnicas del equipo para soldar por GMAW.	159
Tabla 0-8 Dimensiones e imagen transversal del cordón para los parámetros de la corrida 13 del acero Si-TRIP 780 soldado por GMAW.	178
Tabla 0-9 Dimensiones e imagen transversal del cordón para los parámetros de la corrida 15 del acero Si-TRIP 780 soldado por GMAW.	181
Tabla 0-10 Diseño de experimentos para la parametrización del proceso de soldadura GMAW en un acero SI-TRIP 780.	182

RESUMEN

El presente trabajo se centra en el estudio del efecto de tres diferentes procesos de soldadura, siendo estos el proceso de soldadura de haz laser de fibra óptica (laser beam welding – LBW) y dos procesos de soldadura por arco eléctrico tales como el de arco de tungsteno y gas (gas tungsten arc welding - GTAW) y el de soldadura por arco de metal y gas (gas metal arc welding - GMAW) sobre un acero avanzado de alta resistencia (advanced high strength steel - AHSS) tipo transformación inducida por plasticidad (TRIP), ya que son estos los procesos de soldadura más comúnmente utilizados para la unión de estos materiales en la fabricación de la estructura automotriz. Sin embargo, estos mismos procesos presentan diferentes aportes térmicos y por consiguiente diferentes velocidades de enfriamiento, lo que genera una variación dimensional y microestructural en la franja de la soldadura, resultando así en diferentes propiedades mecánicas y de formabilidad para cada uno de estos. Motivo por el cual el presente trabajo espera proporcionar información que permita a los fabricantes de automóviles el uso de los aceros avanzados al definir la fenomenología presente en la unión de los mismos.

ABSTRACT

The present research focuses on the study about the effect of three different welding processes, being these, the laser beam welding process (LBW) and two arc welding processes such as gas tungsten arc welding (GTAW) and the gas metal arc welding (GMAW) over an advanced high strength steel (AHSS) transformation induced plasticity (TRIP) type, because these are the most commonly used welding processes for the joining of these materials in the manufacture of the automotive structure. However, these same processes present different thermal contributions and consequently different cooling rates, which generates a dimensional and microstructural variation in the weld, resulting in different mechanical and formability properties for each one of them. That's why the present work hopes to provide information that allows automobile manufacturers the use of advanced steels defining the phenomenology present in the union of them.

INTRODUCCIÓN

ANTECEDENTES

Los materiales avanzados surgen con la necesidad de combatir la propagación de gases de efecto invernadero, por lo que las empresas automotrices idearon planes para atacar este conflicto, uno de esos es mediante la reducción del peso mediante la disminución del espesor de los metales utilizados en la fabricación, sin comprometer su resistencia y rigidez.

La principal diferencia de los aceros avanzados con los convencionales es su microestructura, ya que son aceros que contienen más de una fase como ferrita, perlita, martensita o austenita retenida en suficientes cantidades para producir propiedades mecánicas mejoradas tales como alta resistencia y buena ductilidad, lo que los hace adecuados para la fabricación de estructuras de automóviles.

Sin embargo debido a su compleja composición química y microestructural, la cual es completamente transformada durante el proceso de soldadura, la soldabilidad de los AHSS aún no ha sido completamente comprendida, por lo que un estudio que permita observar el efecto que produce la variación del aporte térmico producido por tres de los procesos de soldadura más comúnmente utilizados para la unión de estos materiales en la industria automotriz es importante [1].

JUSTIFICACIÓN

Debido a la creciente presencia de la industria automotriz en México, se genera un interés en el análisis de los materiales y métodos utilizados en la fabricación de sus unidades, a fin de generar conocimiento que permitan el mejoramiento de sus procesos de producción e impulsen la implementación de nuevos materiales como lo son los AHSS, que tienen como objetivo la mejora en el diseño al disminuir el impacto medioambiental que genera el uso de los vehículos e incrementar la seguridad de los pasajeros. Es por este motivo que nace el presente trabajo el cual tiene como finalidad realizar una comparativa entre los procesos de soldadura comúnmente utilizados durante el proceso de ensamblaje de la estructura de los vehículos, en donde los AHSS tienen su mayor influencia.

IMPACTO DEL PROYECTO

Este proyecto tiene un impacto sobre la industria automotriz y aeroespacial de México, ya que los materiales utilizados para la fabricación de los vehículos ha tomado una direccionalidad hacia los aceros avanzados de alta resistencia, en donde el acero TRIP ha tenido una implementación restringida debido a la complejidad que supone la transformación microestructural resultado del proceso de soldadura, lo cual en ocasiones presenta efectos perjudiciales que afectan la integridad de la estructura del vehículo.

El presente trabajo pretende dar un análisis de los procesos de soldadura comúnmente utilizados para la unión de los aceros TRIP, observando sus características microestructurales y evaluando su confiabilidad mediante pruebas mecánicas y de formabilidad, a fin de identificar los factores que promuevan la variación en sus propiedades.

De esta manera se pretende dar respuestas que permitan a los fabricantes de vehículos generar un plan estratégico para futuras aplicaciones de este material mediante los procesos de soldadura descritos.

OBJETIVOS

OBJETIVO GENERAL

Realizar un estudio comparativo de la microestructura, fases, propiedades mecánicas y formabilidad de un acero Si-TRIP 780 soldado mediante los procesos de soldadura LBW, GTAW y GMAW.

OBJETIVOS PARTICULARES

1. Obtener una unión soldada con una adecuada dimensionalidad y sanidad mediante un diseño de experimentos que permita obtener los valores de los parámetros adecuados para cada proceso de soldadura.
2. Definir la aportación térmica generada para cada proceso de soldadura resultantes de los parámetros óptimos seleccionados a fin de realizar una comparativa que nos permita establecer la influencia de cada proceso sobre el cambio microestructural, en las propiedades mecánicas y en la capacidad de formabilidad de la unión.
3. Observar e identificar los cambios microestructurales y de fases producidos en la soldadura de un acero Si-TRIP 780 mediante microscopía óptica, difracción de rayos X y SEM para los diferentes procesos de soldadura.
4. Analizar la variación producida en las propiedades mecánicas de resistencia mecánica y microdureza relacionada a cada proceso de soldadura.
5. Evaluar la formabilidad del acero Si-TRIP 780 en el metal base y la producida por los diferentes procesos de soldadura bajo condiciones de carga biaxial mediante la prueba de Altura Límite del domo.

METAS

1. Obtener conocimiento sólido sobre los procesos de soldadura y su importancia dentro de la investigación científica.
2. Realizar un estudio que permita generar conocimiento sobre un tema de alto impacto para la industria automotriz en México.

HIPÓTESIS

1. La variación en el aporte térmico de cada proceso generará diferentes dimensiones del cordón de soldadura, en donde el proceso GMAW producirá un cordón de mayor tamaño sin mucha diferencia con respecto al proceso GTAW mientras el proceso LBW producirá una dimensionalidad mucho menor comparado con los dos anteriores.
2. La mayor aportación térmica de los procesos GMAW y GTAW producirá una baja velocidad de enfriamiento resultando en una microestructura de menor dureza comparada con el proceso LBW.
3. La menor dimensionalidad del cordón de soldadura producido por el proceso LBW comparado con el GTAW y el GMAW resultará en propiedades mecánicas más cercanas a las del metal base, en donde la zona afectada térmicamente tendrá poca influencia debido a su reducido espesor.
4. La influencia de la región de reblandecimiento será mayor en los procesos GMAW y GTAW debido a que el alto aporte térmico producirá una ZAT-SC de un mayor tamaño y con un alto grado de reblandecimiento.

1 REVISION DE LA LITERATURA

1.1 ACEROS AVANZADOS DE ALTA RESISTENCIA (AHSS)

Los materiales avanzados surgen con la necesidad de combatir la propagación de gases de efecto invernadero, por lo que las empresas automotrices tuvieron la necesidad de idear planes para atacar este conflicto, uno de esos es la reducción del espesor de los metales utilizados en la fabricación, sin comprometer su resistencia y rigidez. Estos aceros también ofrecen características únicas en cuanto a su conformado, fabricación y unión. Esto debido a sus propiedades micro estructurales que utilizan la transformación de fases inducidas por la deformación para lograr una resistencia y ductilidad nunca antes alcanzables utilizando los procesos de estampado y ensamblado que existían hasta entonces. Estos materiales además aligeran el peso del vehículo disminuyendo así el consumo de combustible.

Estos aceros se logran mediante una composición química seleccionada, y sus estructuras multifasicas son consecuencia de los procesos de calentamiento y enfriado.

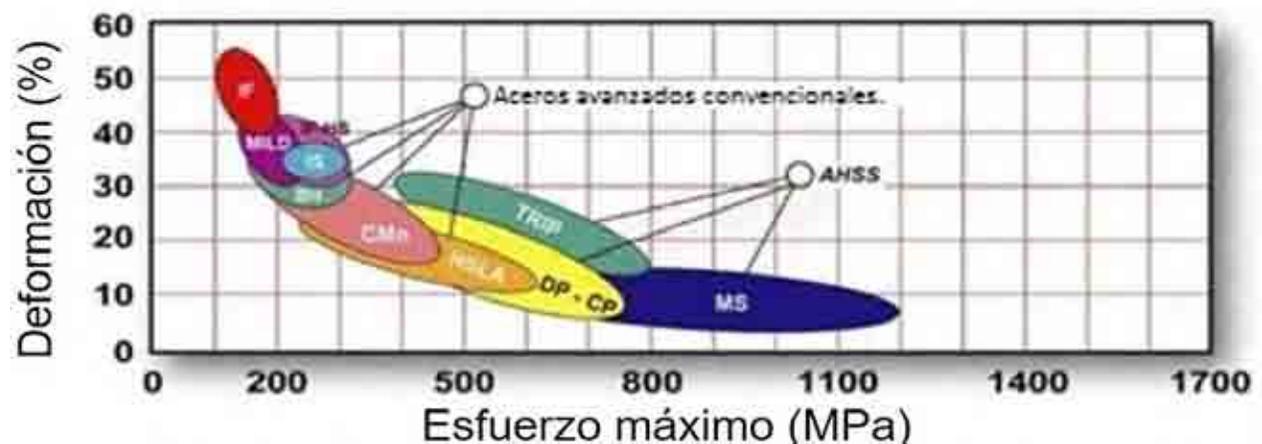


Figura 1-1 Relación Esfuerzo-Deformación para diferentes AHSS

VENTAJAS.

- Costo. La disminución del tamaño de las piezas disminuye el consumo de combustible con un pequeño o inexistente aumento en el costo de la producción.
- Seguridad. Mejor manejo de la energía por impacto debido a sus propiedades mecánicas y densidades variables.
- Emisiones. El menor peso y el bajo costo de fabricación comparado con otros materiales de baja densidad como el aluminio o composites, los sobrepone como una alternativa, además de presentar mejores densidades lo cual permite cumplir con los estándares de seguridad.
- Comportamiento al impacto. Las diferentes zonas del vehículo que deben desempeñarse bajo ciertas características pueden ser mejoradas por la incorporación de estos aceros. Estas zonas son la caja de seguridad, la cual es el compartimiento de los pasajeros y esta debe estar compuesta de aceros que prevengan cualquier deformación que comprometa su integridad. Estos aceros pueden ser martensítico o de doble fase. La zona de deformación colocada en el frente y atrás del vehículo debe absorber tanta energía como sea posible durante una colisión, donde los aceros recomendados pueden ser de doble fase o de transformación inducida por plasticidad.
- Formabilidad. Ofrecen altas capacidades de formabilidad sin demeritar su fuerza y ductilidad.
- Menor peso. Permite un menor peso con una reducción de masa lo cual también permite subsistemas de tamaño menor como el motor.
- Menor precio. El acero es el material de menor precio en la fabricación de autos.

[1]

1.1.1 CLASIFICACIÓN DE LOS AHSS

Los aceros se pueden clasificar de diferentes maneras, siendo una la siguiente:

1. Aceros de baja resistencia.- libres de intersticiales y aceros dulces

2. Aceros de alta resistencia convencionales (High Strength Steel – HSS). Composición química a base de carbón y manganeso, endurecidos mediante un tratamiento térmico, de alta resistencia y aceros de baja aleación.
3. Aceros avanzados de alta Resistencia (Advanced High Strength Steel – AHSS). Aceros de doble fase (DP), transformación inducida por plasticidad (TRIP), Plasticidad inducida por maclado (Twinning Induced Plasticity Steel – TWIP), fase bainita ferrita (FB), de fase compleja (CP) y aceros martensíticos.

La diferencia principal entre los aceros convencionales de alta resistencia (HSS) y los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) es su microestructura y su capacidad de endurecimiento o fortalecimiento. Ya que los aceros HSS están compuestos únicamente de una fase ferrítica la cual es reforzada por medio del refinamiento de grano o por endurecimiento por precipitado. Mientras los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) son aceros que contienen otra fase además de ferrita, perlita o cementita, las cuales pueden ser martensita, bainita, austenita o austenita retenida en cantidades suficientes para producir propiedades mecánicas únicas producidas por etapa de tratamiento intercrítico, la composición química y las velocidades de enfriamiento desde la fase austenítica o austenita-ferrita ya sea en la fase de salida del laminado en caliente o en la sección de enfriamiento del horno de recocido [1] lo que resulta en una matriz ferrítica con productos de la descomposición dispersos tal como la martensita, bainita y en algunos casos austenita retenida.

Los aceros AHSS ofrecen una resistencia similar a los HSS, sin embargo durante la deformación presentan un endurecimiento por deformación consistente, lo cual resulta en un UTS mayor con una buena ductilidad.

1.1.2 ACEROS DE TRANSFORMACIÓN INDUCIDA POR PLASTICIDAD (TRIP)

La microestructura de los aceros TRIP se compone de martensita inmersa en una matriz primaria de ferrita en donde las islas de martensita son situadas generalmente en los límites de grano austeníticos que están presentes solo durante la etapa de

permanencia isotérmica a una temperatura superior a A_c1 [2]. Además de un mínimo de 5% en volumen de austenita retenida presente a temperatura ambiente (Figura 1-2). Esta microestructura es generada mediante la adición de elementos tales como el Si y el Al seguido por un control térmico durante su procesamiento el cual requiere el uso de una retención isotérmica a una temperatura intermedia, que produce algo de bainita.

El mejoramiento en la resistencia y ductilidad de estos aceros es debido a la presencia de austenita, en donde hay un aumento en la fracción de volumen de la misma al incrementar el contenido de silicio y de carbono.

Durante la deformación, la dispersión de las segundas fases duras en ferrita crea una alta velocidad de endurecimiento de trabajado, como se observa en los aceros DP. Sin embargo, en los aceros TRIP la austenita retenida sufre una transformación progresiva en martensita con el aumento de la tensión, lo que aumenta la velocidad de endurecimiento de trabajo a altos niveles de tensión.

El nivel en el que la austenita retenida comienza a transformarse en martensita es controlado por el contenido de carbono. En los niveles de carbono más bajos, la austenita retenida comienza a transformarse casi inmediatamente después de la deformación, incrementando la velocidad del endurecimiento por trabajado y disminuyendo la capacidad de formabilidad. En los contenidos de carbono más altos, la austenita retenida es más estable y comienza a transformar sólo a niveles de deformación más allá de los producidos durante la formabilidad. A estos niveles de carbono, la austenita retenida persiste hasta la etapa final, para ser transformada en martensita durante la deformación posterior, como en una colisión.

Los aceros TRIP utilizan mayores cantidades de carbono que los aceros DP para obtener el contenido de carbono suficiente para estabilizar la austenita retenida a temperatura ambiente. Elementos como el aluminio y el silicio ayudan a mantener el contenido de carbono necesario dentro de la austenita retenida, además de ayudar a la formación la fase de ferrita / bainita.

La supresión de la precipitación de carburos durante la transformación bainítica parece ser crucial para los aceros TRIP, por lo que se utiliza al silicio y el aluminio para evitar la precipitación de carburos en esta región [1].

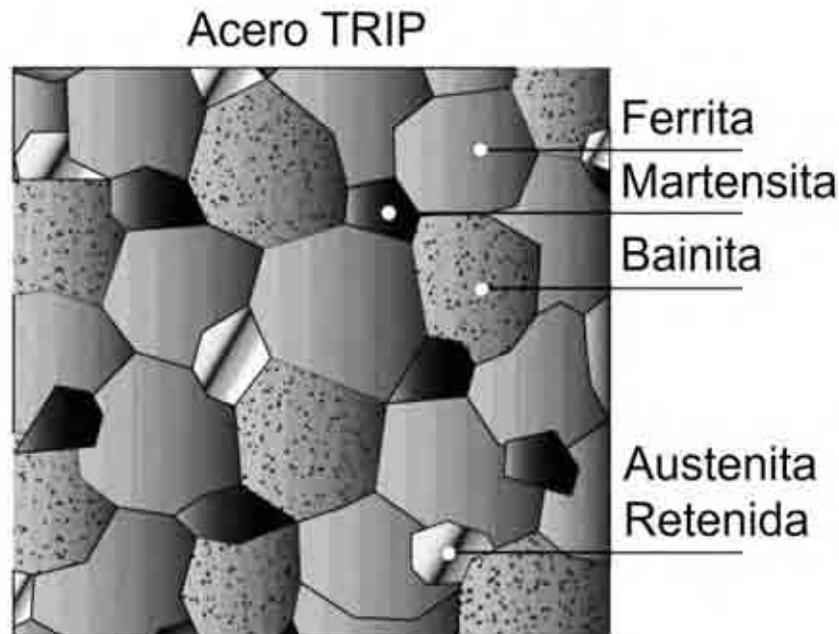


Figura 1-2 Microestructura típica de un acero AHSS-TRIP [1]

1.1.3 PROCESAMIENTO DEL ACERO TRIP

Para lograr las propiedades microestructurales del acero TRIP, es necesario realizar un tratamiento térmico con el fin de obtener una microestructura con una cantidad adecuada de austenita retenida, la cual puede estar en un intervalo entre 5 y 20%.

Dicho tratamiento térmico consta de dos etapas, en donde la primera consiste en llevar a la aleación dentro de un intervalo intercrítico de temperaturas en la zona de transformación ($\alpha+\gamma$).

En la segunda etapa se debe de llevar a la zona de transformación bainítica en donde la austenita presenta un incremento en su contenido de carbono y en su tamaño de grano contribuyendo a la estabilización de la austenita formada, en donde habrá una

mayor estabilización de la austenita en los niveles más altos de carbono y el tamaño de grano más reducido.

El tratamiento térmico del TRIP se puede caracterizar en parámetros que distinguen cada una de sus etapas de temperatura (T), tiempo (t) y velocidad de cambio de temperatura (V).

Temperatura de etapa Intercrítica T1.

Una temperatura isotérmica cerca de la línea Ac1 contribuirá a una mayor retención de la austenita debido a un mayor enriquecimiento de carbono dentro de la misma, el cual disminuirá conforme se aleje de la temperatura eutectoide hacia la línea Ac3. Así, a fin de obtener las propiedades mecánicas óptimas la temperatura T1 debe localizarse cerca de Ac1 dentro de la zona de transformación Intercrítica ($\alpha+\gamma$).

Tiempo de mantenimiento de etapa Intercrítica T1.

En el tratamiento térmico del TRIP, el tiempo de permanencia en la etapa intercrítica es función de la composición química de la aleación. Dicho tiempo tiene un efecto en la estabilidad de la austenita generada.

Si este tiempo es reducido, no será posible disolver los carburos que se presentan previamente (principalmente perlita), conduciendo a un pobre contenido de carbono en la austenita que se forma durante la etapa intercrítica.

Por otro lado, si dicho tiempo es demasiado prolongado, los granos de austenita formados comenzarán a crecer y el carbono comenzará a distribuirse en estos granos cada vez más grandes, teniendo como resultado una austenita inestable, sobre todo si el contenido de carbono en la aleación es reducido.

Este tiempo va dependiendo de la temperatura isotérmica T1, siendo recomendables los que van de 5 a 15 min para generar una austenita estable con un contenido de carbono adecuado.

Velocidad de enfriamiento intermedia V1.

De acuerdo a la Figura 1-3, después de la etapa intercrítica, viene un enfriamiento brusco que puede considerarse como un temple interrumpido hasta la temperatura de la etapa isotérmica.

Esta velocidad depende de la composición química de la aleación y puede variar de 10 °C/s hasta 130 °C/s siendo la velocidad de enfriamiento de 70°C/s un valor que promueve la estabilidad de una cantidad adecuada de austenita para muchas aleaciones ferrosas.

Durante este enfriamiento brusco se modifican las propiedades mecánicas de la aleación debido a que parte de la austenita que se ha formado en la etapa Intercrítica será transformada a bainita durante este enfriamiento rápido.

Si esta velocidad V1 es lenta, la formación de bainita inferior será significativa, dando como resultado una microestructura final pobre en austenita, pudiéndose producir inclusive perlita.

Por otro lado si la velocidad V1 es rápida, la formación de ferrita será limitada y la austenita formada se mantendrá constante, dicha velocidad se encuentra en el rango de 50°C/s a 150°C/s.

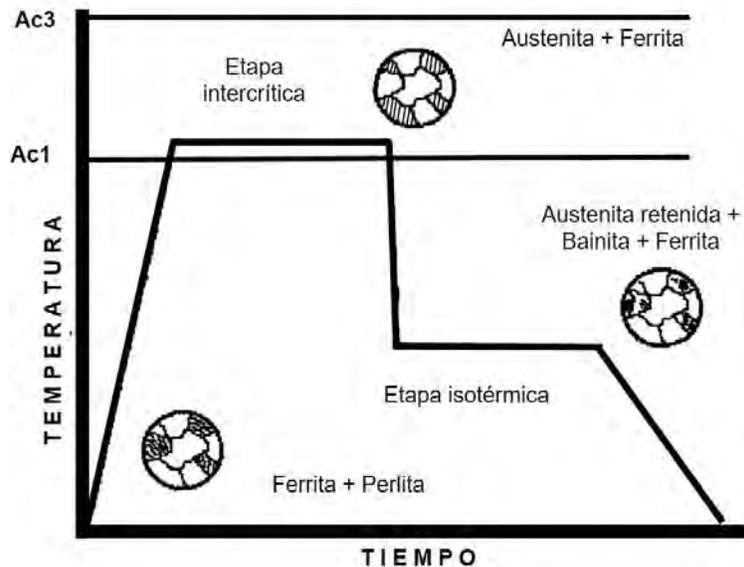


Figura 1-3 Tratamientos térmico para el procesamiento del acero AHSS TRIP.

Temperatura de etapa Isotérmica T2.

La etapa isotérmica se lleva a cabo en la zona de transformación de bainita superior y su propósito es estabilizar la austenita retenida mediante un enriquecimiento del contenido de carbono hacia la misma el cual se rige por el siguiente mecanismo:

La bainita puede considerarse como un agregado de láminas de ferrita separadas por regiones donde se presentan mezclas de fases como austenita no transformada, carburos e incluso martensita hacia la misma el cual se rige por el siguiente mecanismo

En el caso de bainita superior las láminas de ferrita presentes se caracterizan por la ausencia de carburos. Durante su formación, cualquier exceso de carbono es extraído instantáneamente por difusión hacia la austenita no transformada que la rodea, haciéndola estable a temperatura ambiente, como se muestra en la Figura 1-4. También debe detectarse la presencia de magnesio en la austenita, el cual afecta en gran medida los productos de transformación durante el enfriamiento.

La temperatura para llevar a cabo la etapa isotérmica T2 de transformación bainítica está en el intervalo de los 350 °C a 500 °C.

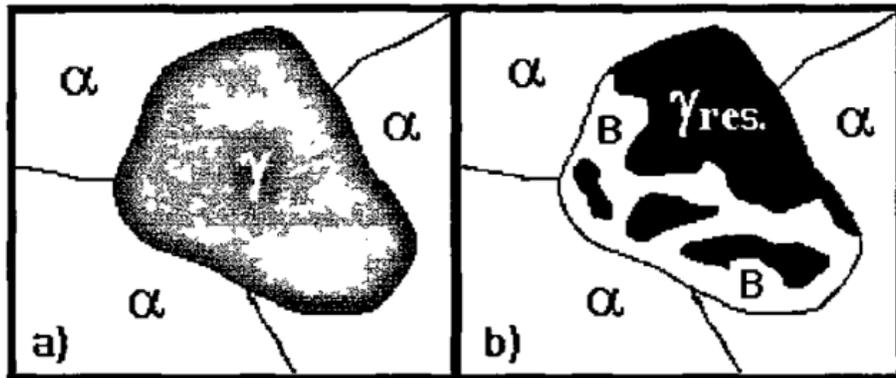


Figura 1-4 Esquema que muestra la transformación de la austenita después de la etapa Intercrítica (a), seguido de la etapa isotérmica (b) en un tratamiento térmico TRIP. Las zonas oscuras corresponden a regiones ricas en carbono. α : Ferrita, γ Austenita; B: Bainita y γ res: Austenita retenida.

Si dicha temperatura se incrementa, se limitará la transformación bainítica, interrumpiendo el enriquecimiento de carbono de la austenita, además de que dichos granos tenderán a crecer haciéndolos menos estables.

Por el contrario si la temperatura T_2 baja, propiciará la reacción de la bainita inferior, la cual no presenta el mismo fenómeno de enriquecimiento de carbono en la austenita. Si baja aún más dicha temperatura, es posible que las zonas ricas en Mn se transformen incluso en martensita.

Tiempo de permanencia de la etapa isotérmica T_2 .

Como se muestra en la Figura 1-5, conforme aumenta el tiempo en la etapa isotérmica, el contenido de austenita disminuye, mientras que el contenido de bainita tiende a incrementarse.

Si dicha etapa isotérmica se interrumpe a un tiempo T_2 corto, la austenita residual no estará estabilizada por la transformación bainítica y durante la última etapa de enfriamiento la fase resultante será martensita, con una pérdida importante de austenita.

Por el contrario si se extiende T_2 en la etapa isotérmica, el enriquecimiento de carbono en la austenita presente la hará más estable, además del refinamiento de grano que se lleve a cabo. Sin embargo si este tiempo es demasiado extenso la transformación bainítica consumirá más austenita de la que se está estabilizando y la precipitación de carburos ocurrirá. Por ello los tiempos para t_2 se recomienda que sean de 2 a 5 min.

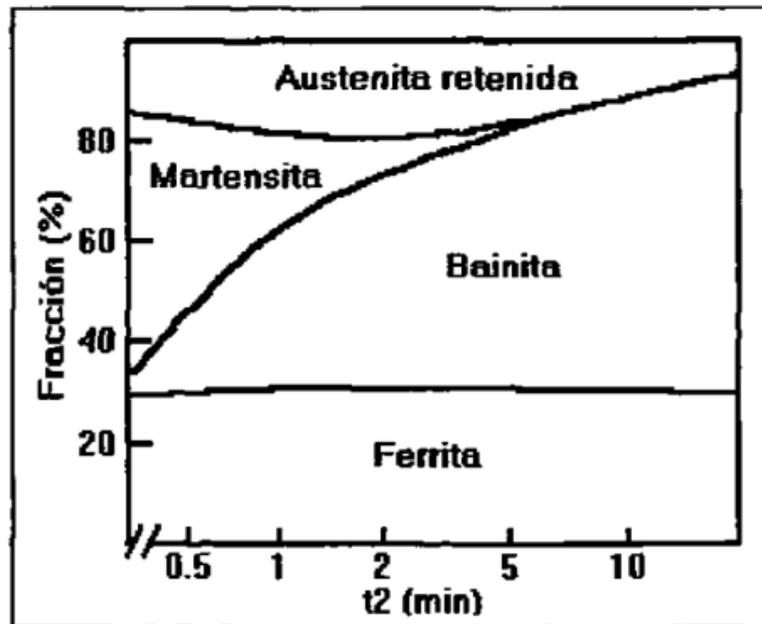


Figura 1-5 Variación del contenido de fases en la etapa isotérmica la someter a 400°C una aleación de 0.4C-15Si-0.8Mn durante un tratamiento térmico TRIP. La etapa Intercrítica se realizó a 790°C durante 5 min.

Velocidad de enfriamiento final V_2 .

Durante el enfriamiento final desde la etapa isotérmica hasta la temperatura ambiente, la aleación pasa a través de la zona de transformación de la bainita inferior. Si dicha velocidad es lenta, parte de la austenita se transformará a bainita inferior, por lo que se tiende a utilizar un flujo de aire frío para disminuir el tiempo disminuyendo dicha reacción [2].

1.1.4 FASES PRESENTES EN UN ACERO TRIP

AUSTENITA

Solución sólida intersticial de carbono disuelto en Hierro con una solubilidad máxima del 2 % de C a 1130 °C con una resistencia tensil de 1034 MPa y 10 % de elongación en 2 in. Tiene una dureza Rockwell C de 40 (HV 400), tenacidad alta y es inestable a temperatura ambiente.

Esta tiene 4 átomos por celda en donde hay presencia de átomos de carbono de forma intersticial con una alta solubilidad debido a que la distancia entre átomos de Fe es mayor debido a su estructura cristalina, aun cuando tiene mayor empaquetamiento con un tamaño atómico intersticial máximo de 0.52×10^{-8} cm debido a que el diámetro atómico del carbono es de 0.7×10^{-8} cm, y llena el 10 % de los espacios intersticiales de la estructura cristalina de la austenita, esta sufre una deformación de red.

CEMENTITA

Con fórmula química como Fe_3C contiene 6.67% de carbono en peso de composición intersticial, también conocido como carburo de hierro, tiende a ser dura y frágil con una resistencia tensil de 34 MPa y con una estructura cristalina tipo ortorrómbica.

FERRITA

Esta es una solución sólida intersticial de poco carbono disuelto en hierro con una solubilidad máxima de 0.025% de C en 722°C y disuelve solo 0.008 %C a temperatura ambiente. Esta se da a una temperatura menor de 907°C donde la estructura austenita FCC (γ) cambia a ferrita BCC (α).

Tiene una resistencia tensil de 276 MPa, una elongación del 40 % en 2 in y una dureza Rocwell B de 90.

BAINITA.

Esta aparece a una temperatura entre 510°C y la Ms, siendo un agregado de ferrita más cementita, oscuro al ataque químico, donde a temperaturas mayores del intervalo de transformación parece perlita y se conoce como bainita superior o plumosa, a bajas temperaturas aparece como una estructura que parece martensita y se conoce como bainita inferior o acicular. Esta fase aparece por la transformación de la austenita con gran sub-enfriamiento, donde la cementita es más redonda que en la perlita [3]

Esta fase consta de delgadas plaquetas de carburo, por lo general orientadas paralelamente a lo largo de la longitud mayor de las agujas de ferrita. Conforme la temperatura de transformación disminuye, las agujas de ferrita se hacen más delgadas y las plaquetas de carburo se tornan más pequeñas y más estrechamente espaciadas; además estas plaquetas están generalmente orientadas en un ángulo de unos 60° a lo largo del eje mayor de las agujas de ferrita, en vez de ser paralelas a esta dirección.

La diferencia con la perlita radica en que esta nuclea a partir de un carburo, mientras la bainita nuclea a partir de un cristal de ferrita.

La dureza de la bainita varía desde Rockwell C 40 (400 HV) aproximadamente para la bainita superior, hasta Rockwell C 60 (700 HV) aproximadamente para la bainita inferior. Donde el aumento de dureza es el resultado del decremento en el tamaño y espaciamiento de las plaquetas de carburos conforme la temperatura de transformación disminuye.

MARTENSITA.

FORMACIÓN DE LA MARTENSITA.

Bajo rapidezces de enfriamiento lentas o moderadas, los átomos de carbono pueden difundirse hacia afuera de la estructura de austenita. De este modo, los átomos de

hierro se mueven para llegar a ser b.c.c. Esta transformación gamma-alfa tiene lugar mediante un proceso de nucleación y crecimiento que depende del tiempo.

Mediante un aumento en la rapidez de enfriamiento, no hay tiempo suficiente para que el carbono se difunda en la solución y, aunque tiene lugar algún movimiento de los átomos de hierro, la estructura no puede llegar a ser b.c.c., ya que el carbono está atrapado en la solución. La estructura resultante, llamada *martensita*, es una solución sólida sobresaturada de carbono atrapado en una estructura tetragonal centrada en el cuerpo, en donde dos dimensiones de la celda unitaria son iguales, pero la tercera está ligeramente extendida debido al carbono atrapado. La razón axial c/a aumenta con el contenido de carbono a un máximo de 1.08. Esta estructura reticular altamente distorsionada es la razón principal de la alta dureza de la martensita.

La proporción de carbono de la martensita no es constante sino que varía hasta un máximo de 0,89%, aumentando su dureza, resistencia mecánica y fragilidad con el contenido de carbono. Su dureza varía de 50 a 68 Rockwell-C (520 a 940 HV); su resistencia mecánica, de 1716 a 2451 MPa, y su alargamiento de 2,5 a 0,5% en 2 in. Además es magnética.

Como los átomos de la martensita están menos densamente empaquetados que los de la austenita, durante la transformación, ocurre una expansión; sin embargo, durante la formación de la martensita, dicha expansión provoca altos esfuerzos localizados que dan como resultado la deformación plástica de la matriz.

Después de un enfriado drástico (Temple), la martensita aparece microscópicamente como una estructura blanca acicular o tipo aguja, descrita algunas veces como un haz de pajitas. En la mayoría de los aceros, la estructura martensítica aparece vaga e indeterminable. Pero en las aleaciones al alto carbono, en las que el fondo es austenita retenida, la estructura acicular de la martensita está más definidamente.

MARTENSITA REVENIDA.

Cuando un acero al carbono se calienta en el intervalo de 38-205 °C, la estructura se oscurece al ataque químico y se conoce como *martensita revenida*. La martensita original sin tratamiento térmico empieza a perder su estructura tetragonal cristalina por la formación de un carburo de transición hexagonal compacto y martensita de bajo carbono. Los estudios con rayos X muestran el decremento en la razón c/a conforme el carbono se precipita de la martensita, formando carburo épsilon. La precipitación del carburo de transición puede causar un ligero aumento en dureza, particularmente en aceros al alto carbono. El acero resultante tiene alta resistencia, gran dureza, baja ductilidad y poca tenacidad, y gran parte de las tensiones residuales se eliminan.

Con el intervalo de 232 °C a 400°C cambia el carburo épsilon a cementita ortorrómbica, la martensita de bajo carbono se hace ferrita b.c.c. y cualquier austenita retenida se transforma en bainita inferior. Los carburos son demasiado pequeños para resolverlos mediante el microscopio óptico y la estructura completa es atacada con rapidez, adquiriendo la apariencia de una masa negra, conocida como *trustita*. Si se realiza un aumento de 9000 X mediante SEM, el precipitado de carburo se ve con claridad. Una parte del carburo ha salido a lo largo de las direcciones de las láminas martensíticas originales. La resistencia tensil resultante es de 1379 MPa. La ductilidad ha aumentado pero la tenacidad es aún baja, y la dureza disminuye hasta RC 60 y RC 40 (400-700 HV).

El revenido en el intervalo de 400°C a 650°C continúa el crecimiento de las partículas de cementita, lo que permite que se pueda visualizar la matriz ferrítica, dando lugar a que la muestra se ataque con un color más claro. En esta estructura conocida como sorbita el carburo es visible a 500% y se ve con claridad a través del SEM. Con una resistencia tensil de 862 MPa a 1379 MPa y una elongación de 10 al 20% en 2 in. Dureza RC de 20-40 (240-400 HV) con un aumento en la tenacidad

1.2 PROCESOS DE SOLDADURA POR ARCO Y LASER

La soldadura es un proceso de unión entre metales por la acción del calor, con o sin aportación de material de aporte, dando continuidad a los elementos unidos. Es necesario suministrar calor hasta que el material de aportación funda, o bien lo haga el propio metal de las piezas. Para que el metal de aportación pueda realizar correctamente la soldadura es necesario que “moje” a los metales que se van a unir, lo cual se verificará siempre que las fuerzas de adherencia entre el metal de aportación y las piezas que se van a soldar sean mayores que las fuerzas de cohesión entre los átomos del material añadido.

Así bien, la soldadura es un proceso metalúrgico complicado que envuelve muchos fenómenos complejos como la solidificación, transformaciones de fases, precipitación de carburos o disolución. La aparición de estos fenómenos en la soldadura de los aceros AHSS lleva a diferentes microestructuras en diferentes regiones de la misma, que típicamente consiste en una zona de grano columnar en el metal soldado o fundido, una zona de grano grueso, una zona de grano fino, una zona parcialmente martensítica y ferrítica y una zona revenida en la zona afectada térmicamente.

La formación de la microestructura en la soldadura depende del pico de temperatura y además es influenciado por la velocidad de enfriamiento la cual es inherente para cada proceso de soldadura [4].

1.2.2 SOLDADURA POR HAZ LASER DE FIBRA ÓPTICA (LBW)

PRINCIPIO DE GENERACIÓN DEL HAZ LASER.

Laser es un acrónimo de “Amplificación de luz estimulada por la emisión de radiación” (Light Amplification Stimulated by the Emission of Radiation). Un láser es generado cuando un medio (gas o sólido) es excitado, provocando que entre a un nivel de alta energía, y para volver a su estado anterior más estable este libera un fotón.

Mientras regresa al estado de menor energía, los fotones liberados viajan en todas direcciones (No coherente), sin embargo, si el fotón liberado choca contra otro ion, se liberará otro fotón que viajará con el fotón anterior en fase. A medida que se producen más colisiones, aumenta la densidad de los fotones en fase.

Un haz láser es un haz colimado de luz que está en fase en una determinada longitud de onda. Para generar el haz deseado, el medio es alargado en la dirección de la transmisión óptica deseada y colocado entre 2 espejos, donde un espejo refleja completamente, mientras que el otro refleja parcialmente. Estos espejos están diseñados para alinear la longitud de onda de los fotones excitados y sólo permiten transmitir una parte de los mismos (Figura 1-6). Los fotones que viajan en direcciones distintas del eje óptico se pierden rápidamente del sistema. Estos espejos además aumentan considerablemente la longitud recorrida por los fotones que se mueven paralelos al eje óptico.

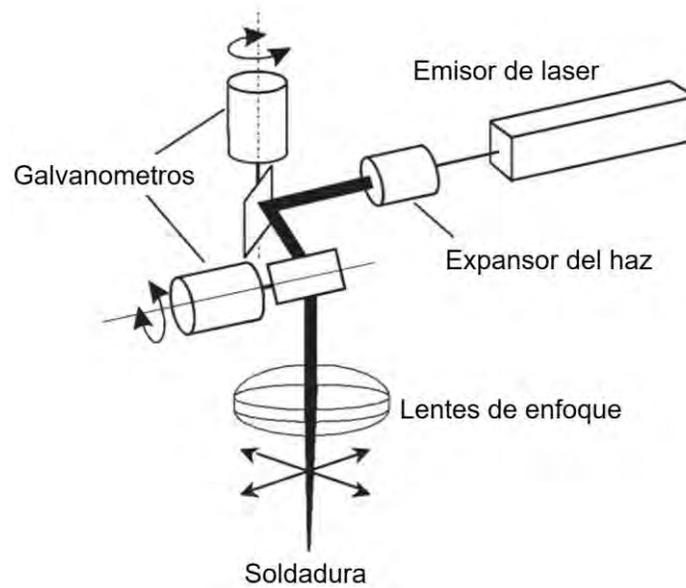


Figura 1-6 Principales componentes del proceso de soldadura LBW [6].

En la soldadura laser se utiliza el calor producido por el haz laser, el cual es introducido en el sistema por la absorción de la radiación laser del metal, mientras la liberación de calor se produce por la distribución de este sobre la pieza de trabajo (disipación térmica).

Existen dos modos principales de soldadura, soldadura en modo ojo de cerradura y soldadura en modo de conducción ilustrado en Figura 1-7.

La soldadura en modo de conducción no vaporiza el material que se está uniendo, mientras que la soldadura en modo ojo de cerradura forma una estrecha columna de vapor que separa la pileta líquida de metal de la soldadura. La soldadura en modo ojo de cerradura es capaz de transferir más calor al sistema, debido a la mayor absorción de calor del haz de láser por la columna de vapor, y por lo tanto es capaz de alcanzar mayores velocidades de soldadura. Esta estrecha columna cilíndrica de vapor, formada por la alta intensidad térmica, se conoce como el ojo de la cerradura.

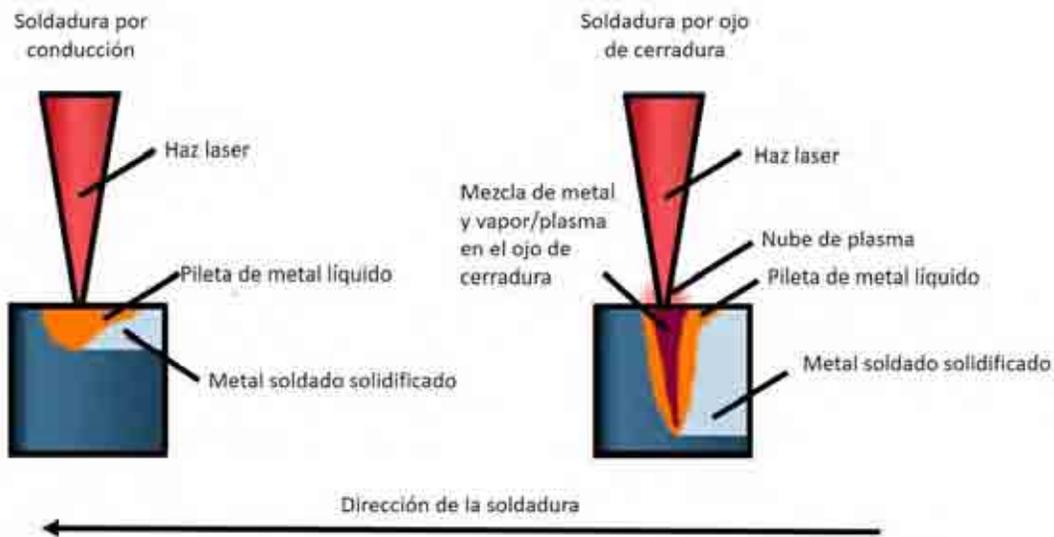


Figura 1-7 Métodos de soldadura laser [6].

En el presente trabajo se utiliza un láser de fibra óptica generado por una fuente sólida, el cual consta de un cristal que esta relleno por pequeñas cantidades de elementos de transición o tierras raras. Consecuentemente el láser YAG (composición del cristal itrio-Y, aluminio-A y Granate-G) está relleno por Neodimio, los cuales son excitados a altos niveles de energía tras la exposición de lámparas flash de alta intensidad.

Los láseres Nd: YAG funcionan tanto en modo pulsado como en onda continua, donde el haz es controlado para proporcionar una fuente fluctuante a una potencia de salida constante [10].

La longitud de onda típica del fotón emitido está en el rango de 1,06 μm , lo que hace posible la transmisión del haz a través de cables de fibra óptica. Para alcanzar una potencia media más alta, el haz es pulsado, lo que a su vez permite mayores velocidades de soldadura, o la capacidad de alcanzar una mayor penetración [6] [1].

1.2.2.1 PARÁMETROS PARA SOLDADURA LASER

PARÁMETROS FIJOS.

1. Diámetro del haz.

Este parámetro controla el espesor de la soldadura y se debe seleccionar en base a la unión que se desea obtener. Para una unión a tope, al disminuir la distancia entre los bordes de las placas, el diámetro del haz debe ser menor, sin embargo aumenta el riesgo de desalineamiento en la soldadura.

2. Energía del pulso.

Energía contenida dentro de un pulso. Las unidades son Joules (J).

3. Gas de protección.

Al igual que en proceso de soldadura por arco, este protege la nube de plasma y la piletta de metal líquido del exterior, evitando la adición de inclusiones no metálicas y óxidos [7].

PARÁMETROS PRIMARIOS

1. Longitud focal.

Este es la distancia entre la distancia del haz emisor y la pieza de trabajo con un rango selección determinado por medio de los lentes y el haz utilizado. De igual manera este parámetro se determina por experimentación y está relacionado con la penetración.

2. Potencia pico.

Este es un parámetro directo que se puede establecer en el láser, y define la potencia máxima de cada pulso. Las unidades de potencia son vatios (W).

3. Ancho de pulso.

Se refiere a la duración del pulso láser. Las unidades son milisegundos.

1.2.3 SOLDADURA POR ARCO DE TUNGSTENO Y GAS (GTAW)

Proceso para unir metales mediante un arco producido entre un electrodo de tungsteno no consumible y el charco de soldadura. La antorcha que sostiene el electrodo de tungsteno está conectada a un cilindro de gas así como a una terminal de la fuente de poder. El electrodo está sostenido a un soplete en donde este es alimentado por un gas de protección con el fin de proteger el electrodo, el charco de soldadura y el metal de soldadura en el proceso de solidificación de la contaminación atmosférica. El arco eléctrico se produce por el paso de corriente a través del gas de protección ionizado que conduce la electricidad entre la punta del electrodo y la pieza de trabajo.

Una vez establecido el arco, genera el calor necesario para fundir el metal base, en donde al mover progresivamente el soplete a lo largo de la unión, el arco funde progresivamente las superficies de empalme [6] [7].

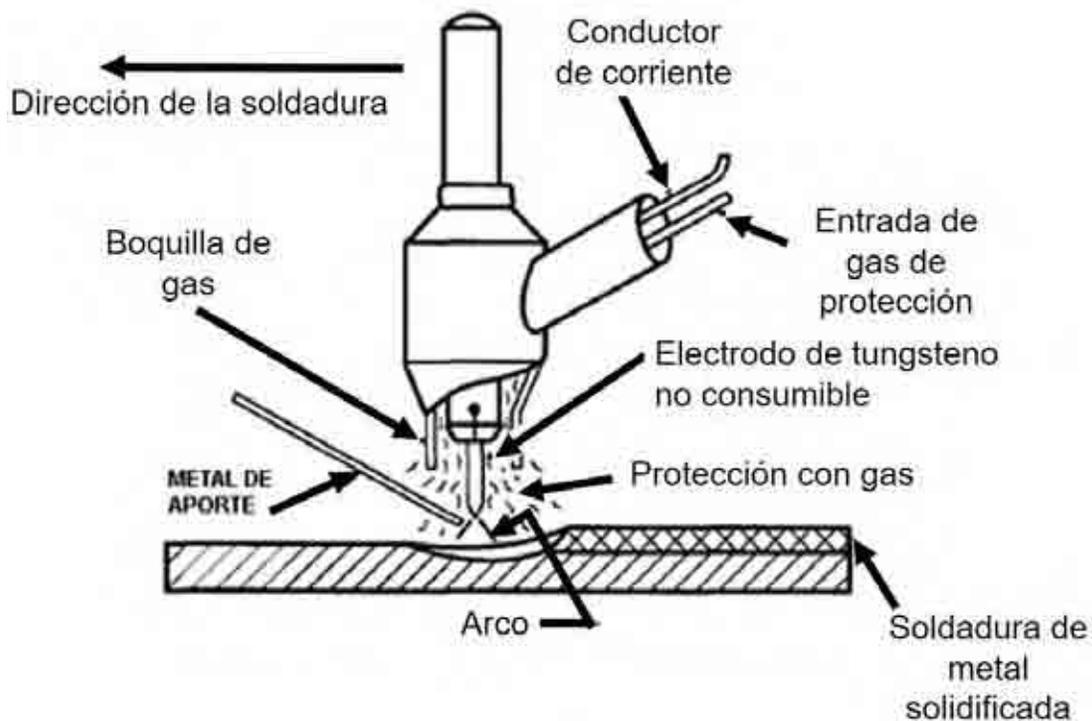


Figura 1-8 Operación de la soldadura por arco de tungsteno y gas.

1.2.5 SOLDADURA POR ARCO DE METAL Y GAS (GMAW)

Es un proceso para unir metales al calentarlos a través de un arco producido entre un electrodo en alambre continuamente alimentado y el metal base. El blindaje del arco y del baño de soldadura es obtenido por gases activos como el CO₂ (MAG) y del mismo modo pueden utilizarse gases inertes como argón y helio (MIG).

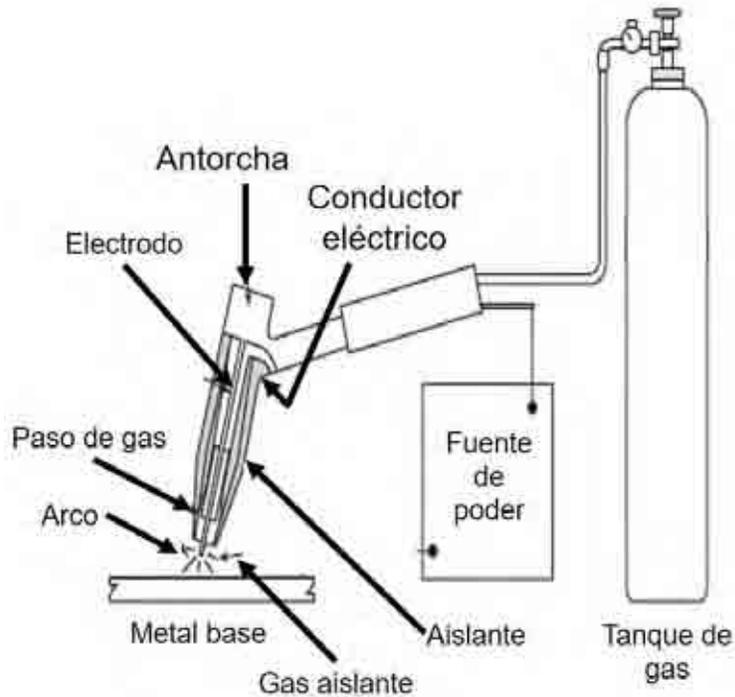


Figura 1-9 Configuración equipo para soldar GMAW o GTAW

El metal fundido en la punta del electrodo puede ser transferido al baño de soldadura por medio de globular, espray y corto circuito.

Debido a que el presente trabajo se realizó bajo valores teóricos para la transferencia por corto circuito, se hará mención al fenómeno que envuelve a dicha transferencia.

TRANSFERENCIA POR CORTO CIRCUITO.

En este tipo de transferencia, el metal fundido en la punta del electrodo es transferido hacia el baño de soldadura cuando toca la superficie de la misma produciendo el corto circuito.

Este tipo de transferencia abarca el intervalo más bajo de corrientes de soldadura y de diámetros de electrodo asociados al proceso GMAW. La transferencia en cortocircuito produce un charco de soldadura pequeño, de rápida solidificación, que generalmente es apropiado para unir secciones delgadas, soldar fuera de posición y tapar aberturas de raíz anchas. El metal se transfiere del electrodo al trabajo sólo durante el periodo en que el primero está en contacto con el charco de soldadura; no se transfiere metal a través del espacio del arco y este hace contacto con el charco de soldadura a razón de 20 a más de 200 veces por segundo.

La secuencia de sucesos durante la transferencia de metal, y la corriente y el voltaje correspondientes, se muestran en la Figura 1-10, Cuando el alambre toca el metal de soldadura, la corriente aumenta (A, B, C y D), a su vez el metal fundido en la punta del alambre se estrangula en (D) y (E) iniciando un arco como se aprecia en (E) y (F). La rapidez con que aumenta la corriente debe ser suficiente para calentar el electrodo y promover la transferencia de metal, pero lo bastante baja como para minimizar las salpicaduras causadas por la separación violenta de la gota de metal. Esta tasa de aumento de la corriente se controla ajustando la inductancia de la fuente de potencia.

Una vez que se establece el arco, la punta del alambre se funde al tiempo que el alambre se alimenta hacia el siguiente cortocircuito en (H). El voltaje de circuito abierto de la fuente de potencia debe ser tan bajo que la gota de metal derretido en la punta del alambre no pueda transferirse hasta que toque el metal base. La energía para el mantenimiento del arco proviene en parte de la energía almacenada en el inductor durante el periodo de cortocircuito. Aunque sólo hay transferencia de metal durante el cortocircuito, la composición del gas protector tiene un efecto drástico sobre la tensión superficial del metal fundido donde los cambios en la composición del gas protector

pueden afectar notablemente el tamaño de las gotas y la duración del cortocircuito. Además, el tipo de gas influye sobre las características de operación del arco y la penetración en el metal base. El dióxido de carbono generalmente produce niveles de salpicadura elevados en comparación con los gases inertes aunque también promueve la penetración. Para lograr un buen término medio entre salpicaduras y penetración, a menudo se usan mezclas de bióxido de carbono (CO₂), y argón al soldar aceros al carbono y de baja aleación. Las adiciones de helio al argón incrementan la penetración en metales no ferrosos [6].

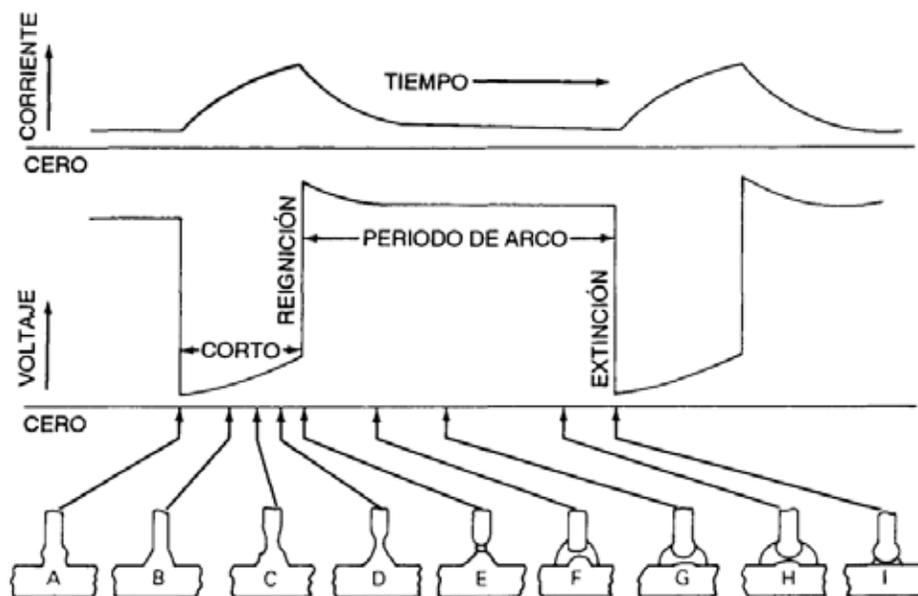


Figura 1-10 Representación esquemática de la transferencia por corto circuito.

1.2.5.2 PARÁMETROS PARA SOLDADURA POR ARCO ELÉCTRICO

PARÁMETROS FIJOS.

1. Polaridad.

Este término describe la conexión eléctrica de la pistola soldadora en relación con las terminales de una fuente de potencia de corriente continua. Se clasifica de la siguiente manera:

- **Electrodo negativo de corriente directa.** El electrodo es conectado a la terminal negativa de la fuente de poder. Donde los electrones son emitidos por el electrodo de tungsteno y acelerado mientras viajan por el arco. Un aumento de energía llamado “Función de trabajo” se necesita para que el electrón sea emitido por el electrodo. Cuando el electrodo entra a la pieza un aumento de energía equivalente a la función de trabajo es liberado. Es por esto que en esta técnica una mayor cantidad de energía es localizada en el final del arco y menos en la punta del electrodo. Por lo que nos da una soldadura estrecha y profunda.
- **Electrodo positivo de corriente directa.** También llamado polaridad inversa. Donde el electrodo se conecta a la terminal positiva. El efecto de calentamiento de los electrones se encuentra en el electrodo de tungsteno en vez de en la pieza, por lo que se produce una soldadura superficial. Se necesita una mayor cantidad de agua de enfriamiento para prevenir que el electrodo se funda. Los electrones positivos del gas de blindaje bombardean la pieza de trabajo, golpeando las películas de óxido y generando una superficie de soldadura limpia.
- **Corriente alterna.** Produce buena penetración y limpieza de óxido. Comúnmente para soldaduras de aleaciones de aluminio.

2. Técnica de soldadura

Esto se refiere a la técnica que es utilizada para realizar el cordón, pudiendo ser esta de forma manual, automática, semiautomática y mecánica. Al ser el método por soldadura mecánica el utilizado en el presente trabajo, se dispone a definir este método.

Este método se efectúa con un equipo que realiza la operación de soldadura el cual proporciona el avance. La alimentación del electrodo y la fuente mantienen la longitud del arco y se realiza bajo la supervisión y control constantes de un operador, el cual controla continuamente el proceso y realiza los ajustes necesarios a los parámetros de operación [6].

3. Gas de protección

Su principal función es proteger al metal fundido de la oxidación, permitir un arco estable y una transferencia del metal uniforme, además de que controla algunas propiedades de la soldadura como forma y patrón de penetración, interactuando a su vez con el material de aporte para producir resistencia a la corrosión.

Las principales características de un gas de protección son:

Potencial de ionización. Este es el voltaje necesario para remover un electrón de un átomo de una molécula de gas, convirtiéndolo en ion, lo cual influye en factores como la estabilidad del arco y su iniciación. Un gas con bajo potencial de ionización (argón) puede convertir los átomos en iones fácilmente, lo que ayuda a obtener un arco estable y liso mientras un gas con alto potencial de ionización dificulta el inicio del arco y lo hace menos estable.

Potencial de oxidación. Un gas activo como CO_2 o $\text{Ar} + \text{CO}_2$ o $\text{Ar} + \text{O}_2$ transfiere menos de los elementos aleantes presentes en el electrodo a la soldadura, tales como Mn y Si lo que puede afectar las propiedades de la unión. El reducir el potencial de oxidación permitirá algunas veces el uso de un material de aporte con una menor aleación pero logrando calidades de soldadura similares en sus propiedades [9].

Conductividad térmica. Al ser mayor este transfiere más calor a la pieza lo que influye en la forma y la penetración. Al mejorar este parámetro mejoramos la penetración y fluidez del charco. Donde el He y CO_2 tienen mayor conductividad térmica que el Ar.

4. Tipos de gas de protección

- **CO₂ + Ar.** gas reactivo ampliamente utilizado en su forma pura para la soldadura por arco de metal y gas de aceros al carbono y de baja aleación. Es el único gas activo que puede usarse como escudo en el proceso GMAW. La mayor velocidad de soldadura, la penetración más profunda en la unión y el bajo costo son características generales que han promovido el uso del CO₂, como gas protector. Produce beneficios como estabilidad del arco y humectación del cordón debido a la disociación del CO₂ en el arco.

En una comparación general con el arco protegido por una mezcla rica en argón, el arco protegido por CO₂, produce una franja de soldadura con excelente penetración y un perfil superficial más áspero. Se logran depósitos de soldadura muy íntegros, pero las propiedades mecánicas pueden sufrir menoscabo por la naturaleza oxidante del arco [8].

- **Argón (Ar).** Gas monoatómico inerte con peso molecular de 40. Se obtiene de la atmósfera por separación del aire licuado. El argón de grado soldadura se refina hasta una pureza máxima del 99.95%. Esto es aceptable para soldar con GTAW la mayor parte de los metales excepto los reactivos y refractarios, para los cuales se requiere una pureza mínima del 99.997%. El uso de este gas presenta las siguientes características.
 1. Acción de arco más uniforme y silencioso.
 2. Menor penetración.
 3. Acción de limpieza al soldar.
 4. Buena protección con tasas de flujo más bajas.
 5. Más facilidad de inicio de arco.

5. Diámetro del electrodo

Este tiene influencia en la configuración de la franja de soldadura ya que al tener un mayor tamaño, se requiere una corriente mínima más alta que un electrodo

pequeño con las mismas características de transferencia de metal lo cual a su vez produce mayor fusión del electrodo y depósitos de soldadura más grandes y fluidos amentando así la penetración y tasa de deposición.

6. Tipo de electrodo

Se debe utilizar el electrodo adecuado dependiendo el material el cual se va a soldar. En el presente trabajo se utiliza el electrodo tipo ER70S-6 donde:

E: electrodo.

R: Indica que puede ser utilizado como varilla de aporte en otros procesos, como por ejemplo el proceso GTAW.

70: Resistencia mínima a la tracción expresada en miles de libras/pulgada cuadrada (psi).

S: Indica el tipo de electrodo, pudiendo este ser sólido (S) o con núcleo fundente (T)

6: dígito que representa la composición química del electrodo, donde este electrodo se caracteriza por tener altos contenidos de Si y Mn los cuales actúan como desoxidantes haciéndolo ideal para soldar aceros al carbón.

7. Tipo de corriente

La corriente continua (CC) produce un arco más estable y una transferencia de metal más uniforme que la corriente alterna (CA). Esto se debe a que la polaridad de la corriente no está cambiando todo el tiempo, como sucede con CA. La mayor parte de los electrodos cubiertos trabajan mejor con polaridad inversa (electrodo positivo), aunque algunos son apropiados (e incluso están diseñados) para polaridad directa (electrodo negativo). La polaridad inversa logra mayor penetración, pero la directa aumenta la rapidez de fusión del electrodo.

El arco de CC hace que el charco de soldadura moje mejor las superficies de unión y produce una franja de soldadura de dimensiones más uniformes incluso con amperajes bajos. Por esta razón, la corriente continua es ideal para soldar secciones delgadas.

La corriente alterna no se utiliza en el soldeo MIG/MAG ya que el arco se hace inestable y tiende a extinguirse.

PARAMETROS PRIMARIOS.

Las variables operativas primarias controlan la formación del depósito de soldadura ya que afectan principalmente el ancho del cordón, la sobremonta, penetración, estabilidad del arco y la sanidad de la soldadura.

1. **Voltaje**

Este está relacionado con el ancho del cordón, el control de este parámetro solo es posible en el equipo utilizado para soldar por el proceso GMAW.

2. **Corriente**

Si todas las demás variables se mantienen constantes, el amperaje de la soldadura varía con respecto a la velocidad de alimentación del electrodo o con la rapidez de fusión siguiendo una relación no lineal, y al aumentar este valor, producirá lo siguiente:

- Un aumento en la profundidad y anchura de penetración.
- Un incremento en la tasa de deposición.
- Un aumento en el tamaño de la franja de soldadura.

3. **Velocidad de avance**

Se refiere a la tasa de movimiento lineal del arco a lo largo de la unión que se va a soldar. Si todas las demás condiciones se mantienen constantes, al reducir la velocidad de recorrido, se incrementa la deposición del metal de aporte por unidad de longitud. A velocidades muy bajas, el arco actúa sobre el charco de soldadura, no sobre el metal base, con lo que se reduce la penetración efectiva. Otra consecuencia es una franja de soldadura ancha. Al incrementarse la velocidad de recorrido, en un principio se incrementa también la cantidad de energía térmica que se transmite del arco al metal base, porque el arco actúa de manera más directa sobre el metal base. Si continúa el aumento en la velocidad de recorrido, se impartirá al metal base menos energía térmica por unidad de

longitud de la soldadura. Por tanto, al incrementarse la velocidad de recorrido, la fusión del metal base primero aumenta y luego disminuye. Si se aumenta todavía más la velocidad de recorrido, aparecerá una tendencia al socavamiento a lo largo de los bordes de la franja de soldadura, porque no se depositará suficiente metal de aporte para rellenar el trayecto fundido por el arco.

PARAMETROS SECUNDARIOS.

Estas son las variables de menor ajuste y que tienen menor influencia en la geometría de cordón de soldadura, por lo general son más difíciles de medir, estas son:

- 1. Longitud libre del electrodo:** Esta es la distancia entre el extremo del tubo de contacto y la punta del electrodo, en donde un aumento en la extensión del electrodo produce un aumento en su resistencia eléctrica lo que a su vez produce un aumento en la temperatura del electrodo generando un aumento en la tasa de fusión del electrodo. Se considera una distancia deseable generalmente entre 6 y 13 mm ($\frac{1}{4}$ y $\frac{1}{2}$ in) para la transferencia en cortocircuito.
- 2. Ángulo de desplazamiento.** Esta es la relación entre el eje del electrodo y la dirección de desplazamiento, el cual tiene dos variables principales.
 - Arrastre: Cuando el electrodo apunta en dirección opuesta a la dirección del desplazamiento, generando una disminución en la penetración y el cordón se hace más ancho y plano.
 - Empuje: Cuando el electrodo apunta en la dirección del desplazamiento, genera una penetración máxima.
- 3. Angulo de trabajo.** Este es el ángulo entre el eje del electrodo y la superficie adyacente de la pieza de trabajo [8].

1.3 METALURGIA DE LA SOLDADURA

La microestructura de una unión soldada en un acero al carbón consiste en 2 zonas principales, la Zona de Fusión y la Zona Afectada Térmicamente, la cual a su vez se divide en la región Crítica superior, Intercrítica y subcrítica.

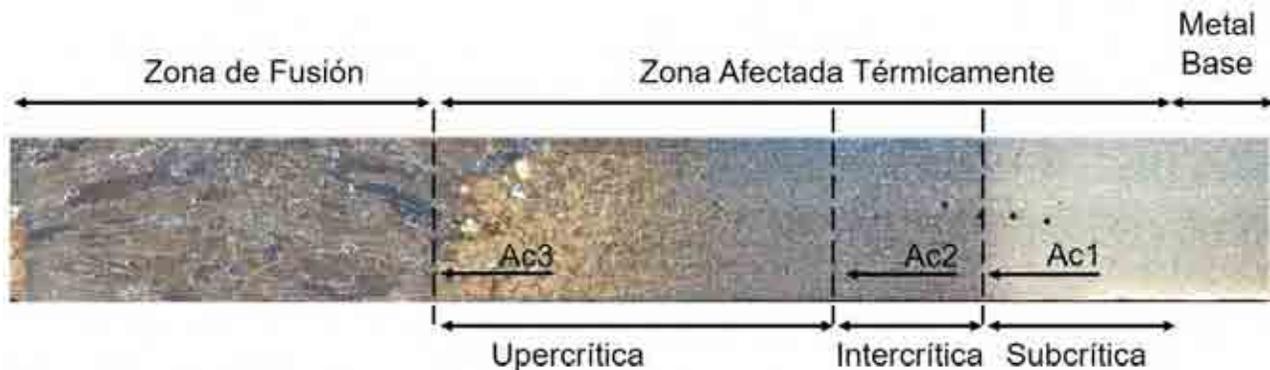


Figura 1-11 Regiones microestructurales de la soldadura.

1.3.1 ZONA DE FUSIÓN (ZF)

La composición del metal soldado y las condiciones de enfriamiento tienen una fuerte influencia en la capacidad del metal soldado para formar la unión sólida. Las características de la zona de fusión que se deben tomar en consideración son: impurezas en la piqueta de la soldadura, dilución, turbulencia (por lo tanto una buena mezcla), el volumen relativo del metal fundido con respecto al metal base, la composición del metal base, la composición del metal fundido y el gradiente de temperatura, entre otras cantidades.

Durante la soldadura, la solidificación de un líquido es similar a la solidificación en una fundición de metal. Este proceso consiste de dos pasos: nucleación de una fase sólida y el crecimiento de grano. El proceso de crecimiento es controlado por la disipación de calor. La dirección y velocidad de enfriamiento, en adición a la composición de la aleación, definitivamente afectan el tipo, el tamaño, y la orientación de los cristales formados.

La solidificación inicial de una soldadura es por crecimiento epitaxial desde los granos existentes del metal base. Por lo tanto, el tamaño inicial del cristal del metal soldado es directamente inherente de la zona de crecimiento de grano del metal base (línea de fusión). Cada grano inicialmente se forma como una continuación de uno de los granos anteriores que están a lo largo de la parte del límite de fusión donde la soldadura es más ancha. Como el límite de fusión se mueve hacia adelante, el crecimiento de grano continua a un crecimiento de grano de forma columnar. De la competencia de crecimiento entre granos, resultan unos con cambios relativos en el tamaño, pero en general el tamaño primario del grano del metal soldado es determinado por el tamaño del grano del metal sólido en el límite de fusión.

Durante la solidificación ocurre un cambio en la composición química de los cristales, comparados con los del material original. El tipo de microestructuras que aparecen en el metal soldado dependen de la forma del frente de solidificación, el cual, es influenciado por el contenido de soluto en el metal soldado y por un parámetro de solidificación igual al gradiente G de temperatura en la dirección de la solidificación, dividido por la velocidad de avance R del frente de solidificación.

Los frentes de solidificación se describen como plana, celular, dendrítica celular y dendrítica columnar conforme la tasa G/R decrece, por ejemplo: la microestructura tiende a ser más dendrítica [12].

1.3.2 ZONA AFECTADA TÉRMICAMENTE (ZAT)

Las transformaciones microestructurales en esta zona son gobernadas por el ciclo térmico, lo que resulta en una región heterogénea donde las regiones más alejadas al cordón experimentan un bajo pico de temperatura, por lo que varias zonas en la ZAT pueden ser definidas, como es posible apreciar en la Figura 1-11. Estas regiones se describen a continuación.

Región crítica superior (upper critical region - UC)

Esta región puede ser dividida en dos partes: región de grano grueso donde la temperatura del ciclo térmico promueve el crecimiento del grano y la de recristalización donde la temperatura promueve el refinamiento del grano. En esta región se alcanza una austenitización completa al estar sometida una temperatura directamente inferior a A_{c3} en la zona más cercana del cordón y superior a los 900°C para la más alejada, en donde debido a la alta velocidad de enfriamiento producida por el tratamiento no isotérmico de la soldadura, los átomos quedan atrapados dentro de la solución dando como resultado una microestructura altamente martensítica.

Región intercrítica (ZAT-IC)

Esta región experimenta una transformación de fases parciales, donde la temperatura pico es más baja que en la crítica superior en un rango de temperatura entre los 700 y 800°C (A_{c2}) produciendo una austenitización parcial que se refleja en un aumento en el tamaño y volumen de la martensita.

Región sub crítica (ZAT-SC)

Esta región sufre un calentamiento directamente debajo de la línea A_{c1} en un rango de temperatura que termina a 400°C en la posición más cercana al MB y comienza a los 700°C (A_{c1}) en la más alejada [23] en donde no hay suficiente calor para generar austenita y un subsecuente cambio microestructural, pero si para degradar la martensita formando de esta manera martensita revenida la cual se caracteriza por tener una apariencia rota con una recuperación incompleta, es decir, una pequeña disminución en la densidad de dislocaciones y la presencia de carburos de cementita en los bordes de grano rodeada de una matriz ferrítica [11]. El revenido de la martensita es un fenómeno muy complejo que se ve afectado por la microestructura, contenido de martensita, composición química de la aleación, aporte térmico y deformación previa [10].

1.4 SOLDADURA DE LOS ACEROS AVANZADOS.

En este capítulo se analiza el trabajo realizado por diversos autores que estudian los diferentes factores que influyen en formación microestructural de la soldadura, relacionándose esto además con sus propiedades mecánicas de resistencia, dureza y formabilidad.

1.4.1 MICROESTRUCTURA DE LA SOLDADURA EN LOS AHSS

Una primer variable importante es la composición química, como lo demuestran V. H. Baltazar *et al*, quienes al utilizar aceros con un aumento en sus elementos de aleación en el MB, inducen un aumento en el valor del CE, el cual es un indicador de la endurecibilidad debido a que facilita la formación de la martensita, por lo que se genera una mayor presencia de la misma en la ZF produciendo un aumento de dureza que se refleja en una mayor resistencia [14] [13].

Otro valor importante es la velocidad crítica de enfriamiento, la cual que se ve influenciada por la presencia de elementos aleantes, ya que al haber un incremento de los mismos, este valor disminuye, lo que induce una mayor facilidad para la formación de martensita responsable de la alta dureza. En el acero TRIP, los principales elementos aleantes son el Si y el Mn que son introducidos en el material con el fin de promover la estabilización de la austenita a temperatura ambiente [15].

Mingsheng XIA *et al*, definen que el Si promueve la formación de martensita en la ZF debido a que limita la formación de carburos al impedir la difusión de C hacia los mismos, enriqueciendo a su vez a la austenita que subsecuentemente se transformará en martensita de mayor dureza al incrementar la presencia de este elemento. Por otro lado, el Al es otro elemento utilizado como estabilizador de la austenita en le MB, sin embargo durante la soldadura este es un fuerte promotor en la formación de ferrita esquelética considerada como un remanente de la ferrita delta que no se transforma completamente a austenita durante el enfriamiento. Debido a esto diferentes

capacidades de deformación en la ZF se generan, siendo esta mayor en la aleación de Al y menor en la de Si.

No obstante, la aleación en el metal base rica en Si tiene una mejor deformación y resistencia ya que este elemento es un fuerte reforzador de la fase ferrítica original, además de que la austenita presenta una mayor estabilidad a temperatura ambiente derivada de un mayor enriquecimiento de C ya que el Si es un mejor inhibidor de carburos que el Al, aun cuando la aleación de aluminio presenta mayor porcentaje de austenita retenida en el MB [25] [21].

Estos resultados son similares a los obtenidos por S. Brauser *et al* quienes además observan que durante el proceso de formación de la ferrita esquelética, hay una segregación de C y Mn hacia la austenita interdendrítica remanente, con lo cual se promoverá la presencia austenita retenida y martensita así como de bainita inferior y listones de martensita en la microestructura de la ZF a temperatura ambiente, aunque estos dos últimos en menor cantidad. De igual manera existe un aumento en la presencia austenita retenida dentro de la ZAT conforme se aleja de la zona de fusión y se acerca al metal base debido a que un menor pico de temperatura no propicia la transformación austenítica a fases de estructura BCC [26]

El aporte térmico es otro factor importante, ya que mediante un incremento del mismo se produce una disminución en la velocidad de enfriamiento, promoviendo la formación de una microestructura ferrítica más suave y/o bainita como lo demuestran M. Zhang *et al* [30].

De igual manera, la presencia de austenita retenida en la ZF y la ZAT se relaciona con el ciclo térmico al que es sometido el material como lo muestra L. Zhao *et al* quienes al utilizar un proceso de soldadura por arco que representa una baja velocidad de enfriamiento conducirá a una alta presencia de austenita en la ZF y la ZAT, mientras uno con una rápida velocidad de enfriamiento como la soldadura laser conducirá a una presencia mínima de esta fase. La presencia de austenita retenida mejora la resistencia

a la fractura debido a que inhibe el crecimiento de las grietas durante la prueba de tensión, mejorando así su resistencia [5].

A. Grajcar *et al* muestran una susceptibilidad al agrietamiento en frío como resultado de las altas velocidades de enfriamiento producidas por la soldadura laser. Así mismo, en ausencia de un gas de protección, elementos como el Si y el Al presentes en el MB promueven la formación de inclusiones no metálicas de tipo óxidos en todas las áreas del cordón de soldadura con mayor presencia en la ZF. Estas inclusiones se forman debido a la afinidad de estos elementos con el oxígeno, donde los óxidos de aluminio presentan un mayor tamaño en comparación con los óxidos de silicio debido a la alta temperatura de formación de los primeros. Estas inclusiones afectan de manera negativa a las propiedades mecánicas de la soldadura al disminuir su porcentaje de deformación y [34].

L. Mujica *et al* observaron la segregación de los elementos como el Mn en el cordón de soldadura de una unión disímil entre un acero de alta aleación (TRIP) y uno de baja aleación (TWIP) mediante un proceso de soldadura laser de fibra óptica, lo cual produce una ZF no-homogénea que cuenta con regiones ricas en austenita y martensita en el lado del acero de alta aleación donde la presencia de Mn es mayor, y esta va disminuyendo conforme se acerca al metal de menor composición química, donde la presencia de ferrita como microconstituyente principal es observada [22].

Con el fin de disminuir la alta dureza del botón de soldadura por RSW V.H. Baltazar *et al* proponen la aplicación de un tratamiento térmico *in situ* en un acero DP mediante la aplicación de pulsos secundarios con diferentes valores de corriente. Encontrando que al aplicar un segundo pulso con un valor de corriente bajo, se produce un debilitamiento en la soldadura debido a la generación de martensita revenida, y al ser este demasiado alto se produce una microestructura de granos martensíticos columnares largos como derivado de una re-disolución del acero y un mayor tamaño del botón de soldadura con modos de falla diversos. Finalmente un valor de corriente intermedio representa la condición ideal ya que genera la formación de martensita recristalizada de estructura de grano cuasi-equiaxial a partir de la martensita derivada del primer pulso,

produciendo de esta manera una fractura con un desprendimiento total del botón de soldadura, ya que en esta el metal base es el que presenta el rompimiento mejorando además la propiedades mecánicas de la unión [16].

1.4.2 REGIÓN SUBCRÍTICA

Otro problema importante es el debilitamiento localizado en la ZAT-SC, lo cual ha sido reportado como promotor de la fractura durante la prueba de tensión y de formabilidad, por lo que diversos estudios han sido realizados para entender el mecanismo de falla que ocurre en esta región.

Los primeros estudios realizados por V.H. Baltazar *et al* hacen un análisis mediante la técnica de nanoindentación y SEM, encontrando que este fenómeno se produce por la presencia de la martensita revenida y una disminución en la densidad de dislocaciones en la matriz ferrítica, siendo la martensita revenida la de mayor aportación para el reblandecimiento localizado, donde la influencia de la ferrita es despreciable [11].

Esta zona se caracteriza por alcanzar una temperatura directamente por debajo de la temperatura crítica inferior Ac_1 hasta los $400^{\circ}C$ para la posición más cercana al MB durante el proceso de soldadura, en donde la martensita presenta una apariencia descompuesta más severa y una menor dureza al acercarse a la posición isotérmica de la línea de temperatura Ac_1 . Esta va disminuyendo conforme esta distancia se aleja hacia el MB, lo que significa que diferentes temperaturas máximas por debajo de la crítica superior son generadas, produciendo un disminución en la precipitación de carburos (cantidad y tamaño) cuando estas temperaturas son menores [16]. También es posible observar la presencia de una pequeña fracción de austenita retenida con una variación mínima en los valores de dureza en la ferrita, a lo largo de esta zona. Indicando así que el revenido de la martensita depende del tiempo y la temperatura de exposición térmica. Por lo tanto para una exposición térmica transitoria de forma similar, pero con un pico de temperatura diferente, la extensión del revenido variará dependiendo la temperatura máxima alcanzada por el material [16]. De igual forma, con

una mayor cantidad de martensita en el MB el revenido tendrá una mayor presencia, produciendo así una menor eficiencia de la unión [39].

Con el objetivo de definir la morfología de la martensita, estos mismos autores realizan un estudio comparativo entre un tratamiento térmico isotérmico y no-isotérmico producido por soldadura por resistencia eléctrica (resistance spot welding - RSW) en un acero DP, induciendo diferente morfología en la cementita precipitada, donde el tratamiento isotérmico produjo carburos cementita esferoidizada en el borde de grano martensíticos debido a que se genera una recuperación completa de la martensita, mientras el no isotérmico produjo cementita fina debido a la falta de tiempo suficiente para la difusión de carbono. Dicha difusión se da a través de los defectos de red como dislocaciones hacia los bordes de grano. Además, la composición química de la aleación es fundamental para definir el grado de reblandecimiento ya que una mayor presencia de elementos como el Mn y Cr demerita la difusión de carbono generando partículas de cementita más finas [20].

Estos resultados son similares a los descritos por S.S. Nayak *et al* quienes muestran que al variar la composición química del metal base, generan un cambio en la morfología de la martensita, ya que al ser más rica la aleación, da como resultado un reblandecimiento normalizado con menor afectación. Esto se debe a que el reblandecimiento es fuertemente afectado por el proceso de recuperación de la martensita, el cual es controlado mediante el crecimiento de la cementita en los listones de los bordes, los cuales limitan su crecimiento por la presencia de elementos como el Si y el Mn los cuales inhiben la precipitación de carbono dentro de la cementita [20].

1.4.3 FORMABILIDAD EN LOS AHSS

La formabilidad es otro factor importante a evaluar, debido a la deformabilidad que a la que son sometidos estos aceros para el ensamblaje del vehículo, por lo que Panda *et al* realizaron un análisis de esta propiedad mediante la simulación por elemento finito y la prueba de altura límite del domo (limiting dome height – LDH) en uniones símiles de aceros DP y uniones disímil al unirlos con un HSS. Encontrando que las capacidades

de deformación de los aceros están relacionados con su propiedad de endurecimiento por deformación (n), ya que al ser mayor este, presenta una disminución en la capacidad de deformarse debido a que se presenta un mayor contenido de martensita la cual está relacionada con la rigidez de los AHSS. Además, para las uniones disimiles la fractura se origina en los materiales con menor dureza, mientras una mayor formabilidad es lograda por las uniones símiles [18].

Aun cuando la formabilidad de una unión soldada es menor que la del metal base, S.K. Panda *et al* muestran como esta puede ser manipulada al controlar la posición del cordón con respecto al centro del punzón, ya que al ser esta la zona de mayor deformación, al alejarlo se produce una mejor distribución de la misma. De igual manera, esta propiedad se relaciona con la combinación de los materiales en una unión disímil, ya que una unión con un material de mayor resistencia producirá un decremento de la formabilidad, produciendo además una mayor susceptibilidad a la dirección del cordón, sin embargo esta propiedad aumenta al incrementar el porcentaje del metal con la menor resistencia [19]. Por otra parte la formabilidad de las uniones también puede verse influenciada por el método de caracterización utilizado, debido a diferencia en la distribución del espesor y desarrollo del adelgazamiento, los cuales son inherentes a la geometría del punzón [24].

De igual manera Uwe Reisgen *et al* muestran como la influencia de la tasa de entrada de calor afecta a la formabilidad de las soldaduras en aceros TRIP, donde un bajo aporte térmico mejora esta propiedad debido a que se presenta una mayor estabilización de la austenita después de la soldadura, lo cual es un factor crucial en la formabilidad de los aceros TRIP ya se impide un rápido endurecimiento por deformación inclusive a altos niveles de tensión [27].

El contenido de carbón en la aleación también es importante, ya que al disminuir este, mejora la formabilidad de los aceros. Sin embargo hay una tendencia a generarse la fractura en la FZ debido a que esta disminución induce a la formación de ferrita de baja dureza y resistencia mecánica [28].

1.4.4 EFECTO DE ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN LA SOLDADURA.

Carbono (C). Elemento crucial para la estabilización de la austenita a temperatura ambiente, que además controla el nivel de deformación en el cual la austenita retenida comienza a transformarse a martensita al ajustar su contenido dentro de la aleación. En un bajo contenido de Carbón, la austenita se transforma casi instantáneamente en martensita durante la deformación, incrementando la tasa de endurecimiento por deformación durante el proceso de estampado. Mientras a altos contenidos de carbón la austenita retenida es más estable y se transforma en porcentajes de deformación más allá de los producidos durante la deformación ya que esta persiste hasta la parte final.

Sin embargo es bien sabido que este elemento genera dificultades en la soldadura y en porcentajes mayores a 4% genera problemas para el laminado en caliente.

Silicio (Si). Ese elemento acelera la formación de ferrita y bainita manteniendo el contenido de carbono necesario dentro de la austenita retenida, evitando la precipitación de carburos durante la transformación bainítica. Sin embargo puede generar problemas en la soldadura al promover la formación de inclusiones no metálicas como óxidos de silicio y en la superficie durante el proceso de galvanizado debido que el calor propio de este tratamiento propicia la formación de carburos de silicio [38].

Manganeso (Mn). El alto contenido de este elemento en la aleación lo convierte en un estabilizador de la austenita a bajas temperaturas con lo cual se mejora el endurecimiento de la HAZ [39].

Aluminio (Al). Utilizado como estabilizador de la austenita, promueve además la formación de una microestructura más suave en la ZF formada principalmente por ferrita esquelética.

Zinc (Zn). Elemento presente en el recubrimiento galvánico, crea dificultades durante el proceso de soldadura, debido a que este se volatiliza generando interferencia en el arco, produciendo además un alto nivel de porosidad e inclusiones no metálicas en la soldadura, demeritando sus propiedades mecánicas [9].

2 CARACTERISTICAS DEL ACERO SI-TRIP780

2.1 COMPOSICION QUIMICA

La composición química del acero Si-TRIP 780 fue medida por ArcelorMittal Dofasco, Inc. en Hamilton Canadá, la cual se muestra en la Tabla 2-1 En donde su principal característica es la alta presencia de Si y Mn que son elementos añadidos para promover la estabilización de la austenita a temperatura ambiente [22].

Tabla 2-1 Composición química del acero Si-TRIP 780.

C	Mn	Si	P	Cu	Ni	Cr	Mo	Al	CE
0.18	1.63	1.62	0.01	0.02	0.02	0.02	0.01	0.03	0.53

El valor del carbón equivalente (CE) fue calculado para el acero SI-TRIP 780 utilizando la Ecuación 2-1.

$$CE_N = C + A(C) \cdot \left\{ \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr+Mo+Nb+V}{5} + 5B \right\}$$

Ecuación 2-1 Cálculo de Carbón Equivalente usando la Ecuación de Yurioka.

Dónde: $A(C) = 0.75 + 0.25 \cdot \tanh[20(C - 0.12)]$

Esta ecuación está basada en la ecuación empírica propuesta por Yurioka *et al* [40], es comúnmente utilizada para determinar la soldabilidad de los aceros y hacer una predicción de los efectos de la aleación, además de que provee un estimado de la probabilidad de la formación bainítica y martensítica en la ZAT y martensítica en la ZF después del proceso de soldadura, en donde un alto CE sugiere un alto endurecimiento debido a que se facilita la formación martensítica.

El CE es además un indicador de la resistencia del material, debido a que al incrementar este, se incrementa la presencia de martensita, la cual a su vez tiende a presentar una mayor dureza [41].

El valor calculado para este estudio es el mismo calculado por V.H. Baltazar Hernández [13] [15] en su estudio de la zona de fusión en RSW para uniones disimiles de aceros Si-TRIP 780 con HSLA. El acero Si-TRIP 780 bajo estudio presenta un mayor valor que el de otros materiales como el DP el cual tiene un valor de CE entre 0.43 y 0.47 como el presentado por Trevor J. Burns en su estudio del aporte térmico por diferentes condiciones de soldadura utilizando el proceso GMAW en 5 aceros DP y un doble fase realizando uniones disímiles [41].

2.2 MICROESTRUCTURA

La microestructura típica del acero Si-TRIP 780 se muestra en la Figura 2-1. Este acero fue producido en ArcelorMittal, Dofasco, Inc. Por colada continua, laminado en caliente a una temperatura intercrítica ligeramente superior a la temperatura A_{c1} debajo del espesor deseado, seguido por un rápido enfriamiento para formar islas de martensita en la matriz ferrítica y bainita.

Para revelar la microestructura se utilizan 2 ataques químicos diferentes, en donde el primero, conocido como Nital (apartado 3.6.1.), permite observar la matriz ferrítica (α) con bandas de martensita (α') producto del proceso de laminado. El segundo ataque, hecho mediante la solución Le Pera, nos permite ver la microestructura similar a la anterior, pero además podemos observar la presencia de bainita (B).

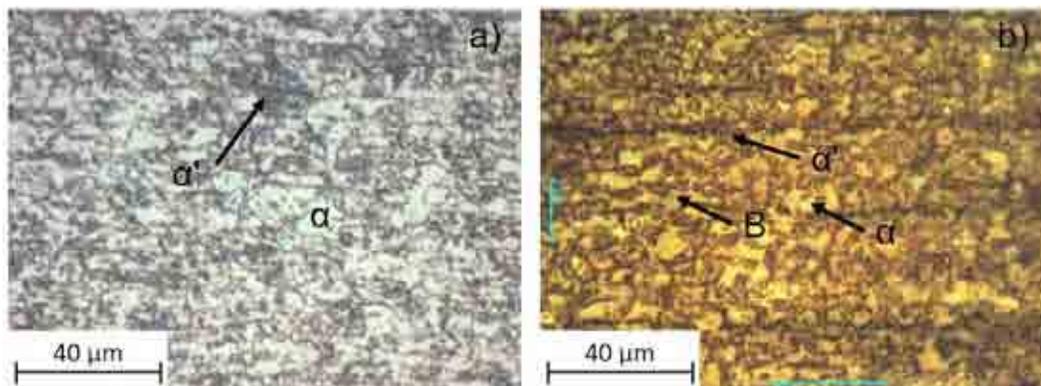


Figura 2-1 Micrografías del metal base en la sección transversal a 500 X por utilizando dos diferentes ataques químicos para revelar su microestructura donde a) Nital y b) Le Pera.

La Figura 2-2 muestra la microestructura tomada mediante SEM del acero SI-TRIP 780 mostrando la presencia de una matriz ferrítica (α) de color negro, islas de martensita (α'), bainita (B) y austenita retenida (γ) [22], en donde el bajo porcentaje de bainita es debido a la presencia de Si, el cual es retardador de la reacción bainita [21].

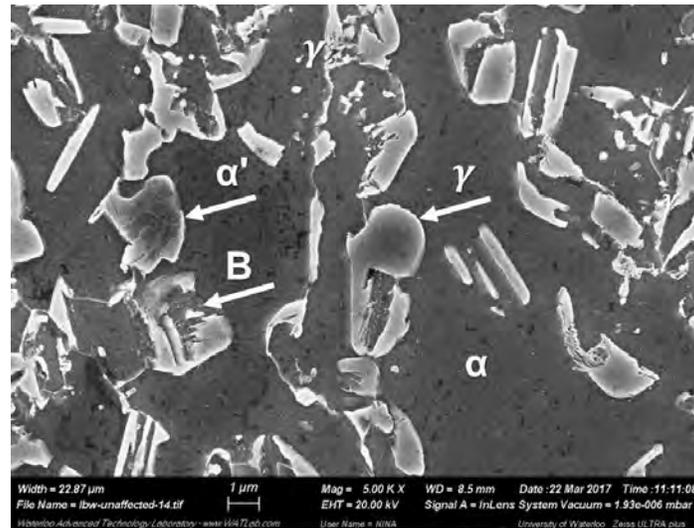


Figura 2-2 Microestructura mediante SEM del acero Si-TRIP 780 mostrando la presencia de martensita (α'), bainita (B), y austenita retenida (γ) en una matriz ferrítica (α).

La presencia de austenita retenida queda confirmada mediante el patrón de difracción del metal base de la Figura 2-3.

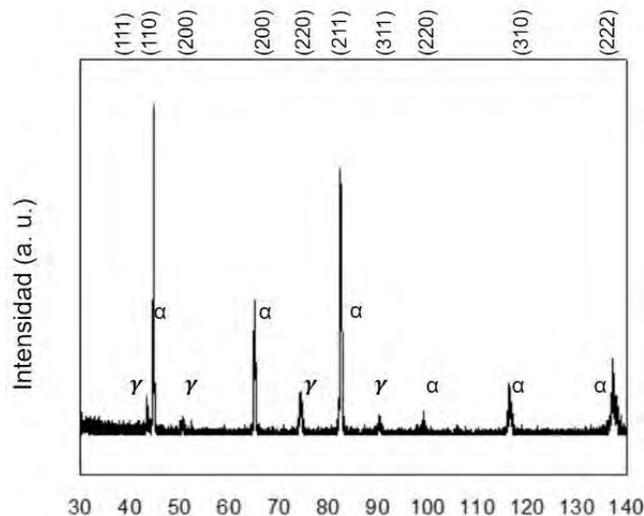


Figura 2-3 Patrón de difracción del acero Si-TRIP 780.

2.3 PROPIEDADES MECANICAS

Durante la deformación del acero TRIP, una primera etapa está definida por la interacción de las diferentes fases y la transferencia de la deformación desde la suave y dúctil ferrita hacia la fase martensítica de mayor dureza. En donde la tasa de endurecimiento por deformación de estos aceros depende de la fracción en volumen, tamaño, morfología y distribución de las fases duras, donde una menor presencia de martensita produce una mayor elongación.

Durante altos niveles de deformación, ocurre una multiplicación adicional de las dislocaciones alrededor de las fases de mayor dureza y hay menos tiempo para el proceso de acomodo de las mismas, teniendo como efecto que el deslizamiento de las dislocaciones sea cada vez más difícil lo cual conlleva a un endurecimiento efectivo de la matriz ferrítica [25]. Por lo que el valor de endurecimiento por deformación también se verá afectado por el porcentaje de ferrita en la aleación ya que su capacidad de guardar dislocaciones es mayor [48]

Además de esto la transformación de austenita a martensita por el efecto TRIP está asociada con una expansión de volumen del 2-4% induciendo a la deformación y subsecuente formación de dislocaciones en la matriz ferrítica. Una continua formabilidad y un alto coeficiente inicial de endurecimiento por deformación de los aceros DP y TRIP es atribuida a la movilidad de estas dislocaciones [24].

De igual manera, la elongación total del Si-TRIP está también relacionada con la estabilidad de la austenita, determinada por el contenido de carbono dentro de la misma. Esta propiedad es mejor en una aleación Si-TRIP debido que este elemento presenta una mejor retención del carbono dentro de la austenita durante la fabricación de estos aceros.

Además, la morfología y el tamaño de la austenita y de otros constituyentes microestructurales generan una mejor respuesta a la deformación [25].

Las características físicas y mecánicas del metal base utilizado en este estudio están descritas en la Tabla 2-2.

Es importante mencionar que el acero TRIP usado para este estudio tiene un recubrimiento de protección de Zinc galvanizado en caliente.

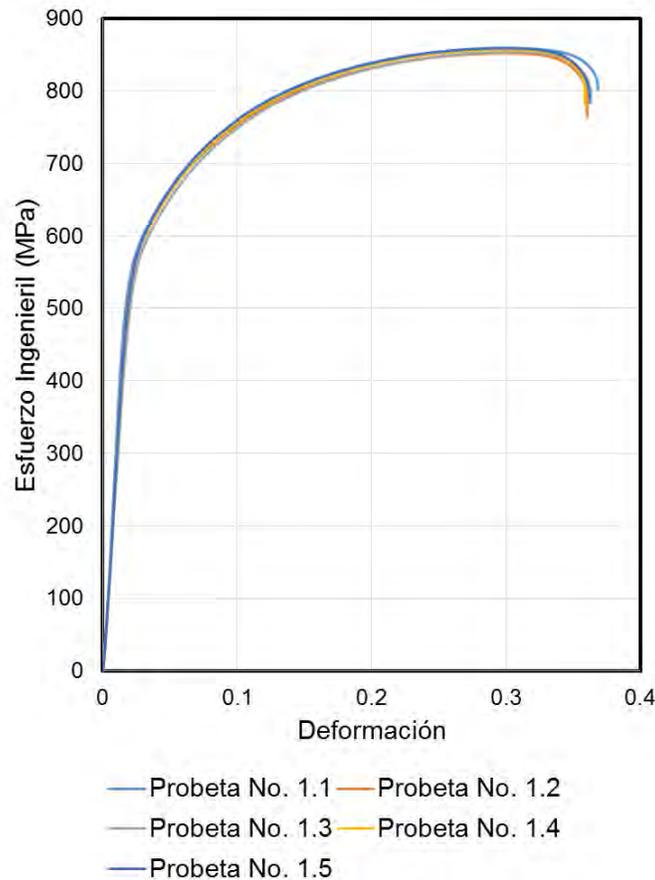


Figura 2-4 Grafica Esfuerzo (σ) - Deformación (ϵ) para un acero Si-TRIP780.

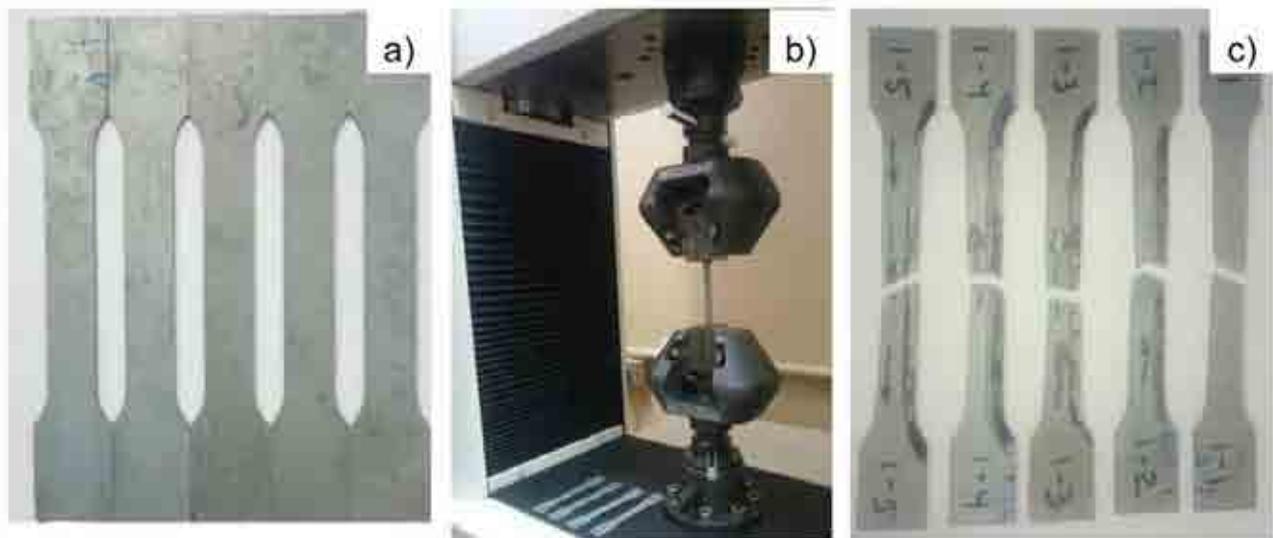


Figura 2-5 Desarrollo de prueba de tensión en acero Si-TRIP 780 donde: a) Probetas sin tensionar b) desarrollo de la prueba de tensión c) probetas después de la prueba de tensión donde se muestra la localización de la fractura.

Tabla 2-2 Propiedades dimensionales y mecánicas del acero Si-TRIP 780

Designación del acero	Espesor de la lámina h (mm)	YS (MPa)	UTS (MPa)	Esfuerzo a la fractura (MPa)	Elongación (%)	n	K	VHN
Si-TRIP 780	1.1	559	856	785	36	0.29	1645	290

3 METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

3.1 DESCRIPCIÓN PRELIMINAR

Una serie de pruebas iniciales se realizaron en el objetivo de definir los parámetros ideales que nos dieran cordones con buena sanidad evitando la perforación excesiva de las láminas, en donde las primeras pruebas se realizaron sobre un acero galvanizado de bajo carbón con un espesor de 1.2 mm con el fin de conservar la cantidad posible del acero Si-TRIP 780.

Al obtener cordones con buena sanidad, se prosigue con una observación de la dimensionalidad transversal con el fin medir la penetración, sobremonta y espesor, realizando de esta manera una selección final en los parámetros en donde las dimensiones presenten un porcentaje de penetración cercano al 100%, con lo cual aseguramos un comportamiento mecánico similar al MB. De igual manera se selecciona el que presente una sobremonta con la menor dimensión posible a fin de disminuir la concentración de esfuerzos que son perjudiciales para la medición de las propiedades mecánicas [42].

Una vez seleccionados los parámetros finales, se mide la distancia comprendida por la zona afectada térmicamente (ZAT) que corresponde a la distancia entre la posición isotérmica de la línea temperatura Ac_3 (Borde entre la ZF y la ZAT) y la línea de temperatura crítica inferior Ac_1 (interface entre la región intercrítica y la subcrítica) mediante el uso del microscopio óptico, con lo cual se realizan los cálculos del aporte térmico.

De igual manera se realiza una observación microscópica con el fin de estudiar las diferentes regiones del cordón de soldadura: zona de fusión (ZF), región crítica superior (UC), región intercrítica (IC), región subcrítica (SC) y el metal base a un aumento de 500 X.

Se continúa con la identificación de fases mediante un análisis por difracción de rayos X para las diferentes regiones del cordón.

Finalmente, el análisis microestructural es completo mediante una observación mediante SEM en la región de reblandecimiento en los 3 procesos para confirmar la presencia de martensita revenida la cual ha sido identificada como promotor de la fractura.

Seguido a esto un mapeo de microdureza se realiza con el fin de obtener perfil de dureza de cada cordón, donde una gráfica de contorno nos permite visualizar la distribución de la dureza a lo largo de las regiones del cordón desde el centro de la ZF hasta el MB.

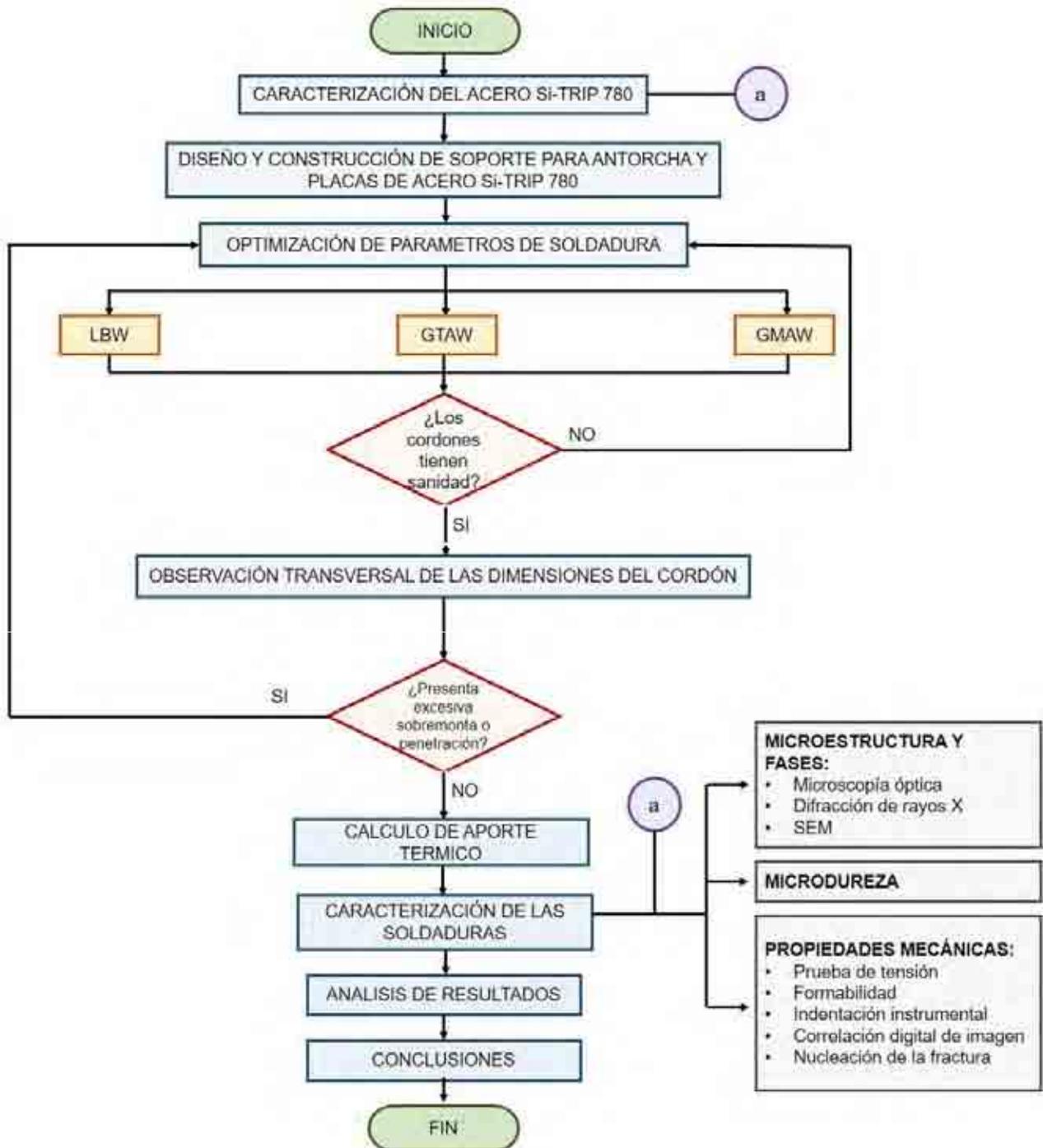
Estos mismos parámetros se utilizan para soldar a tope dos láminas de Si-TRIP 780 de 10 x 20 cm, de las cuales se maquinan 5 probetas de tensión para cada proceso y el metal base situando el cordón de forma transversal en el centro de longitud calibrada.

El propósito de la prueba de tensión es observar la localización de la fractura para cada proceso de soldadura además de determinar las propiedades mecánicas de las diferentes uniones y del metal base.

De manera alterna, una prueba de formabilidad mediante la prueba de altura límite del domo (Limiting Dome Height - LDH) es realizada para confirmar el efecto de sobre la capacidad de deformación que sufre el material comúnmente presente en los procesos de conformado durante la fabricación de los automóviles.

La evolución de la fractura es analizada mediante la técnica de correlación digital de imagen, la cual nos muestra la distribución de la deformación durante una prueba de tensión hasta generar la fractura en la ZAT-SC y un análisis de la nucleación de la fractura que nos ayuda a identificar la localización de la inoculación de la misma. Finalmente un estudio mediante indentación instrumental nos muestra una comparativa entre la severidad del reblandecimiento del a ZAT-SC para cada proceso en donde además analizamos de manera detallada la distribución del reblandecimiento sobre una misma región ZAT-SC para un mismo proceso de soldadura.

3.2 DIAGRAMA DE FLUJO EXPERIMENTAL



3.3 DISEÑO Y CONSTRUCCIÓN DEL SISTEMA DE SUJECIÓN DE LA PIEZA DE TRABAJO Y ANTORCHA

Debido a que en la Universidad Autónoma de Zacatecas no se contaba con un equipo de soldadura automático, se propone el diseño y construcción de un sistema soldadura a máquina que permita obtener una velocidad de avance y una posición de la punta del electrodo con respecto a la pieza de trabajo de manera constante durante el proceso de soldadura a fin de generar cordones que presenten continuidad en su dimensionalidad y que además permita la repetitividad de los resultados mediante un control robusto de dichos parámetros.

Dicho diseño consta de un mecanismo de soporte para las antorcha para soldar por los procesos de soldadura por arco (GTAW y GMAW) montado sobre el carro portaherramientas de un torno, y un sistema de sujeción para las láminas de acero Si-TRIP 780. Para esto se realizaron dos propuestas, las cuales se describen a continuación.

3.3.1 PRIMERA PROPUESTA DE DISEÑO

La primera propuesta consiste en un soporte para las antorchas que permita el control de la posición de la punta del electrodo con respecto a la pieza de trabajo en los ejes X, Y y Z. Esto se logra mediante un sistema de elevación controlado por un esparrago que nos permite el movimiento en el eje Z. Dicho soporte se monta sobre el carro porta herramientas de un torno, con lo cual controlamos la velocidad de avance de la soldadura, gracias al control de la velocidad de recorrido del carro sobre la bancada (eje Y) que ofrece la caja de avances del torno como se observa en la Figura 3-2. Finalmente, la posición de la punta del electrodo sobre el eje X se manipula por medio del desplazamiento que se obtiene por medio de la manivela de avance transversal (Figura 3-1). Este sistema además de promover la estabilidad del arco al evitar las vibraciones generadas por el movimiento de avance, proporciona una distancia constante entre la punta del electrodo y la pieza, así como en el ángulo de trabajo y de avance (Figura 3-5).

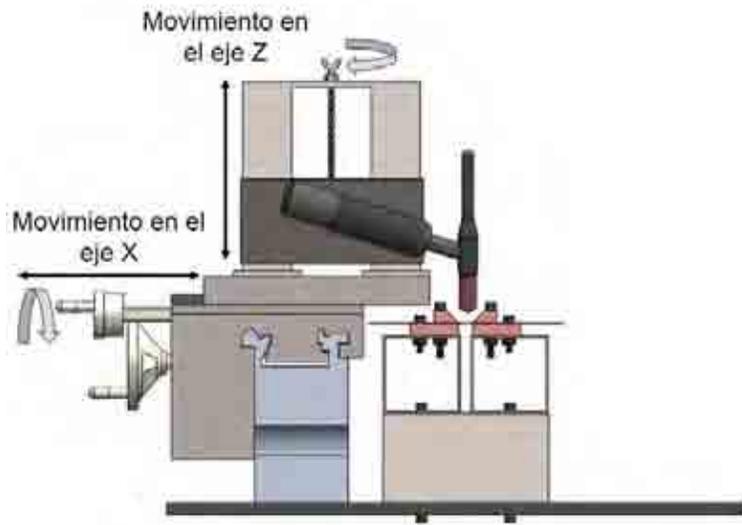


Figura 3-1 Sistema de control de la posición de la punta del electrodo en los ejes X y Z con respecto a la pieza de trabajo.

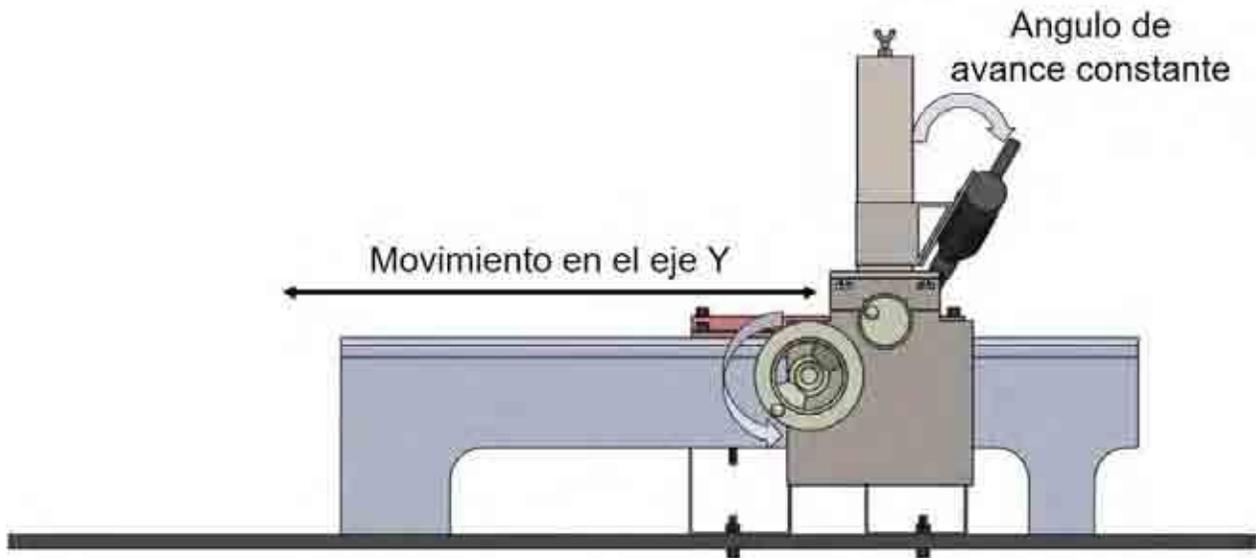


Figura 3-2 Sistema de control de la posición de la punta del electrodo en el eje Y con respecto a la pieza de trabajo.



Figura 3-3 Dirección de avance de la antorcha durante el proceso de soldadura.

Además se propone en el uso de unos “Clamps” hechos de acero (Figura 3-4) como sistema de sujeción para las láminas de acero Si-TRIP 780, con el fin de mejorar la sanidad al impedir la separación entre los bordes en contacto (apertura de raíz) que se produce por la distorsión generada por el elevado aporte térmico presente durante el proceso de soldadura.



Figura 3-4 Sistema de sujeción mediante clamps hechos de acero.

Sin embargo debido al reducido espesor del material y la susceptibilidad del mismo al aporte térmico, se sigue presentando la perforación de las láminas en la unión.

3.3.2 SEGUNDA PROPUESTA DE DISEÑO

Debido a la necesidad de disminuir el calor al que es sometida la pieza de trabajo durante los procesos de soldadura por arco, se propone implementar un sistema de disipación térmica por medio del uso de barras de cobre, las cuales además de sujetar la pieza permiten disminuir la aportación térmica en la zona de la soldadura al absorber parte del calor y liberarlo hacia la superficie, permitiendo así un mayor control sobre la penetración de la soldadura, evitando de esta manera las perforaciones en la unión.



Figura 3-5 Implementación del diseño del equipo para la sujeción de láminas de acero Si-TRIP 780 y soporte de las antorchas para los procesos GTAW y GMAW.

Los sistemas de sujeción de las antorchas y de las láminas son alineados al montarlos sobre una placa de acero de 3/8 in.

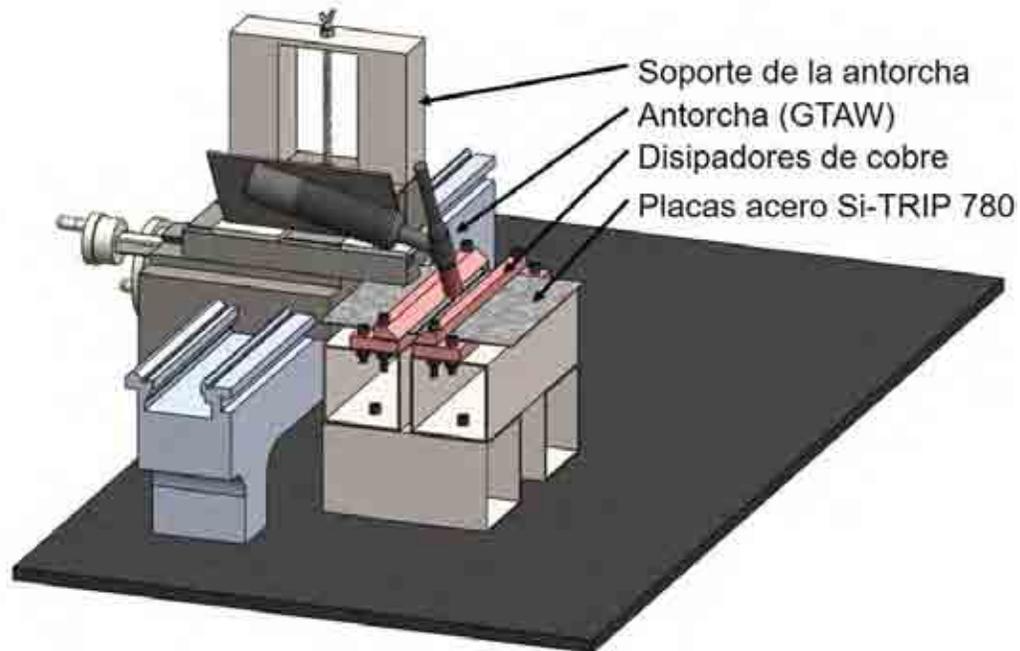


Figura 3-6 Diseño final de sistema de soldadura que muestra los componentes principales.

3.4 PROCESO DE SOLDADURA DE ACERO Si-TRIP 780

El primer objetivo de este estudio es lograr uniones a tope de utilizando los diferentes aportes térmicos generados por tres diferentes procesos de soldadura (LBW, GTAW y GMAW) en un acero Si-TRIP 780 con el fin de conocer el efecto de los diferentes ciclos térmicos de cada proceso sobre las propiedades microestructurales y mecánicas de la unión.

Para asegurar que las propiedades de la ZAT sean substancialmente uniformes a través de toda la lámina, se deben obtener soldaduras con una penetración completa con una buena sanidad y con las dimensiones adecuadas de sobre monta, ancho y penetración, para la cual se realiza una selección de los diferentes parámetros propios de cada proceso.

Para lograr este objetivo, una variación de los parámetros primarios del proceso de soldadura por arco eléctrico (Voltaje, Corriente y velocidad de avance) y del proceso de

soldadura laser (Potencia pico y velocidad de avance) así como en algunos parámetros fijos como en el gas de protección fue realizada.

Es importante mencionar que los aceros avanzados de alta resistencia presentan una mayor dificultad durante el proceso de soldadura debido a su avanzada composición química y microestructural, lo que los hace altamente sensibles a la aportación térmica, lo que conlleva a una ZAT más significativa, por lo que una ventana del proceso que constituye la cantidad de parámetros en donde una soldadura aceptable puede ser obtenida es muy reducida [9].

En esta sección solo me muestran los valores de los parámetros óptimos de soldadura para cada proceso, mientras el diseño de experimentos realizado para lograr esta optimización de parámetros se muestra en el apéndice apartado B.

3.4.1 PARÁMETROS ÓPTIMOS PARA LBW

Parámetros Fijos.

- | | |
|------------------------------------|----------------------|
| ○ Tipo de laser | YAG de fibra óptica. |
| ○ Longitud de onda: 1070 ± 5 . | 1070 ± 5 . |
| ○ Longitud focal: 200 mm. | 200 mm. |
| ○ Diámetro del núcleo de la fibra | 0.3 mm |
| ○ Diámetro del haz laser | 600 μ m |
| ○ Gas de protección | Argón 100% |
| ○ Flujo de gas | 30 L/min |

Parámetros primarios.

- | | |
|----------------------------|------------|
| ○ Potencia. | 4 kW. |
| ○ Duración del pulso. | 0.2-10 mm. |
| ○ Energía de pulso máximo. | 1 Joule. |

- Velocidad de avance: 12 m/min.

3.4.2 PARÁMETROS ÓPTIMOS PARA GTAW

Parámetros Fijos.

- Tipo de electrodo: EWP.
- Composición química del electrodo: 100% Tungsteno (W).
- Diámetro del electrodo: 1/16 in.
- Técnica de soldadura: A máquina
- Gas de protección: Ar 100%.
- Flujo de Gas: 13 lt/min.
- Polaridad: Corriente directa electrodo negativo (CDEN)
- Diámetro interno de la copa: 3/8 in.
- Long. Libre del electrodo: 3/8 in

Parámetros primarios

- Corriente: 88 A.
- Velocidad de avance: 0.96 cm/seg.

Parámetros secundarios.

- Angulo de trabajo: 90°.
- Angulo de avance: 70°.
- Dirección de desplazamiento: Arrastre

3.4.4 PARAMETROS ÓPTIMOS PARA GMAW

Parámetros fijos.

- Tipo de electrodo: ER70S-6
- Composición química del electrodo: C 0.06-0.15%, Si 0.8- 1.15%, Mn 1.4-1.8%, Cu 0.5%, Ni 0.15%, Cr 0.15% y Mo 0.15%.
- Diámetro del electrodo: 0.035 in.
- Gas de protección: 75% CO₂ + 25% Ar.
- Flujo de gas: 18 lt/min.
- Polaridad Corriente directa electrodo positivo (CDEP)
- Disipador de calor: Barras de cobre
- Longitud libre del electrodo: 1 cm.

Parámetros primarios.

- Voltaje. 16.5 V.
- Corriente. 55 A.
- Velocidad de avance. 0.96 cm/seg.

Parámetros secundarios.

- Angulo de trabajo. 90 °.
- Angulo de avance. 90 °

3.5 CALCULO DEL APORTE TÉRMICO

Al utilizar diferentes procesos de soldadura, los resultados del reblandecimiento para cada uno son comparados sobre la base del aporte térmico de cada proceso. Para evitar determinar la influencia del diámetro del haz y la absorividad del material, el aporte térmico es calculado directamente de la microestructura de la ZAT. Esta técnica involucra la medida de la distancia entre el centro la ZF hacia el borde de la misma y desde el centro del cordón hasta el borde de inicio de la región intercrítica, ya que en estas posiciones el pico de temperatura alcanzado por el acero durante la soldadura va desde el punto de fusión hasta la temperatura crítica inferior Ac_1 respectivamente.

La localización de la línea de temperatura Ac_1 se determina por medio de microscopía óptica al analizar la sección transversal macroestructural de la región de la soldadura.

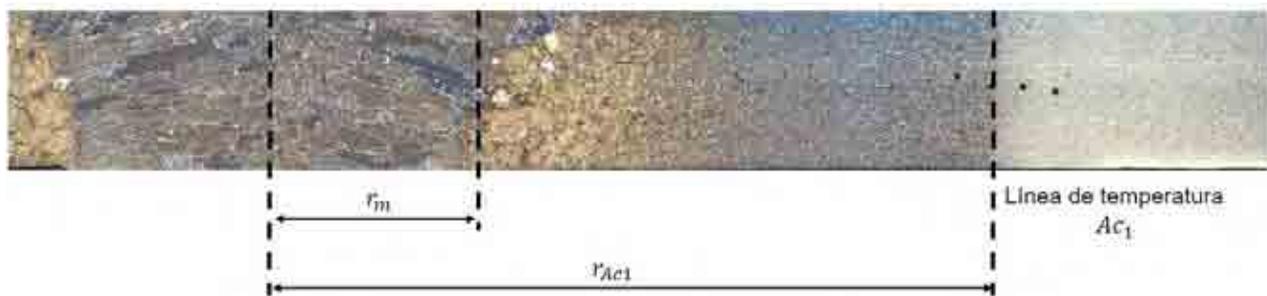


Figura 3-7 Sección transversal de una soldadura mostrando la distancia del centro al borde de la ZF (r_m) y hacia el borde de la zona intercrítica (r_{AC_1}).

Usando estas medidas, el aporte térmico puede ser calculado usando la solución de Rosenthal (Ecuación 3-1) para dos dimensiones:

$$\frac{Q_{net}}{vd} = \frac{pc(r_{AC_1} - r_m)(2\pi e)^{\frac{1}{2}}}{\left(\frac{1}{T_{AC_1} - T_0} - \frac{1}{T_m - T_0}\right)}$$

Ecuación 3-1 Calculo del aporte térmico en 2 direcciones utilizando el método Rosenthal.

Donde Q_{net} es la potencia de la soldadura (W), v es la velocidad de avance de la soldadura (mm/s), d es el espesor de la lámina (mm), p es la densidad del acero (7 860 kg/m^3), c es la capacidad térmica específica del acero (680 J/Kg/K), pc es la capacidad térmica volumétrica ($5.34 \times 10^6 J/m^3/K$) r_{Ac_1} y r_m son las posiciones isotérmicas correspondientes a la temperatura crítica inferior ($T_{Ac_1} - 747 \text{ }^\circ\text{C}$) y temperatura de fusión ($T_m - 1540 \text{ }^\circ\text{C}$) respectivamente (Figura 3-7), T_0 corresponde a la temperatura ambiente.

Con este valor es posible calcular la temperatura máxima en la región subcrítica por medio de la ecuación.

$$T_p - T_o = \frac{Q_{net}/v d}{(pc)r(2\pi e)^{1/2}}$$

Ecuación 3-2 Cálculo de la temperatura máxima en la región subcrítica.

Además del tiempo necesario para alcanzar la temperatura Ac1 desde la temperatura ambiente. Así, si una soldadura es realizada con un alto aporte térmico, esta va a requerir un tiempo significativo en la ZAT para alcanzar la temperatura Ac1, lo que resulta en un mayor tiempo, siendo lo contrario si una soldadura es realizada con un bajo aporte térmico. Este tiempo es calculado mediante la Ecuación 3-3

$$\tau = \frac{1}{4\pi e \lambda \rho c_p} \frac{[Q_{net}/(vd)]^2}{(T_{Ac_1} - T_0)^2}$$

Ecuación 3-3 Para cálculo de tiempo para alcanzar la temperatura Ac1

Donde τ es un tiempo constante y λ es la conductividad térmica del acero (30 W/m/K). Así, el tiempo para alcanzar la temperatura Ac1 (τ) aumenta al aumentar el aporte térmico, lo que generará una permanencia mayor a temperaturas de revenido de la martensita, resultando en un mayor reblandecimiento [6].

La velocidad de enfriamiento para los procesos de soldadura por arco viene dada por la ecuación

$$\left(\frac{\Delta T}{\Delta L}\right) \cdot v$$

Donde.

$$\Delta T = T_m - T_{Ac1}$$

$$\Delta L = r_{Ac1} - r_m$$

Ecuación 3-4 Calculo de la velocidad de enfriamiento para los procesos de soldadura por arco.

Debido a al reducido espesor de la ZAT de la soldadura laser de fibra optica, no es posible localizar la posición de la línea de temperatura isotérmica Ac1, sin embargo Dural C. Shasa et al han identificado una velocidad de enfriamiento de $10\,000 \frac{^{\circ}C}{s}$ para un proceso de soldadura laser de fibra óptica en un acero DP de 1.1 mm de espesor con una velocidad de avance de $12 \frac{m}{min}$ y una potencia del haz laser de 6 kW, similar a el material y a los parámetros utilizados para el presente trabajo [41]

Tabla 3-1 Perfil térmico de las uniones soladas.

PERFIL TÉRMICO DE LA SOLDADURA				
Proceso de soldadura	Aporte térmico	Velocidad de enfriamiento	Perfil térmico de la ZAT-SC	
			Tiempo para alcanzar Ac1 (Segundos)	Temperatura pico en Ac1 (°C)
	$\frac{J}{mm^2}$	$\frac{^{\circ}C}{s}$		
LBW	8	10 000	0.04	599
GTAW	70	2962	2.5	603
GMAW	76	2782	3.3	635

3.6 CARACTERIZACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA Y FASES

3.6.1 METALOGRAFÍA

Se realiza un análisis de la sección transversal de la unión soldada y el metal base con el fin de identificar la microestructura presente en las diferentes regiones del cordón. Además una serie de imágenes son tomadas de la sección superior del cordón para formar una imagen macroestructural que nos permita observar la evolución microestructural de la soldadura y la deformación presente en el después de la fractura para el cordón de soldadura realizado por GMAW.

Las muestras seleccionadas se montan en resina epóxica marca LECO en grupos de 3 que corresponden a un proceso determinado. Estas muestras son desbastadas mecánicamente utilizando lijas de carburo de silicio (SiC) con diferentes tamaños de grano (100, 200, 400, 600, 800, 1200, 1500 y 2000 $\frac{\text{partículas}}{\text{in}^2}$), en donde al pasar de una lija a la siguiente la muestra debe ser limpiada con agua y etanol. Una vez se determina que se ha completado el desbaste de una lija, se gira la muestra en una dirección de 90° y se continúa con un la lija con tamaño de grano menor y solo se determinara que se ha completado cuando todas las rayas se observen en una sola dirección removiendo las rayas producidas por el paso anterior.

Al desbaste, se prosigue con el pulido preliminar utilizando alúmina de 3 μm y un pulido final con alúmina de 0.5 μm . Una vez que la superficie de la muestra se encuentra libre de defectos superficiales como rayas es limpiada con agua, alcohol y aire caliente para retirar el exceso de humedad. Se utilizan dos diferentes tipos de ataque químico para revelado de fases, los cuales se describen a continuación.

Nital.

Esta solución especialmente adecuada para revelar la microestructura de aceros al carbón utiliza un proporción de 9.8 ml de Etanol con 0.2 ml de ácido nítrico (NH_3O_3) con un tiempo de exposición de 20 segundos en la superficie de la muestra.

Le Pera.

Este procedimiento se utiliza debido a que nos ofrece una mejor delimitación de los carburos y la bainita y consta de 2 etapas, en donde la primera se utiliza una solución de picral al 4% (0.4 gm de ácido pícrico en 10 ml de etanol) con un tiempo de permanencia de 20 segundos usando un algodón para humedecer la muestra con la solución, después de lo cual la superficie de esta debe ser limpiada con agua, etanol y aire caliente antes de proceder con el siguiente ataque.

Inmediatamente después del primer ataque, se utiliza un segundo compuesto por una solución de metabisulfito de sodio acuoso (1 gm de metabisulfito de sodio en 10 ml de etanol) utilizando 10 segundos como tiempo de permanencia con el propósito de mejorar el ataque del límite de grano y afilar la apariencia de los carburos de hierro. El tiempo utilizado en esta etapa es crucial debido a que una sobreexposición generará un excesivo contraste en la martensita y un eventual obscurecimiento de la ferrita

La diferencia entre las dos soluciones radica en que el picral ofrece una mejor delineación de los carburos y la bainita ya que ataca las interfaces entre la ferrita y la bainita, mientras el Nital ataca los granos de ferrita y los límites de grano [44].

Una vez preparadas las muestras, la toma de las imágenes microscópicas se realiza utilizando un microscopio óptico modelo OLYMPUS modelo BX51M.

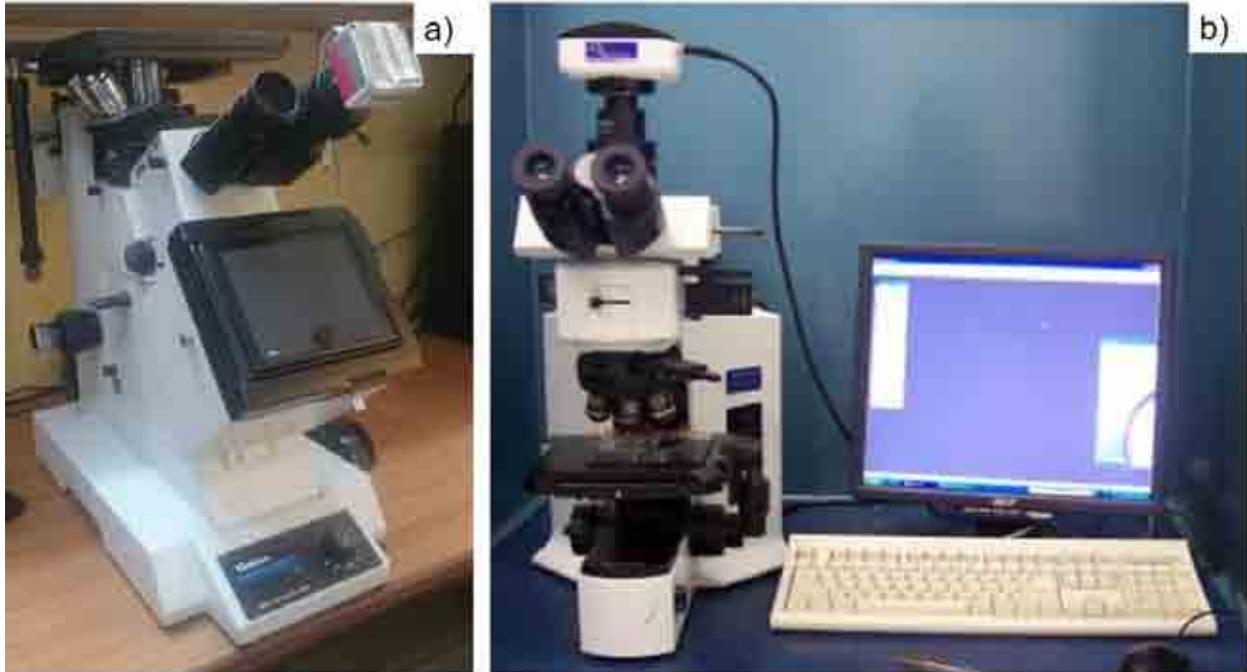


Figura 3-8 a) Microscopio óptico VERSAMENT b) Microscopio OLYMPUS.

Para la realización de las imágenes macroestructurales se realiza un barrido de fotografías a 50X con una distancia entre las mismas de 0.5mm a través de la sección transversal de la unión utilizando un microscopio marca VERSAMET 3 marca UNION utilizando el software Motic Image 2.0 para su pre-visualización.. Estas fotografías se utilizan para formar un collage que nos dará una imagen macroestructural de la muestra con la cual realizaremos una medición de la distancia existente entre el centro de la ZF y la posición isotérmica Ac1 para el cálculo del aporte térmico.

3.6.2 DIFRACCIÓN DE RAYOS X

Se utiliza un equipo de difracción de rayos X eco D8 Advance marca Bruker en el rango de 2θ de 30° a 140° con longitud de onda de cobre de $K\alpha' = 1.55402 \text{ \AA}$ (λ).



Figura 3-9 Equipo para difracción de rayos X.

3.6.3 MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO (SEM)

Para este análisis la muestra se prepara se forma similar al utilizado para microscopía óptica, con la diferencia de que el montaje de la muestra se realiza en resina conductora marca STRUERS modelo POLYFAST para encapsulado en caliente, mientras para el pulido preliminar se utiliza pasta de diamante con un tamaño de partícula de $3 \mu\text{m}$ y para pulido final de $1 \mu\text{m}$.

El equipo SEM utilizado para el análisis es un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (Field Emisión SEM - FESEM) marca ZEISS modelo ULTRA PLUS a una magnificación de 10 000, 20 000 y 30 000 X (Figura 3-10).

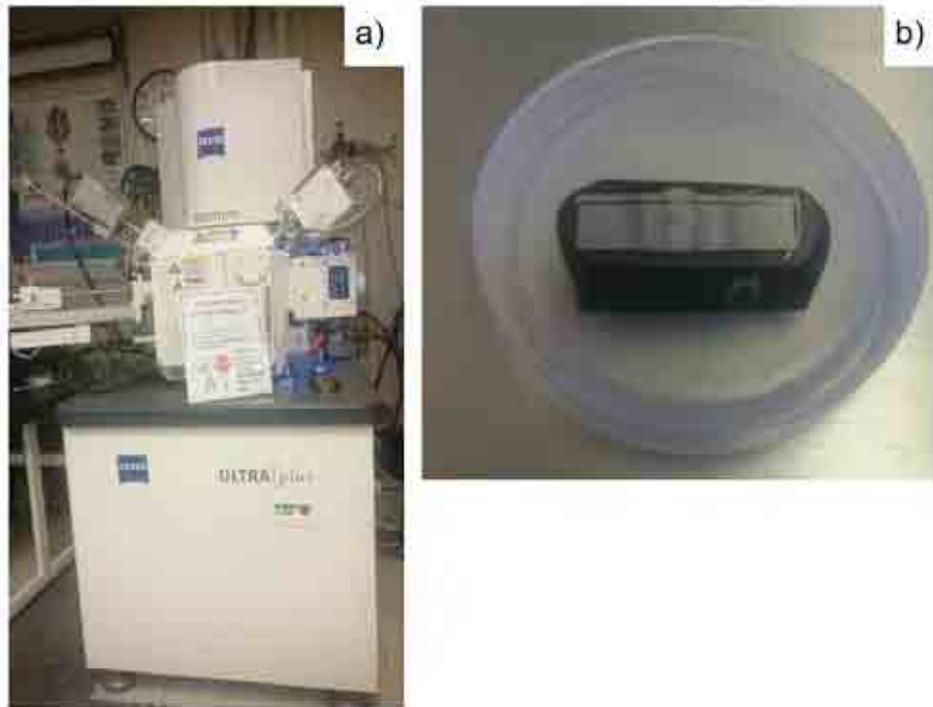


Figura 3-10 a) Microscopio electrónico de barrido b) muestra montada en baquelita conductora.

3.7 MICRODUREZA

El análisis de microdureza Vickers es una propiedad mecánica utilizada para cuantificar el efecto del aporte térmico sobre la microestructura del SI-TRIP 780 [46] permitiendo además localizar y cuantificar la afectación de la región de reblandecimiento que se encuentra justo después de la línea de temperatura Ac1 el cual se caracteriza por tener un valor de dureza menor al del metal base.

Para realizar la prueba la muestra fue montada en resina epóxica, desbastada, pulida y atacada químicamente para poder observar la región en donde se sitúan las indentaciones.

Para la prueba se realiza un barrido sobre la muestra mediante 3 líneas paralelas en sentido longitudinal a la sección transversal del cordón comenzando por el centro de la zona de fusión hasta alcanzar el metal base. La distancia entre centros de las indentaciones en horizontal es de $200\ \mu\text{m}$ y de $250\ \mu\text{m}$ en vertical (Figura 3-11), conforme indica la norma ASTM 92-82 a fin de prevenir errores en la medición generados por un endurecimiento por deformación presente en los bordes de las indentaciones anteriores.

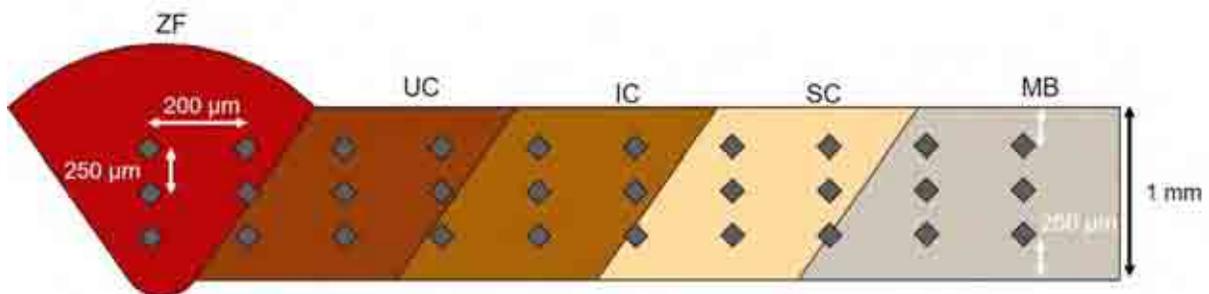


Figura 3-11 Esquema de las distancias entre las Indentaciones para obtener el perfil de dureza de la soldadura.

Este análisis se realiza utilizando un equipo modelo HMV marca SHIMADZU (Figura 3-12), donde las indentaciones se realizaron con un indentador de punta piramidal de diamante con una carga de $200\ \text{gr}$ durante un tiempo de $15\ \text{seg}$.



Figura 3-12 Equipo para microdureza SHIMADZU

3.8 PROPIEDADES MECANICAS

3.8.1 PRUEBA DE TENSIÓN UNIAXIAL

El propósito de la prueba de tensión uniaxial es el de determinar el modo de falla que presentan los diferentes procesos de soldadura descritos en el presente estudio, además de determinar las propiedades mecánicas de resistencia última a la tensión (ultimate tensile strength - UTS), el porcentaje de elongación o deformación (%), el punto de fluencia (YS), el exponente de endurecimiento por deformación (n) el cual es la medida del aumento de dureza y de la resistencia que es causada por la deformación plástica. El coeficiente de resistencia (k) es una medida que nos indica que tan resistente es un material, siendo este valor una constante experimental calculada de los valores obtenidos en el punto de fluencia del logaritmo de curva esfuerzo real - deformación verdadera, utilizando la ecuación de Hollomon ($\sigma = K\varepsilon^n$) para el cálculo de la misma.

Para la realización de las pruebas se utilizaron 5 probetas de 20 cm de cada proceso de soldadura, para las cuales se utilizaron las dimensiones en mm indicadas por la norma ASTM E 8-04M mostradas en la Figura 3-13, en donde el cordón de soldadura se localizó en el centro de la longitud calibrada con posición transversal a la dirección de laminado.

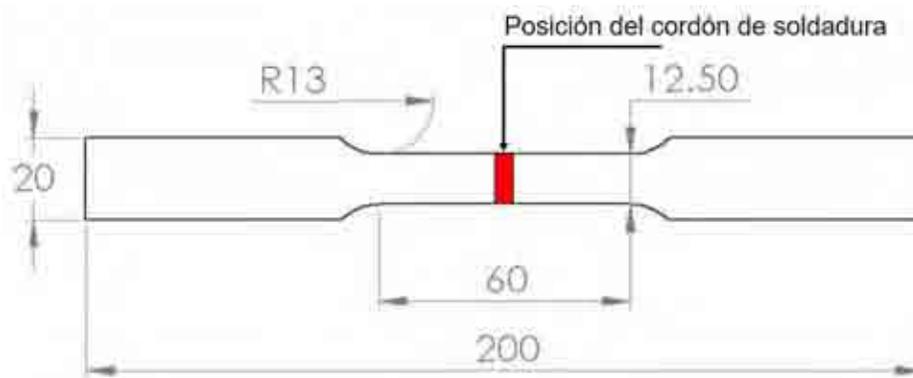


Figura 3-13 Dimensiones en milímetros (mm) de la probeta para pruebas de tensión de 20 cm para uniones soldadas de acuerdo a la norma ASTM E 8-04M

Las pruebas se realizaron utilizando una maquina universal marca SHIMADZU modelo AUTOGRAPH AG1 con capacidad de 100 kN a una velocidad de 5 mm/min. Para maquinar las probetas se utilizó una maquina electroerosionadora de hilo marca TITANIUM modelo DK-775e (Figura 3-14).



Figura 3-14 Equipo utilizado para realizar las pruebas de tensión a) electroerosionadora de hilo b) Maquina universal.

3.8.2 PRUEBA DE FORMABILIDAD POR ALTURA LÍMITE DE DOMO

Durante el proceso de conformado de las láminas de automóviles, estas se someten a diferentes modos de formabilidad, donde estarán sometidos a la interacción con los diferentes diseños de las herramientas y variables en el diseño del proceso. Por lo que el uso de este método de caracterización proveerá de información útil para corregir la falla antes de la manufactura y aplicación de los AHSS [19].

Para realizar esta prueba se utilizan dos conjuntos de láminas soldadas de acero TRIP para cada proceso (LBW, GTAW y GMAW) y el metal base, de las cuales se realizan dos especímenes de diferente geometría como se muestra en la Figura 3-15.

Donde la muestra usada en la Figura 3-15-a fue usada para inducir un patrón de deformación en la muestra tipo tensión-tensión, mientras la Figura 3-15-b ilustra la muestra utilizada para inducir un patrón de deformación tipo tensión-compresión.

En la muestra usada para tensión-tensión se utiliza lubricante con el objetivo de alcanzar un patrón de deformación cercano a un equi-biaxial, mientras la muestra para tensión-compresión fue probada en una condición libre de lubricante.

Una fuerza biaxial de altura de 37.5 kN fue usada para todas las muestras.

La altura límite del domo fue evaluada, además la localización de la fractura fue medida con respecto al polo (centro del domo o la posición más alta del domo deformado) y el perfil de la distribución de la deformación mayor y menor fue medido a lo largo de la soldadura para todos los domos deformados.

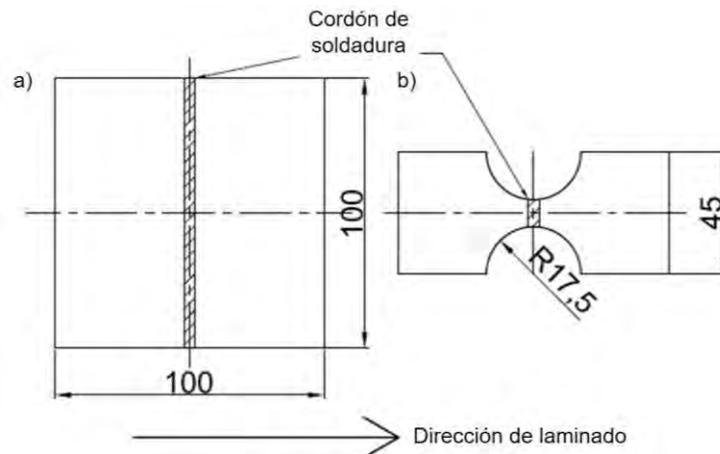


Figura 3-15 Geometría de la muestra para realizar a) prueba tensión-tensión y b) prueba tensión-compresión.

3.8.3 INDENTACIÓN INSTRUMENTAL

En esta prueba se utiliza el endurecimiento por la deformación que sufren los materiales al aplicar una carga por medio de un indentador. La técnica se utiliza comúnmente en el estudio de regiones de tamaño limitado las cuales no pueden ser extraídas y probadas por separadas mediante la prueba de tensión tales como las

regiones de la zona afectada térmicamente o regiones de la superficie sometidas a tratamientos térmicos.

Para esta prueba se utiliza un equipo para indentación Nanovea-M1 con un indentador con simetría axial con perfil de cono truncado con una punta de contacto esférica.

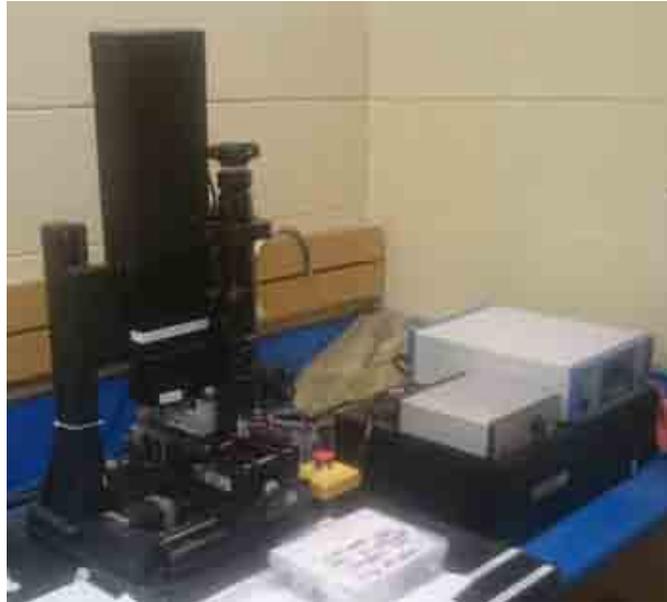


Figura 3-16 Equipo para indentación instrumental Nanovea-M1.

La altura de esta punta esférica se denomina como δ_c y esta es de $1.3 \mu\text{m}$ para el indentador con un diámetro de $100 \mu\text{m}$, como se muestra en la Figura 3-17.

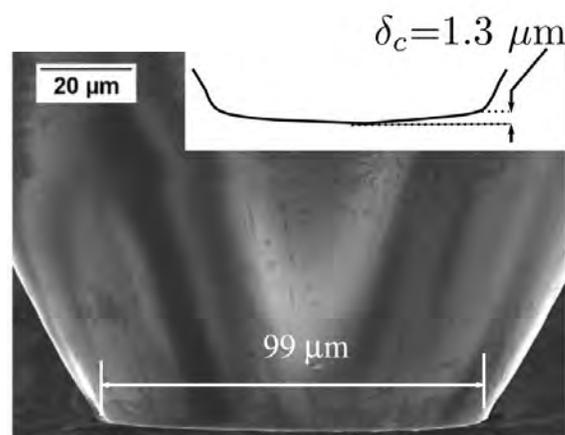


Figura 3-17 SEM del indentador de $100 \mu\text{m}$ de diámetro donde se muestra además la altura δ_c que corresponde a la fuerza a F_c [46].

Las pruebas son preparadas de acuerdo a la norma ASTM E3-11 para microscopía óptica con la superficie perpendicular a la dirección de laminado.

Calculo del esfuerzo a la fluencia.

Primera estimación

Esta se basa en la suposición de que cuando la profundidad de la penetración es δ_c , la parte esférica de la punta ha penetrado el substrato y existe un contacto completo. La fuerza F_c que corresponde a δ_c se obtiene de los valores de la curva de indentación y es usada para calcular el punto de fluencia utilizando la Ecuación 3-5 en donde a es el radio de la punta del indentador.

$$\sigma_y = \frac{1}{2.2} \frac{F_c}{\pi a^2}$$

Ecuación 3-5 Calculo de σ_y basado en la penetración F_c

Segunda estimación.

Está basada en la observación de que cuando la penetración de la indentación es mayor a δ_c , hay un punto en el proceso antes del inicio de la acumulación en donde la mayor deformación plástica es concentrada en los bordes de la indentación. Por consiguiente, en este punto, el indentador se puede tratar como un cilindro rígido indentando un medio espacio. La carga que corresponde a este punto F_s Puede ser identificada mediante la construcción de una tangente a la curva y este valor se utiliza en la Ecuación 3-6 [46].

$$\sigma_y = \frac{1}{3.28} \frac{F_s}{\pi a^2}$$

Ecuación 3-6 Calculo de YS basado en la posición de la tangente de la curva F_s

3.8.4 CORRELACIÓN DIGITAL DE IMAGEN

Esta prueba se realiza con el objetivo de realizar una observación de la distribución de la deformación durante la prueba de tensión mediante el uso de dos cámaras que comparan el movimiento relativo de un patrón de marcas puestas sobre la superficie de la longitud calibrada.

El movimiento y el estiramiento de los puntos se comparan y se cuantifica a medida que se capturan múltiples imágenes, y se utiliza un paquete de software para calibrar la óptica utilizada y calcular los desplazamientos exactos.

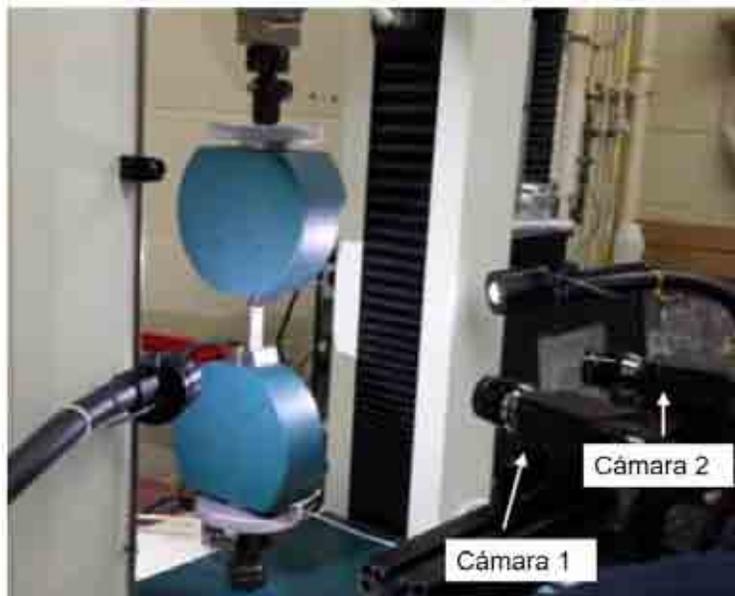


Figura 3-18 Equipo para DIC.

El ensayo se realiza únicamente en el acero Si-TRIP 780 soldado por el proceso GMAW utilizando 3 probetas de 10 cm, con las dimensiones en mm indicadas por la norma ASTM E 8-04M, las cuales son mostradas en Figura 3-19, en donde el cordón de soldadura se localiza en el centro de la longitud calibrada con posición transversal a la dirección de laminado.

La prueba se realiza a una velocidad de 1 mm/min

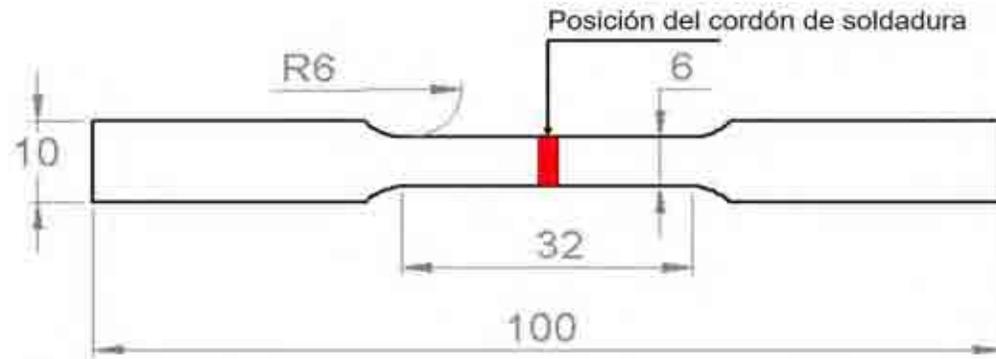


Figura 3-19 Probeta para pruebas de tensión de 10 cm para uniones soldadas de acuerdo a la norma ASTM E 8-04M, dimensiones en milímetros (mm).

3.8.5 NUCLEACIÓN DE LA FRACTURA

Para el análisis de la nucleación de la fractura se utilizan 5 probetas con las dimensiones descritas en la Figura 3-19, en donde realiza la prueba de tensión hasta la fractura de al menos 3 muestras para identificar la carga máxima. Una vez que se obtiene este valor, se prosigue a realizar otra prueba de tensión a un 95% de su capacidad de carga con el fin de producir el encuellamiento en la longitud calibrada sin llegar a la fractura.

Se secciona la muestra deformada en la región donde se presenta el encuellamiento y se prepara para su análisis metalográfico utilizando resina conductora para su montaje y Nital como agente para el ataque químico para su posterior observación mediante SEM.

4 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL Y DE FASES EN LAS SOLDADURAS DEL ACERO Si-TRIP 780

4.1.1 ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL

Debido a la diferencia del aporte térmico en los tres procesos de soldadura, diferentes dimensiones en las distintas regiones de la ZAT, así como en la ZF son generadas, los cuales se muestran en la tabla

Tabla 4-1 Dimensiones de las diferentes regiones de la ZAT y de la ZF para cada proceso de soldadura.

	Zona de fusión (mm)	Zona afectada térmicamente (mm)		
		CS	IC	SC
LBW	0.4		0.16	
GTAW	2.6	2.3	0.95	0.5
GMAW	2.6	2.3	0.75	1.5

4.1.1.1 SOLDADO POR LBW

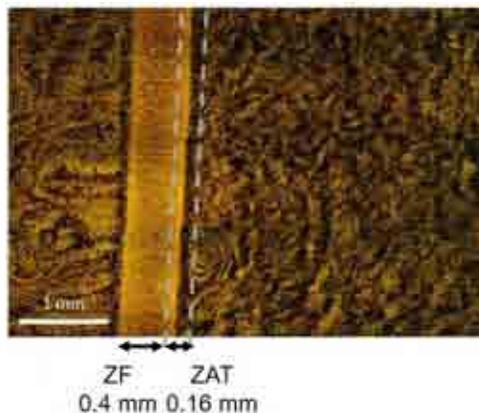


Figura 4-1 Imagen macroestructural a 50 X con vista superior del acero Si-TRIP 780 soldado por LBW.

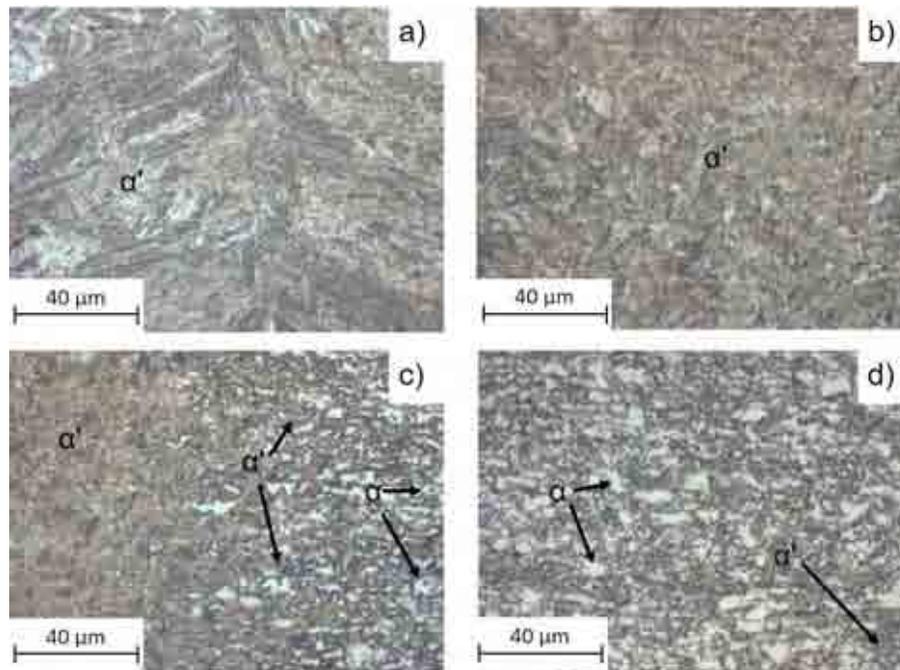


Figura 4-2 Regiones del cordón de soldadura de un acero SI-TRIP 780 soldado por el proceso LBW a) Zona de fusión b) ZAT crítica superior c) ZAT intercrítica d) ZAT subcrítica

En la Figura 4-1, se observa el reducido espesor de la soldadura por láser, en el cual la zona de fusión (ZF) es fácilmente identificable. Sin embargo, para las regiones de la zona afectada térmicamente (ZAT) no es posible hacer una identificación, debido a la alta velocidad de avance y al menor aporte térmico estrechamente localizado que generan una cordón de soldadura con un reducido espesor.

En las imágenes microestructurales de la Figura 4-2 es posible observar una microestructura completamente martensítica (α') en la ZF con un crecimiento columnar hacia el centro (Figura 4-2 a) [34] [4], esta microestructura ha sido reportada que es promovida por la presencia de elementos aleantes como el Si y el Mn los cuales son promotores de esta fase al generar una disminución en el valor de la temperatura crítica de enfriamiento [15, 47] e incrementar el valor del CE [30].

En la región crítica superior es posible observar una microestructura conformada completamente por martensita, sin embargo esta presenta un tamaño de grano menor con respecto a la ZF (Figura 4-2 b).

En la región intercrítica se observa la presencia de ferrita con un incremento conforme se acerca al MB y martensita, la cual disminuye su porcentaje al acercarse al MB (Figura 4-2 c).

En la región sub crítica (Figura 4-2 d) se observa un color en la martensita similar al del metal base, donde no es evidente la presencia de martensita revenida (MR), la cual ha sido identificada por E. Biro *et al* en esa región en un acero DP soldado por láser con emisor de diodo [11], donde la martensita de la microestructura original sufre un proceso de revenido al someterse a una temperatura menor a la crítica inferior (A_{c_1}) durante el proceso de soldadura.

1.1.1.1 SOLDADO POR GTAW

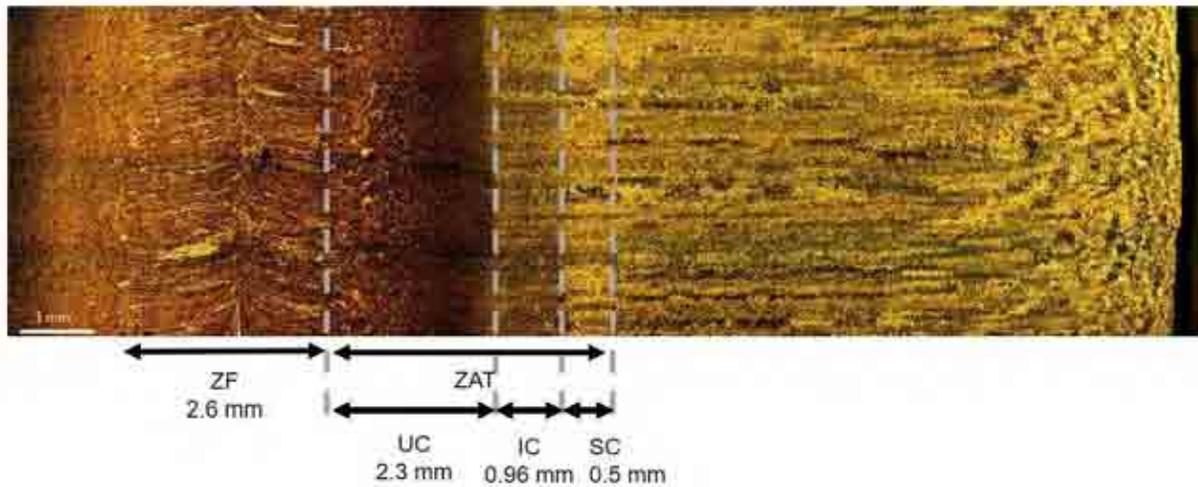


Figura 4-3 Imagen macroestructural a 50 X con vista superior del acero Si-TRIP 780 soldado por GTAW.

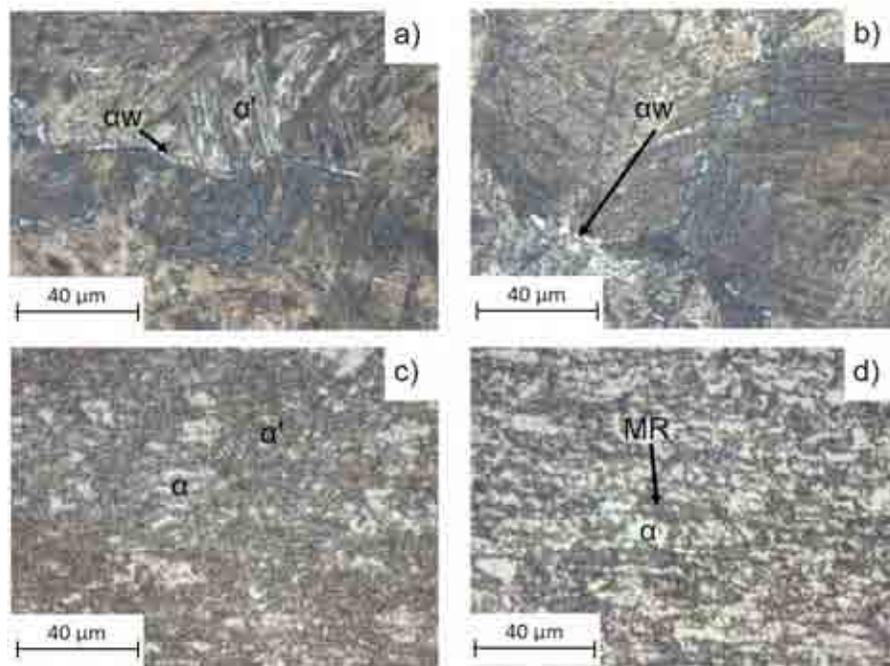


Figura 4-4 Microestructura a 500X de las regiones del cordón de soldadura de un acero SI-TRIP 780 soldado por el proceso GTAW a) Zona de fusión b) ZAT crítica superior c) ZAT intercrítica d) ZAT subcrítica

En la macroestructura de la Figura 4-3 es posible observar una Zona de fusión (ZF) de gran tamaño comparado con el proceso de soldadura laser en donde el crecimiento columnar hacia el centro es apreciable. Además, las sub-regiones de la ZAT son

fácilmente identificables, esto debido al mayor aporte térmico y menor velocidad de avance, lo que genera un tamaño de la ZF y de la ZAT más significativo.

En la microestructura de la Figura 4-4 a) podemos observar una ZF con un grano martensítico de mayor tamaño (α') con la presencia de ferrita widmanstätten (α_W) en los bordes de grano, esto se debe a que debido al mayor aporte térmico generado en los procesos de soldadura por arco, se promueve el crecimiento del grano austenítico (γ), el cual consecuentemente se transforma en martensita con un tamaño de grano mayor al producido por láser, además este alto aporte térmico presenta una menor velocidad de enfriamiento, lo cual permite cierta difusión de carbono desde los bordes del grano austenítico, promoviendo la formación de ferrita widmanstätten (α_W).

En la región crítica superior (Figura 4-4 b) se puede observar un grano martensítico grueso con un borde de grano de ferrita widmanstätten, mientras en la región intercrítica (Figura 4-4 c) el aumento en la fracción martensítica es notorio.

Finalmente en la región sub crítica se observa una microestructura similar al metal base, con un mayor crecimiento de la martensita generado por la presencia de carburos (Fe_3C), los cuales se presentan en los bordes de las islas de martensita como efecto del revenido (Figura 4-4 d).

1.1.1.2 SOLDADO POR GMAW.

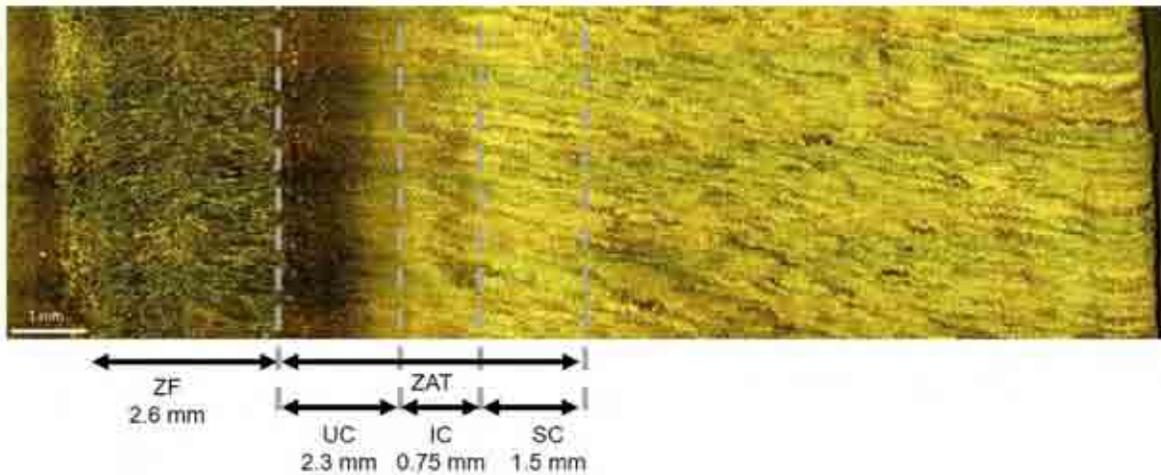


Figura 4-5 Imagen Macroestructura a 50 X con vista superior del acero Si-TRIP 780 soldado por GMAW.

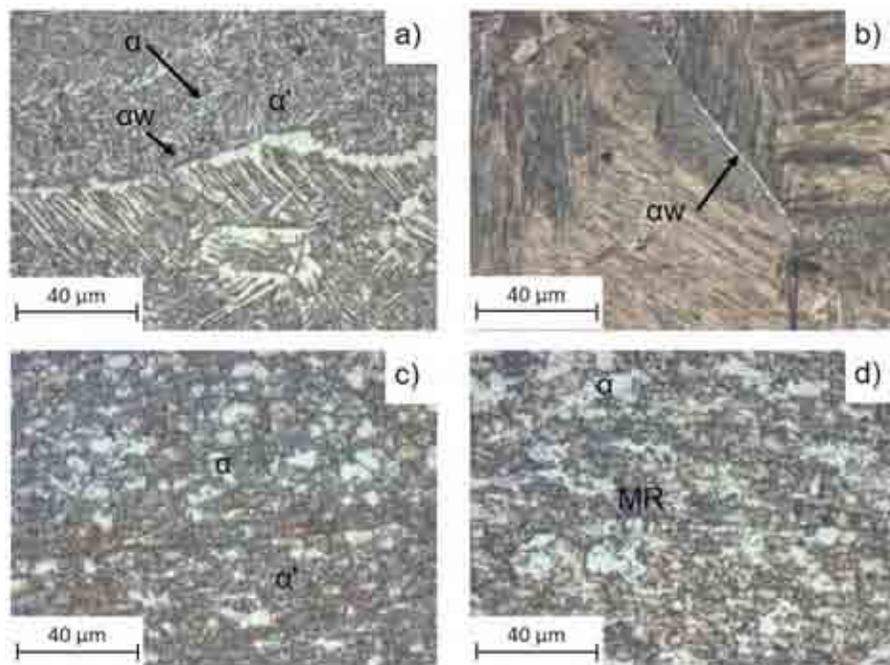


Figura 4-6 Microestructura a 500X de las regiones del cordón de soldadura de un acero SI-TRIP 780 soldado por el proceso GMAW a) Zona de fusión b) ZAT crítica superior c) ZAT intercrítica d) ZAT subcrítica

En la macroestructura de la Figura 4-5 se presenta una ZF con crecimiento columnar al centro, mientras en la ZAT se observa una la región subcrítica de una mayor dimensión a la del proceso GTAW.

Mediante las micrografías, se observa que el alto aporte térmico de este proceso promueve la formación de fases suaves en la ZF como la ferrita (α) y ferrita widmanstatten (α_w) de borde de grano las cuales constituyen el mayor porcentual de la microestructura, además de la presencia de martensita (α') (Figura 4-6 a).

En la región crítica superior se observan granos martensíticos con una mayor dimensión que la presentada en la ZAT-CS del Si-TRIP 780 soldado por GTAW, donde además existe la presencia de un borde de grano de ferrita widmanstatten (Figura 4-6 b).

De la misma manera en la región intercrítica se observa un aumento de la fase martensítica con respecto al metal (Figura 4-6 c).

El mayor oscurecimiento de la ZAT-SC con respecto al metal base y a los anteriores procesos indica la presencia de carburos (Fe_3C) de mayor tamaño y cantidad debido a un mayor revenido de la martensita producto de un mayor aporte térmico (Figura 4-6 d) [5].

4.1.2 ANÁLISIS DE FASES

1.1.1.3 DIFRACCIÓN DEL PROCESO LBW

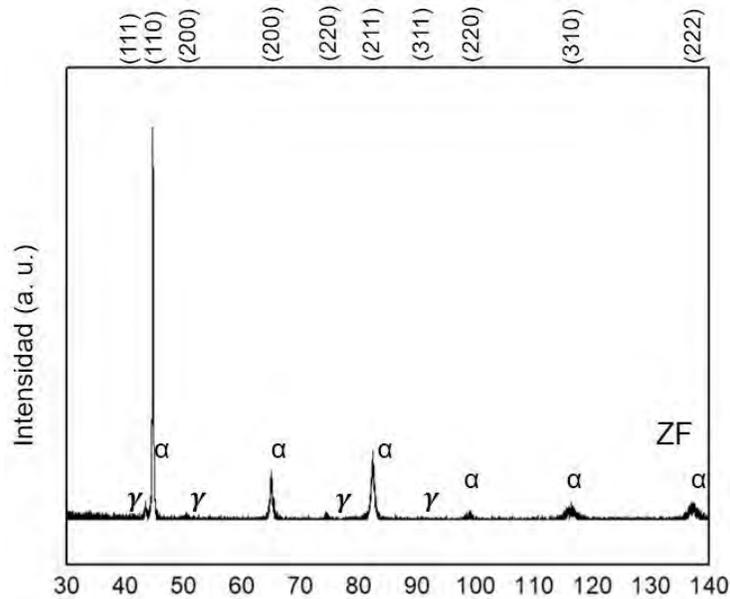


Figura 4-7 Patrón de difracción del acero Si-TRIP 780 soldado por el proceso de LBW:

1.1.1.4 DIFRACCIÓN DEL PROCESO GTAW

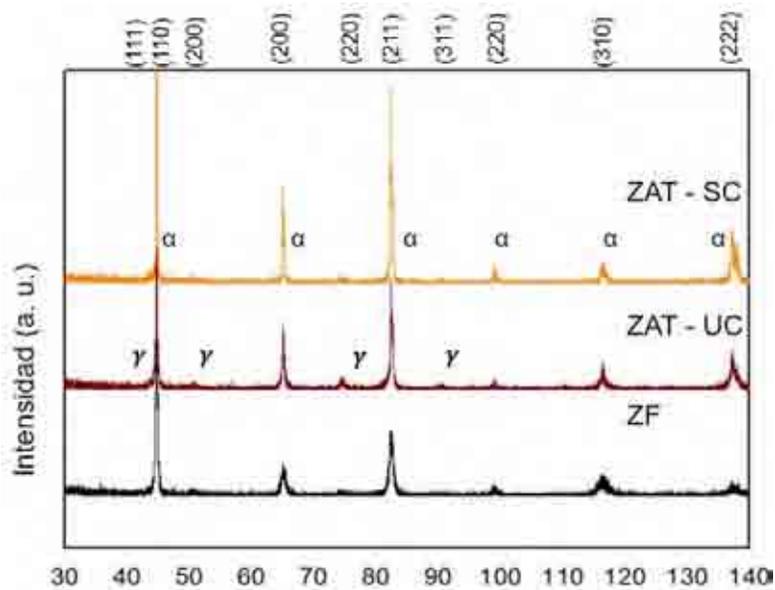


Figura 4-8 Patrón de difracción de la Zona de Fusión y de las regiones de la ZAT en un acero Si-TRIP 780 soldado por el proceso de GTAW.

1.1.1.5 DIFRACCIÓN DEL PROCESO GMAW

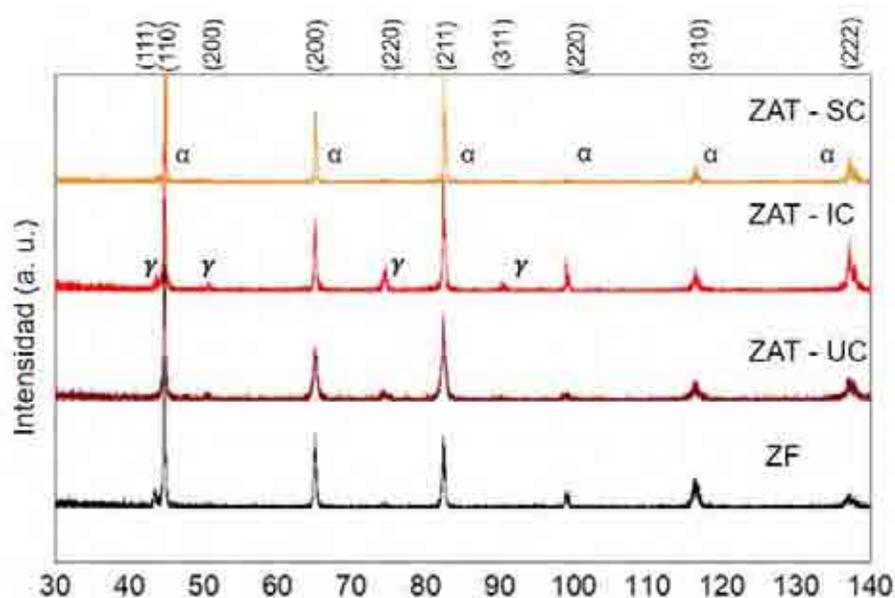


Figura 4-9 Patrón de difracción de la Zona de Fusión y de las regiones de la ZAT en un acero Si-TRIP 780 soldado por el proceso de GMAW.

Se observa la presencia de austenita (γ) en casi todas las regiones de la soldaduras realizadas por los tres procesos sobre un acero Si-TRIP 780, a excepción de la ZAT-SC del proceso GMAW ya que su menor velocidad de enfriamiento da tiempo suficiente para que esta fase se disuelva en los carburos (Fe_3C) de la martensita revenida (MR) y en la ferrita (α) [49].

La presencia de la austenita en la ZF ha sido identificada en otros estudios dentro de los listones de martensita (α') (Interlath austenite) promovida por la presencia de elementos aleantes como Mn y Si, los cuales además de ser añadidos para incrementar la endurecibilidad al propiciar la formación martensítica, son fuertes estabilizadores de la fase austenítica al promover su enriquecimiento con carbón (C) haciéndola estable a temperatura ambiente [21]. Es importante mencionar la presencia de estos elementos en el material de aporte del electrodo ER70S-6 utilizado en el proceso GMAW (1.4-1.85 % de Mn y 0.8-1.15 de Si), reforzando así la presencia de esta fase en la ZF.

Por otro lado, los picos de difracción de la martensita y los de la ferrita se traslapan, por lo que es difícil distinguir entre estos dos en los patrones de difracción.

4.1.3 MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO

En este análisis se estudia la estructura de la martensita revenida para los 3 diferentes procesos de soldadura en la región subcrítica el metal base.

La martensita revenida se caracteriza por tener una apariencia rota con una recuperación incompleta es decir, una pequeña disminución en la densidad de dislocaciones y la presencia de carburos de cementita en los bordes de grano rodeada de una matriz ferrítica [11]

De igual manera la tasa de crecimiento de las partículas de cementita está relacionada con la riqueza en composición química de la aleación, en donde elementos aleantes como Mn y Si demeritan la difusión del carbón disminuyendo la tasa de nucleación y crecimiento, generando partículas más finas conforme aumenta la presencia de estos elementos [19].

Sin embargo, al incrementar el tiempo de permanencia dentro de la zona SC, se demerita el efecto de estos elementos sobre la nucleación de carburos, volviendo esta zona más frágil mientras más aporte térmico tenga el proceso ya que permite una mayor nucleación de estas fases, presentando un revenido más severo [16].

1.1.1.6 MICROESTRUCTURA DEL ACERO Si-TRIP 780

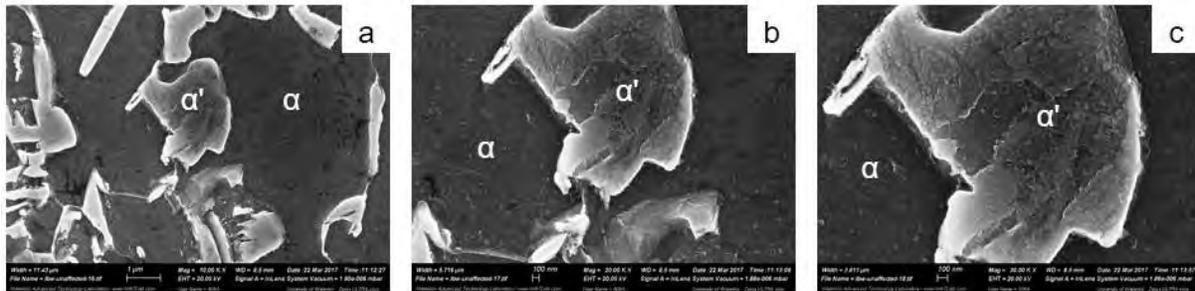


Figura 4-10 Microestructura mediante SEM del acero Si-TRIP 780 MB mostrando la presencia de martensita no afectada (α') en una matriz ferrítica (α) donde a y están a 10 000 X, b y se presentan a 20 000 X y c y se presentan con un aumento de 30 000 X.

1.1.1.7 MICROESTRUCTURA DEL ACERO Si-TRIP 780 SOLDADO POR LBW

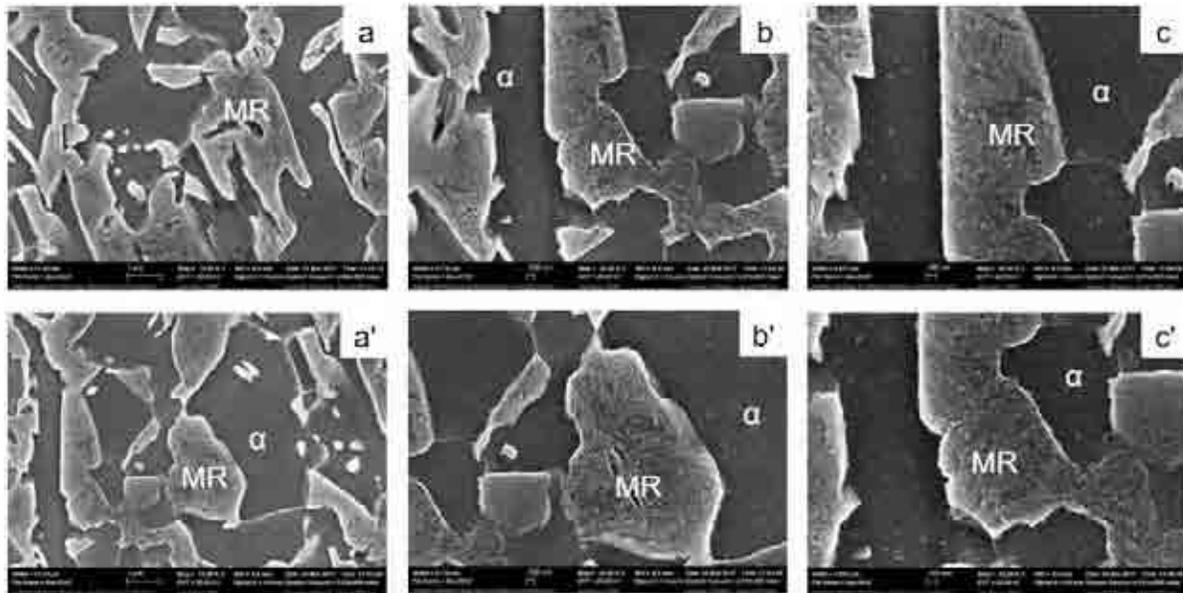


Figura 4-11 Microestructura mediante SEM de la ZAT-SC del acero Si-TRIP 780 soldado por LBW mostrando la presencia de martensita revenida (MR) en una matriz ferrítica (α) donde a y a' representan un aumento 10 000 X para dos zonas diferentes dentro de la región SC, mientras b y b' representan uno a 20 000 X y c y c' de 30 000 X.

1.1.1.8 MICROESTRUCTURA DEL ACERO Si-TRIP 780 SOLDADO POR GTAW

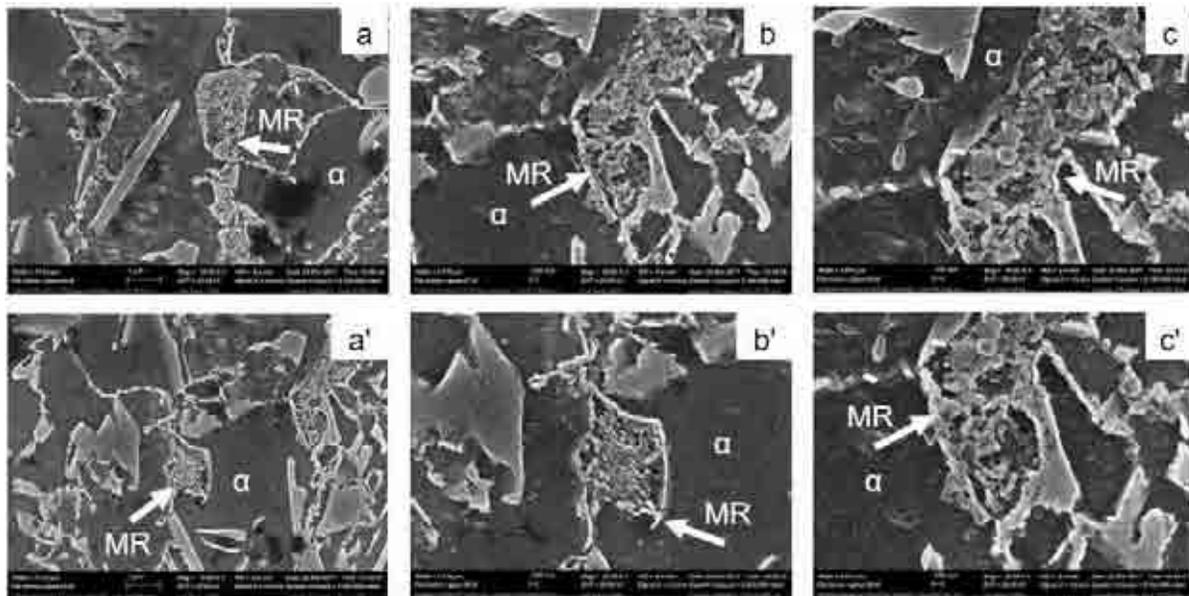


Figura 4-12 Microestructura mediante SEM de la ZAT-SC del acero Si-TRIP 780 soldado por GTAW mostrando la presencia de martensita revenida (MR) en una matriz ferrítica (α) donde a y a' representan un aumento 10 000 X para dos zonas diferentes dentro de la región SC, mientras b y b' representan uno a 20 000 X y c y c' de 30 000 X.

1.1.1.9 MICROESTRUCTURA DEL ACERO Si-TRIP 780 SOLDADO POR GMAW

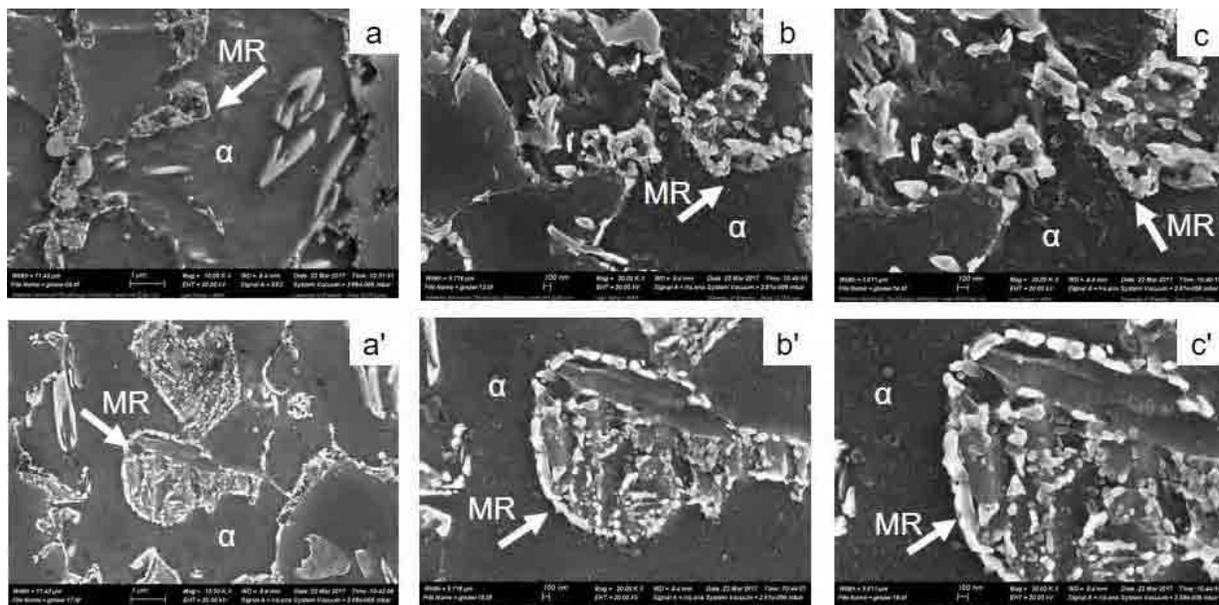


Figura 4-13 Microestructura mediante SEM de la ZAT-SC del acero Si-TRIP 780 soldado por GMAW mostrando la presencia de martensita revenida (MR) en una matriz ferrítica (α) donde a y a' representan un aumento 10 000 X para dos zonas diferentes dentro de la región SC, mientras b y b' representan uno a 20 000 X y c y c' de 30 000 X.

Para los 3 procesos de soldadura, el tamaño de los carburos de cementita (Fe_3C) difiere, al ser estos de mayor tamaño para el proceso GMAW, de menor tamaño para el proceso GTAW y prácticamente inexistentes en el proceso LBW, esto se debe a que al incrementar la velocidad de calentamiento resulta en un mayor refinamiento de las partículas de cementita, lo cual está relacionado al incremento de la temperatura requerida para la precipitación de la cementita y a la alta nucleación de la cementita durante el calentamiento rápido. Además, hay un retraso en el comienzo de la esferoidización de la cementita a $600^{\circ}C$ durante un calentamiento no isotérmico como el generado durante el proceso de soldadura.

Estudios anteriores han demostrado que el mecanismo mediante el cual se produce el crecimiento de los carburos es la difusión del carbono que se da a través de las dislocaciones hacia otros defectos de red como bordes de grano, o bordes internos de la martensita. Además se define la morfología de la cementita formada por un tratamiento no isotérmico como en forma de plato, similar al observado en la microestructura del presente trabajo.

Es posible observar un mayor tamaño de los carburos que se encuentran en el borde del grano en comparación con los del interior, debido a que en esta región la tasa de crecimiento es mayor ya que estas partículas tienen a crecer a expensas de las más pequeñas las cuales actúan como fuentes de carbono [20].

El proceso de revenido se describe a continuación.

El revenido de la martensita depende del tiempo y de la temperatura de exposición térmica. Para exposiciones térmicas transitorias de forma similar pero con diferente pico de temperatura, la extensión del revenido variará de acuerdo con la temperatura máxima alcanzada por el material.

El revenido de la martensita ocurre a temperaturas debajo de la crítica inferior (A_{c1}) siendo esto la principal razón para el reblandecimiento en los aceros martensíticos. El

grado o severidad del revenido está relacionado con la temperatura máxima alcanzada, el tiempo en el que el material es sometido a esta temperatura y el grado de aleación del metal base [16].

El revenido de la martensita es desarrollado en una serie de etapas hasta la temperatura A_{c1} y consta de:

1. 250 °C
 - Segregación de Carbón.
 - Precipitación de Carburos de transición (Carburos- ϵ -- $Fe_{2.4}C$)
2. 200 - 300 °C
 - Descomposición de la austenita retenida para formar α y $Fe_{2.4}C$ (Cementita)
 - El reemplazamiento de los carburos- ϵ por cementita.
3. 250 °C
 - El engrosamiento de la cementita o su disolución en carburos de aleación más estables.
4. >600 °C
 - Recuperación o recristalización de la martensita [20]

Este reblandecimiento es influenciado por muchos factores, siendo uno de ellos a través del porcentaje en volumen de la martensita en el MB, donde al aumentar la presencia de esta fase aumentará el grado de reblandecimiento [5], el incremento en aporte térmico y el incremento del CE.

La característica de la estructura del revenido está en función de la estructura martensítica anterior y la composición química, lo que a su vez influencia la extensión del reblandecimiento cuando el tamaño de la martensita y el grado de reblandecimiento variará con la composición química, lo que a su vez controlará la tasa de crecimiento de la cementita mediante la restricción de la difusión del carbón, reduciendo así el engrosamiento de la cementita donde el Cr y el Mn juegan el papel más importante, ya

que producen una restricción en la difusión del carbono incluso a altas temperaturas (Ej. 650°C) [21].

4.2 DISTRIBUCIÓN DE LA DUREZA A LO LARGO DE LA REGIÓN SOLDADA

4.2.1 SOLDADO MEDIANTE LBW.

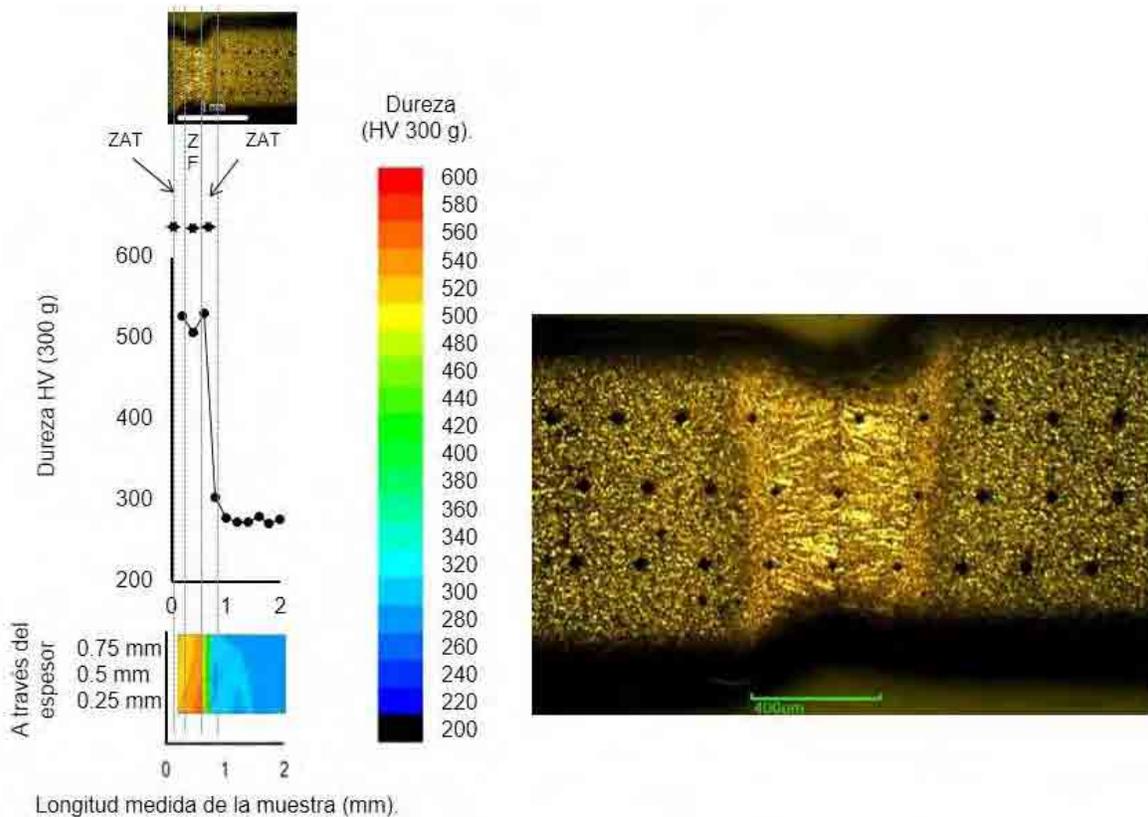


Figura 4-14 Perfil y mapeo realizado mediante el uso del software Origin Pro 8.5 de la microdureza en un acero Si-TRIP780 soldado mediante el proceso LBW.

4.2.2 SOLDADO MEDIANTE GTAW

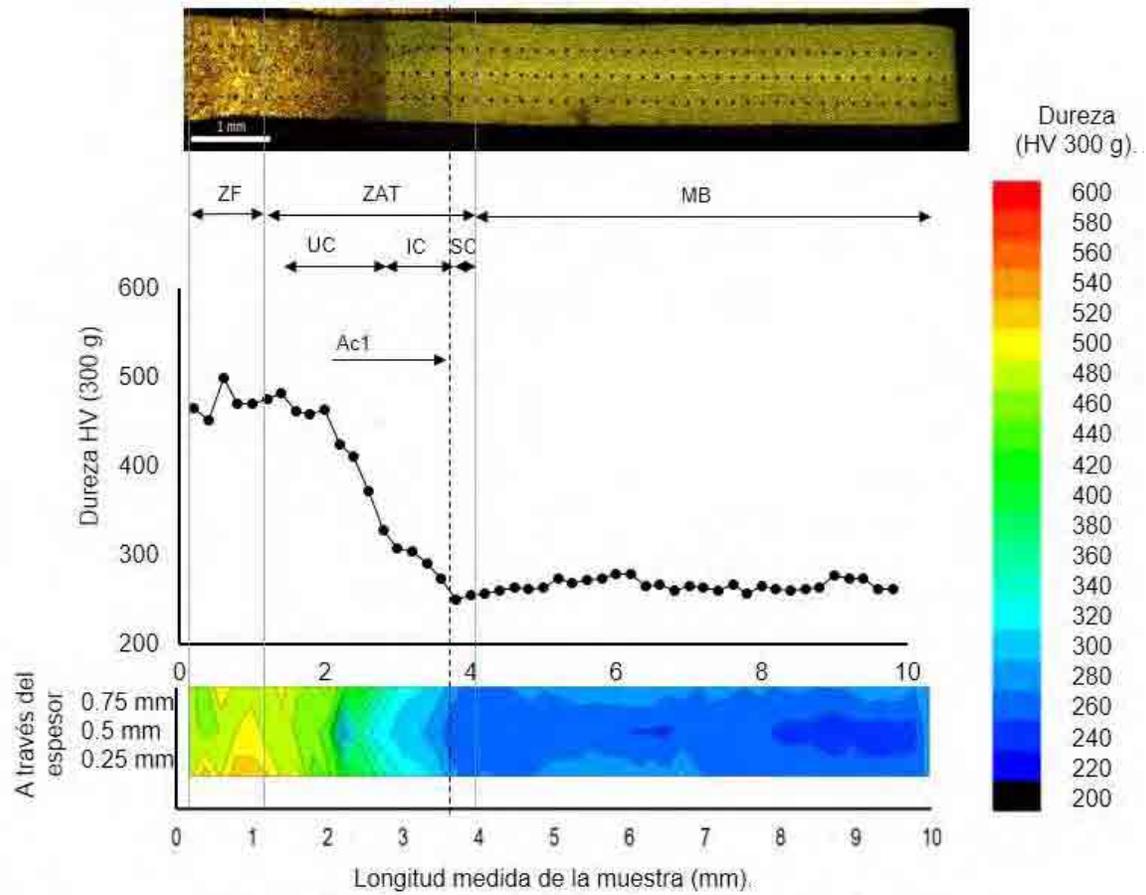


Figura 4-15 Perfil y mapeo realizado mediante el uso del software Origin Pro 8.5 de la microdureza en un acero Si-TRIP780 soldado mediante el proceso GTAW.

4.2.4 SOLDADO MEDIANTE GMAW

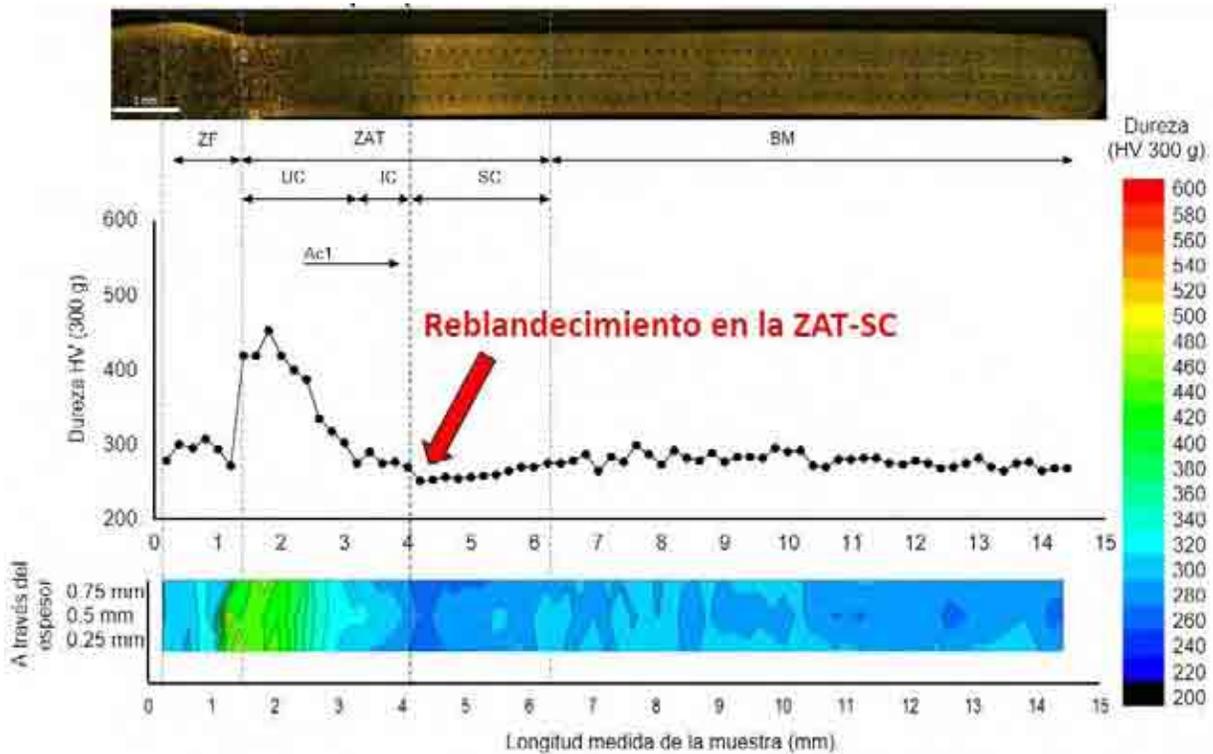


Figura 4-16 Perfil y mapeo realizado mediante el uso del software Origin Pro 8.5 de la microdureza en un acero Si-TRIP780 soldado mediante el proceso GMAW.

Se observa un estrecho tamaño de la franja de la soldadura por LBW con una alta dureza en tanto en la ZF como en la ZAT debido a la presencia de la fase martensítica (α'), en donde la mayor dureza de la ZAT con respecto a la ZF está relacionada a un menor tamaño de grano del primero (Figura 4-14) [4] [36].

Esto es comparable a los resultados obtenidos por S.S. Nayak *et al* quien encontró una relación en la dureza de la ZF con el contenido de la aleación, en donde una aleación rica en Si produce una ZF martensítica mientras una rica en Al produce una alta presencia de ferrita (α) presentando una dureza mucho menor [21].

Se presenta una disminución en la dureza en la ZF de los procesos de soldadura por arco con respecto a la soldadura laser, el proceso GTAW presenta una gran diferencia con respecto al proceso GMAW, debido a que su microestructura en esta región es altamente martensítica, con una baja presencia de ferrita widmanstatten (α_w) (Figura

4-15). Mientras la alta presencia de ferrita y ferrita widmanstatten en la ZF del proceso GMAW propicia la menor dureza observada en esta región comparada con los otros dos procesos.

Es posible observar una ZAT de mayor tamaño para los procesos de soldadura por arco, en donde esta presenta una alta dureza en la ZAT-CS debido a la presencia de los granos martensíticos. Seguido a esto una disminución constante en dureza conforme se acerca al MB hasta alcanzar la ZAT-SC es observada debido a una disminución paulatina de martensita, y un incremento en la presencia de ferrita,

Una zona de reblandecimiento es identificada en la ZAT-SC por efecto del revenido de la martensita [2].

Este reblandecimiento tiene un mayor reblandecimiento en la ZAT-SC de la soldadura por GMAW, debido a la presencia de la martensita con un mayor grado de descomposición (Figura 4-16) con una mayor dimensionalidad promovida por el alto aporte térmico.

4.3 ANÁLISIS DE INDENTACIÓN INSTRUMENTAL

Esta es realizada sobre la ZAT-SC del acero Si-TRIP sometido a los 3 procesos de soldadura (LBW, GTAW y GMAW), ya que es en esta región donde se observa un reblandecimiento producto del revenido de la martensita.

4.3.1 CURVA DE INDENTACIÓN DEL ACERO SI-TRIP 780 SOLDADO POR LBW.



Figura 4-17 Indentaciones sobre la ZAT-SC de un acero Si-TRIP 780 soldado por LBW

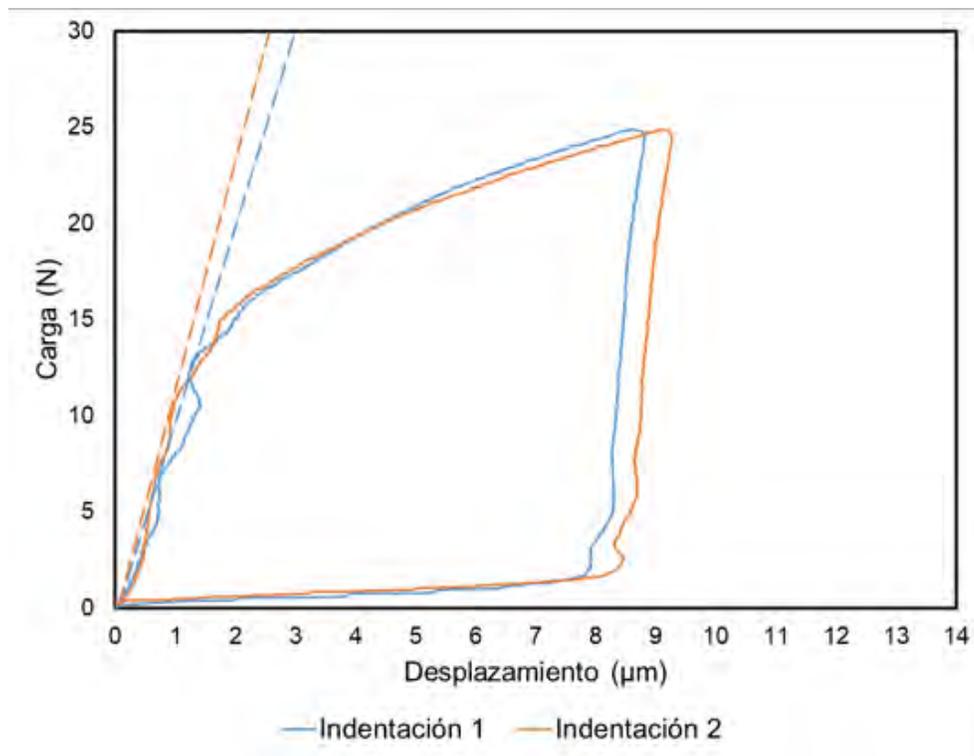


Figura 4-18 Grafica de indentación instrumental sobre la región subcritica de un acero Si-TRIP 780 soldado por LBW.

Tabla 4-2 Resultados de prueba de indentación instrumentada usando ambos criterios para la estimación de YS en la ZAT-SC de acero Si-TRIP 780 soldado por LBW.

YS (MPa)		
No. Indentación	Primera estimación	Segunda estimación
1	704	494
2	579	418

La deformación de la gráfica durante los primeros 15 N de carga, se genera debido a un fenómeno conocido como efecto “Pop-in” el cual ha sido anteriormente encontrado en pruebas de nanodureza llamado y es identificado como un salto repentino o abrupto en el desplazamiento del indentador asociado con la nucleación a gran escala de las dislocaciones al comienzo de la deformación plástica y es una función de la densidad de las dislocaciones pre-existentes [11], esto debido a que la ZAT-SC se encuentra demasiado cerca de la ZAT, la cual presenta una mayor dureza ya que generalmente es la más afectada por los altos esfuerzos residuales, especialmente cuando se presentan altas velocidades de enfriamiento como los generados por el proceso de soldadura laser [34].

4.3.2 CURVA DE INDENTACIÓN DEL ACERO SI-TRIP 780 SOLDADO POR GTAW



Figura 4-19 Indentaciones sobre la ZAT-SC de un acero Si-TRIP 780 soldado por GTAW.

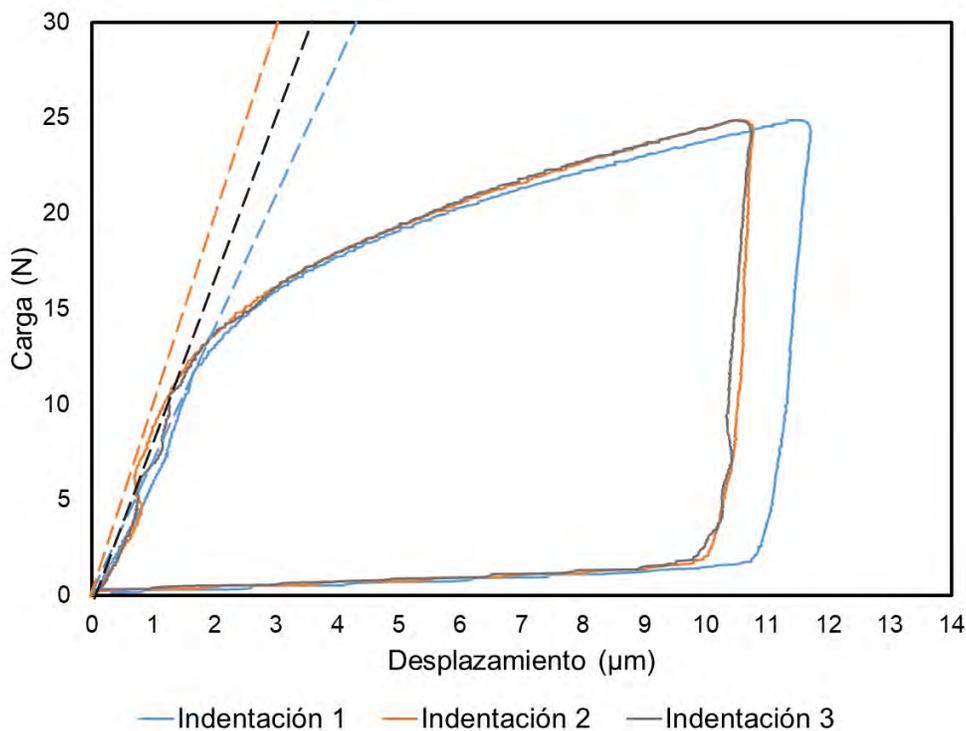


Figura 4-20 Grafica de indentación instrumental sobre la región subcritica de un acero Si-TRIP 780 soldado por GTAW.

Tabla 4-3 Resultados de prueba de indentación instrumentada usando ambos criterios para la estimación de YS en la ZAT-SC de acero Si-TRIP 780 soldado por GTAW.

No. Indentación	YS (MPa)	
	Primera estimación	Segunda estimación
1	456	449
2	598	352
3	550	386

CURVA DE INDENTACIÓN DEL ACERO SI-TRIP 780 SOLDADO POR GMAW.



Figura 4-21 Indentaciones sobre la ZAT-SC de un acero Si-TRIP 780 soldado por GMAW.

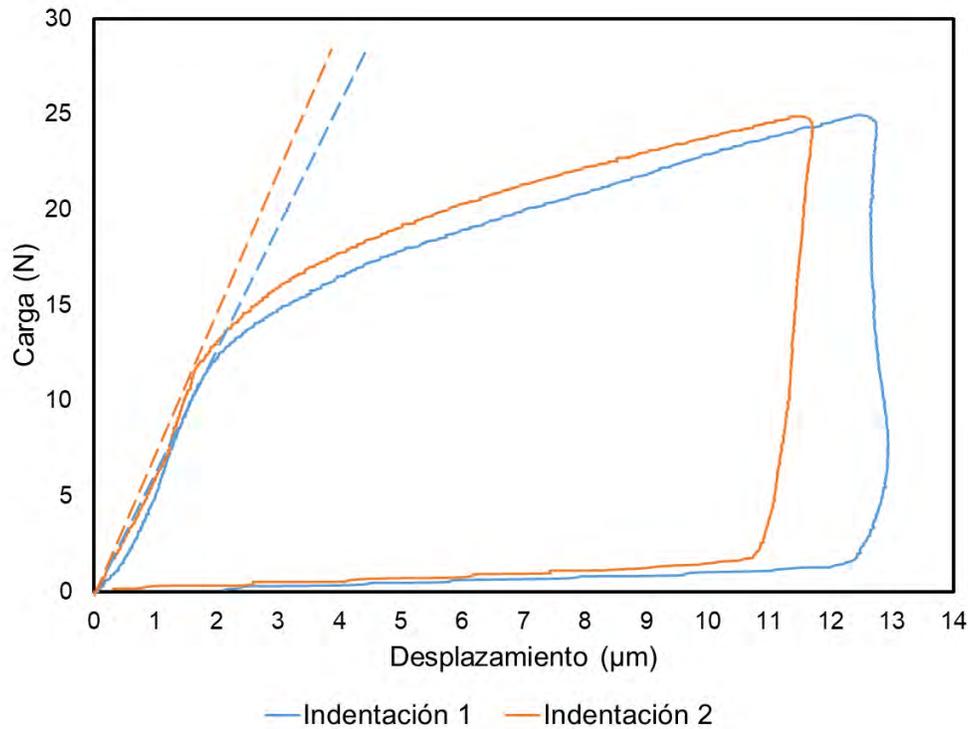


Figura 4-22 Grafica de indentación instrumental sobre la región subcritica de un acero Si-TRIP 780 soldado por GMAW.

Tabla 4-4 Resultados de prueba de indentación instrumentada usando ambos criterios para la estimación de YS en la ZAT-SC de acero Si-TRIP 780 soldado por GMAW

No. Indentación	YS (MPa)	
	Primera estimación	Segunda estimación
1	444	417
2	404	451

De estos resultados podemos observar como el mayor grado de reblandecimiento ocurrirá cerca de la línea Ac_1 , identificada de forma experimental mediante microscopía óptica (Figura 4-19 y Figura 4-21), cerca de esta región los carburos presentes en la martensita revenida presentarán un tamaño volumétrico mayor, y este irá disminuyendo

conforme se aleje de la línea A_{c1} hacia el metal base, ya que habrá una disminución en el aporte térmico y el tiempo de exposición de la martensita.

Esto se debe a que cuando el material es revenido por periodos de tiempo más cortos, la martensita se descompone parcialmente, y su transformación progresa conforme el tiempo en el cual la soldadura es sostenida a una temperatura de revenido. Finalmente, después de que las partículas de carburos son formadas, estas crecen con el aumento del tiempo de revenido hasta que la martensita es completamente descompuesta [10], lo cual sucede directamente después de la línea de temperatura A_{c1} .

4.3.3 RESULTADOS COMPARATIVOS

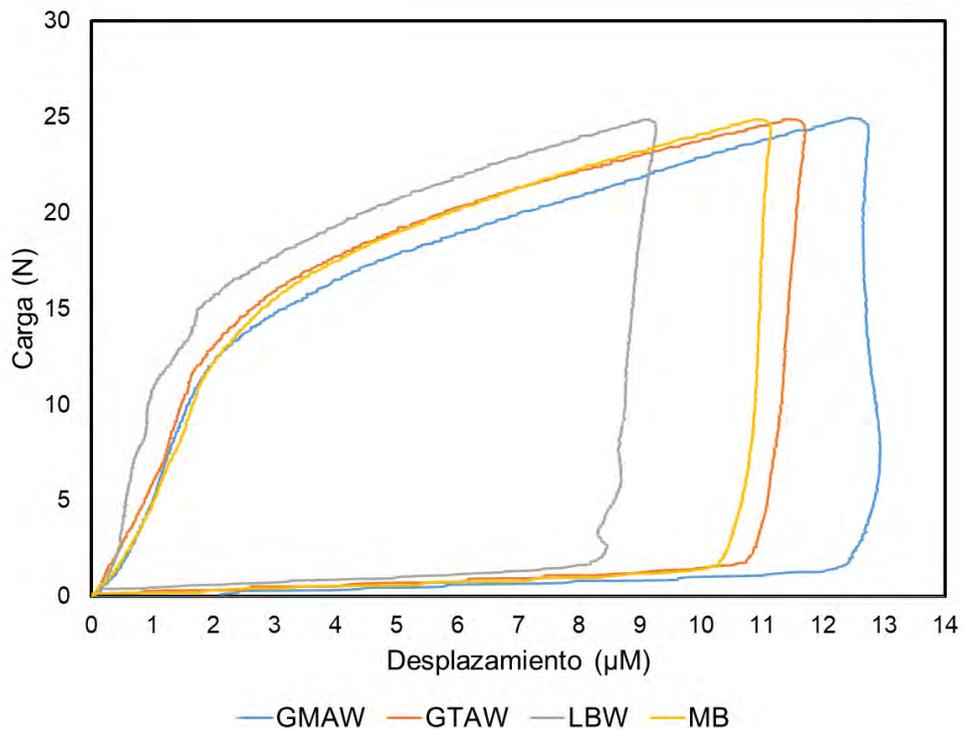


Figura 4-23 Curvas de indentación para cada proceso de soldadura.

Tabla 4-5 Resultados de prueba de indentación instrumentada usando ambos criterios para la estimación de YS en la ZAT-SC de acero Si-TRIP 780 soldado por LBW, GTAW, GMAW y el MB.

YS (MPa)		
Proceso	Primera estimación	Segunda estimación
MB	402	456
LBW	704	494
GTAW	456	449
GMAW	404	451

En la Figura 4-23 se observa un mayor reblandecimiento en la ZAT-SC de los procesos de soldadura por arco, donde el grado de reblandecimiento aumenta al aumentar la aportación térmica. En el proceso GMAW presenta un mayor reblandecimiento como producto de su martensita mas descompuesta, comparado con el proceso GTAW, mientras para la curva de indentación obtenida en el proceso de soldadura laser, se observa una menor penetración del indentador debido a que no es posible identificar la región de reblandecimiento y el estrecho tamaño de la ZAT de alta dureza.

4.4 RESISTENCIA A LA TENSION UNIAXIAL

4.4.1 UNION SOLDADA POR LBW

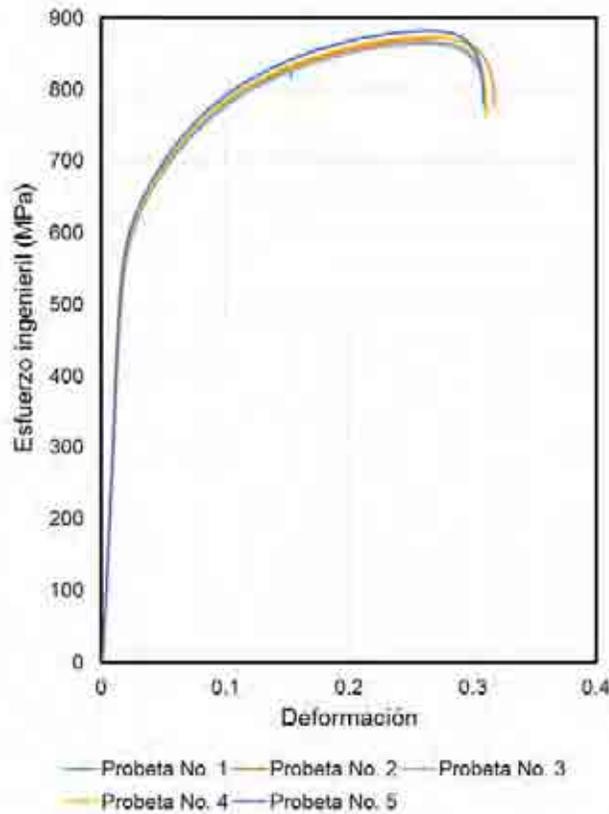


Figura 4-24 Grafica Esfuerzo (σ) - Deformación (ϵ) para un acero Si-TRIP780 soldado mediante LBW.

Tabla 4-6 Valores de las propiedades mecánicas de un acero TRIP 780 soldado mediante el proceso LBW.

No. De probeta	YS (MPa)	UTS (MPa)	Deformación máxima (%)	Esfuerzo a la fractura (MPa)	n	k
1	550	835	31	751	0.28	1892
2	555	841	32	747	0.28	1954
3	531	833	31	736	0.27	1909
4	541	843	31	735	0.28	1946
5	548	851	31	750	0.28	1936
Promedio	545	840	31	744	0.28	1926

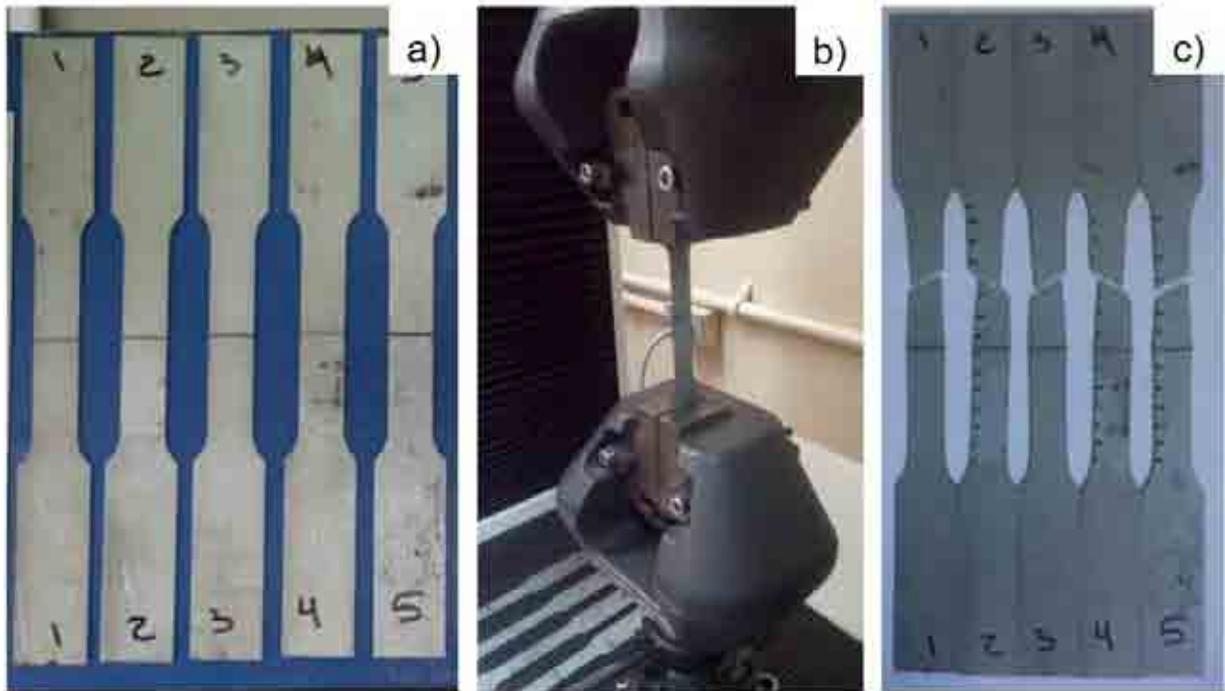


Figura 4-25 Desarrollo de prueba de tensión en acero Si-TRIP 780 soldado mediante el proceso LBW donde: a) Probetas sin tensionar b) desarrollo de la prueba de tensión c) probetas después de la prueba de tensión donde se muestra la localización de la fractura en el metal base.

4.4.2 UNION SOLDADA POR GTAW

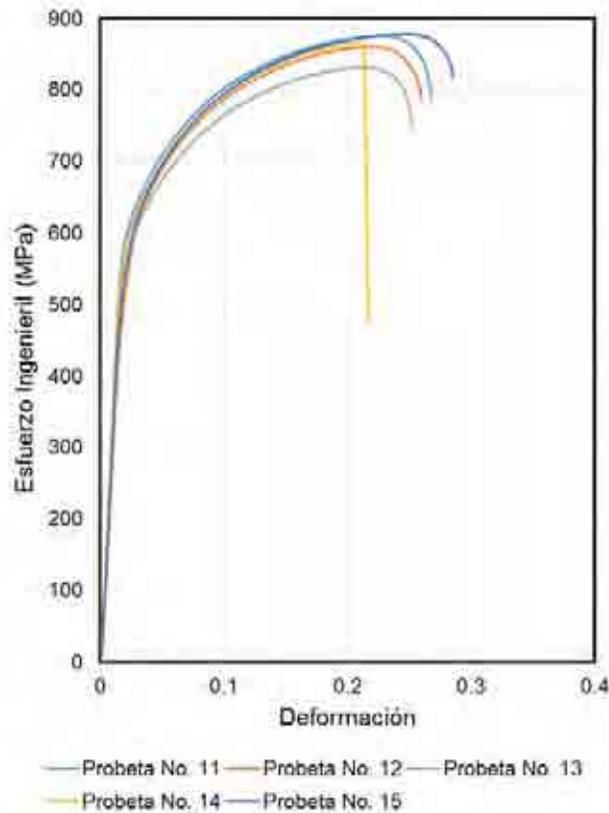


Figura 4-26 Grafica Esfuerzo (σ) - Deformación (ϵ) para un acero Si-TRIP780 soldado mediante GTAW.

Tabla 4-7 Valores de las propiedades mecánicas de un acero Si-TRIP 780 soldado mediante el proceso GTAW.

No. De probeta	YS (MPa)	UTS (MPa)	Máxima deformación (%)	Esfuerzo a la fractura (MPa)	n	k
11	572	876	27	788	0.26	1632
12	572	861	26	787	0.27	1532
13	552	832	25	749	0.26	1522
14	557	867	22	779	0.27	1610
15	567	879	28	817	0.27	1608
<i>Promedio</i>	<i>564</i>	<i>863</i>	<i>26</i>	<i>784</i>	<i>0.27</i>	<i>1581</i>

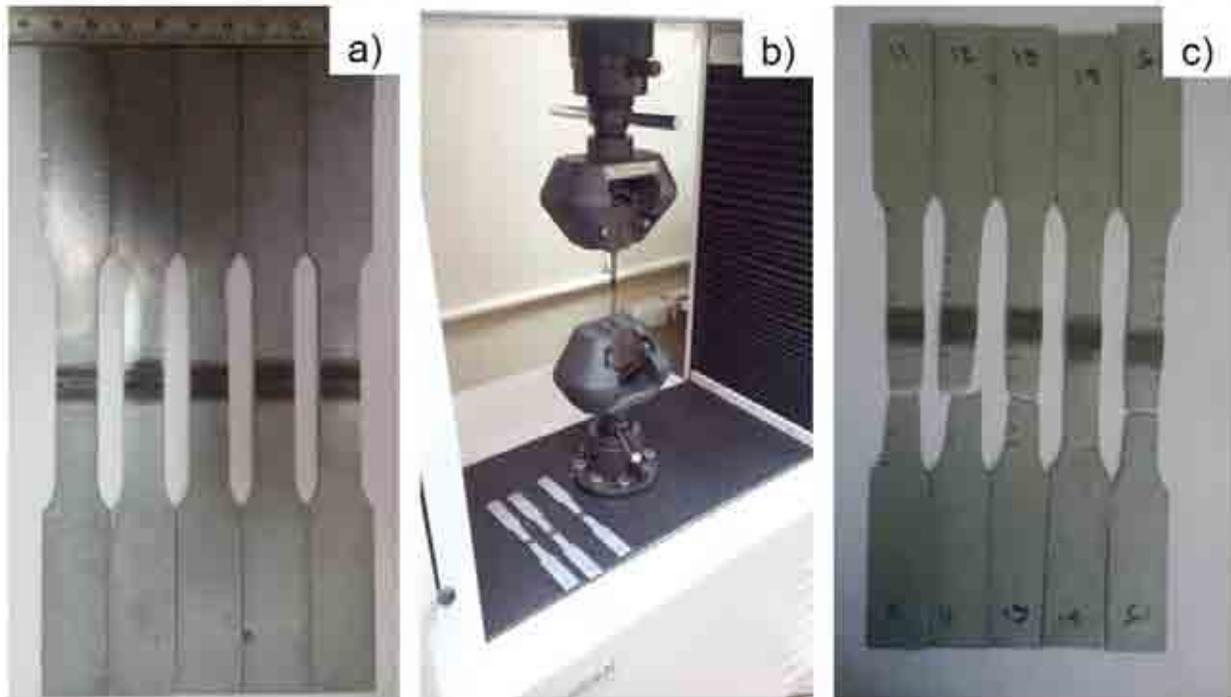


Figura 4-27 Desarrollo de prueba de tensión en acero Si-TRIP 780 soldado mediante el proceso GTAW donde: a) Probetas sin tensionar b) desarrollo de la prueba de tensión c) probetas después de la prueba de tensión donde se muestra la localización de la fractura en el metal base.

4.4.3 UNION SOLDADA POR GMAW

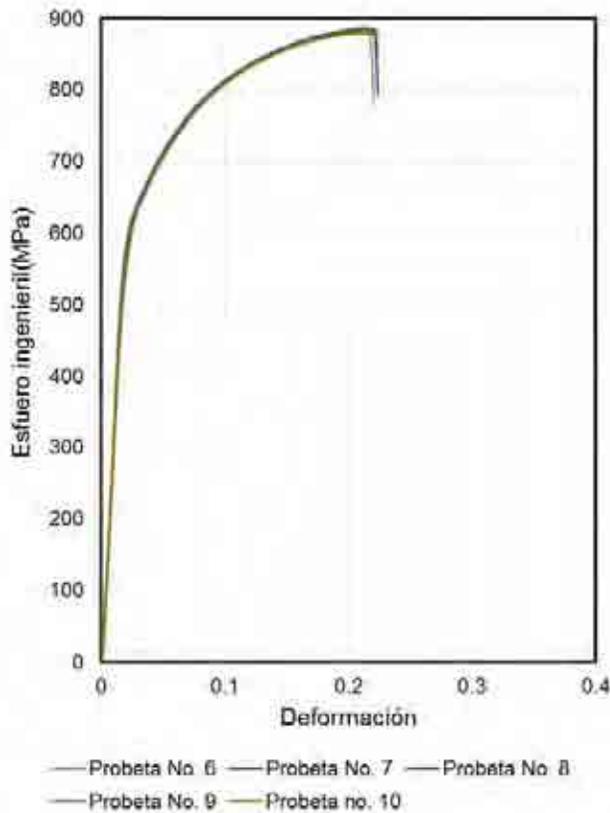


Figura 4-28 Grafica Esfuerzo-Deformación para un acero TRIP 780 soldado por el proceso GMAW.

Tabla 4-8 Valores de las propiedades mecánicas de un acero Si-TRIP 780 soldado mediante GMAW.

No. De probeta	YS (MPa)	UTS (MPa)	Deformación máxima (%)	Esfuerzo a la fractura MPa	n	k
6	542	855	22	765	0.26	1632
7	579	852	22	756	0.27	1532
8	517	852	23	754	0.26	1522
9	571	855	22	742	0.27	1610
10	568	848	25	743	0.27	1608
<i>Promedio</i>	555	853	23	752	0.27	1581

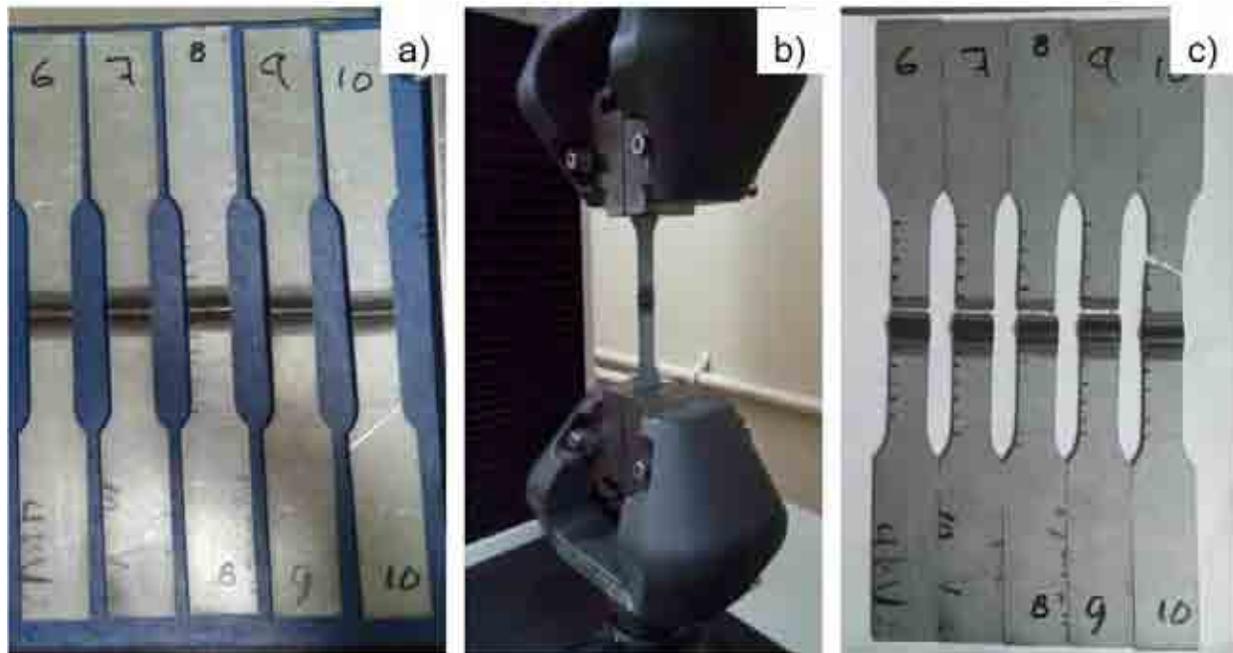


Figura 4-29 Desarrollo de prueba de tensión en acero Si-TRIP 780 soldado mediante el proceso GMAW donde: a) Probetas sin tensionar b) desarrollo de la prueba de tensión c) probetas después de la prueba de tensión donde se muestra la localización de la fractura en la zona del cordón.

4.4.4 COMPARACIÓN DE RESULTADOS

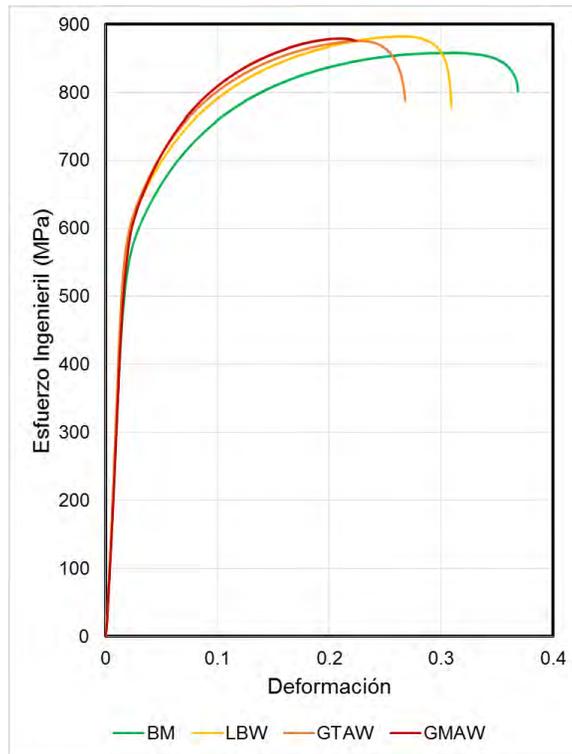


Figura 4-30 Grafica esfuerzo-deformación comparativo para cada proceso de soldadura y el metal base.

Tabla 4-9 Resultados comparativos de las propiedades mecánicas para cada proceso de soldadura y el metal base.

Proceso	YS (MPa)	UTS (MPa)	Máxima deformación	Esfuerzo a la fractura (MPa)	n	k
MB	559	856	0.36	785	0.29	1645
LBW	552	872	0.31	772	0.28	1927
GTAW	564	863	0.26	788	0.27	1581
GMAW	598	872	0.22	817	0.26	1620

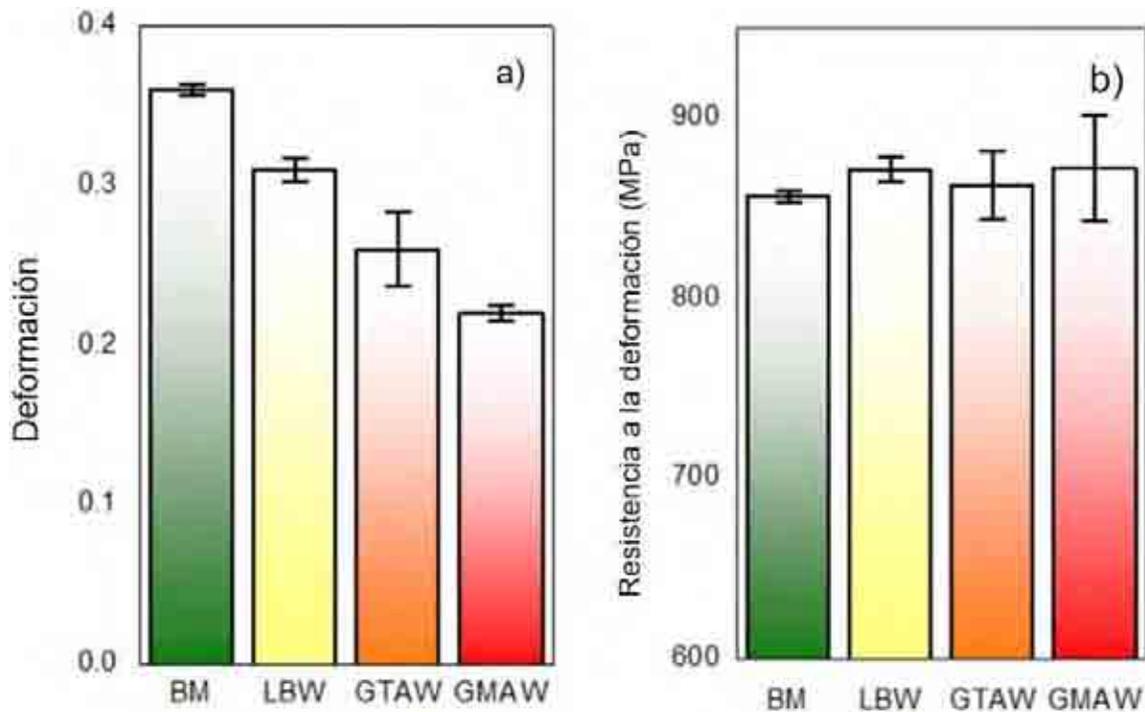


Figura 4-31 Gráfica de barras con factor de error mostrando los resultados comparativos de resistencia (b) y deformación (a) de un acero Si-TRIP 780 soldado por los procesos de soldadura LBW, GTAW, GMAW y el Metal Base.

En esta prueba se presenta un aumento en la resistencia de las uniones soldadas con respecto al metal base relacionado con la presencia y el tamaño del cordón de soldadura, el cual presenta un aumento en la dureza debido a la formación de la fase martensítica para los 3 procesos [12], además, un incremento en el tamaño del cordón representa un aumento en la presencia de esta fase, generando una disminución paulatina en la ductilidad al aumentar el tamaño de la franja de la soldadura [21].

Por otro lado, el factor de endurecimiento por deformación (n) está influenciado por el volumen porcentual presente de martensita, en donde al aumentar este, el valor n tiende a disminuir, como se puede observar en la Tabla 4-9, esto debido a que es la ferrita la fase que presenta la capacidad de almacenar las dislocaciones, sin embargo esta es transformada a martensita después del proceso de soldadura [51].

4.4.5 MECÁNICA DE LA FRACTURA EN LA REGIÓN SUBCRÍTICA

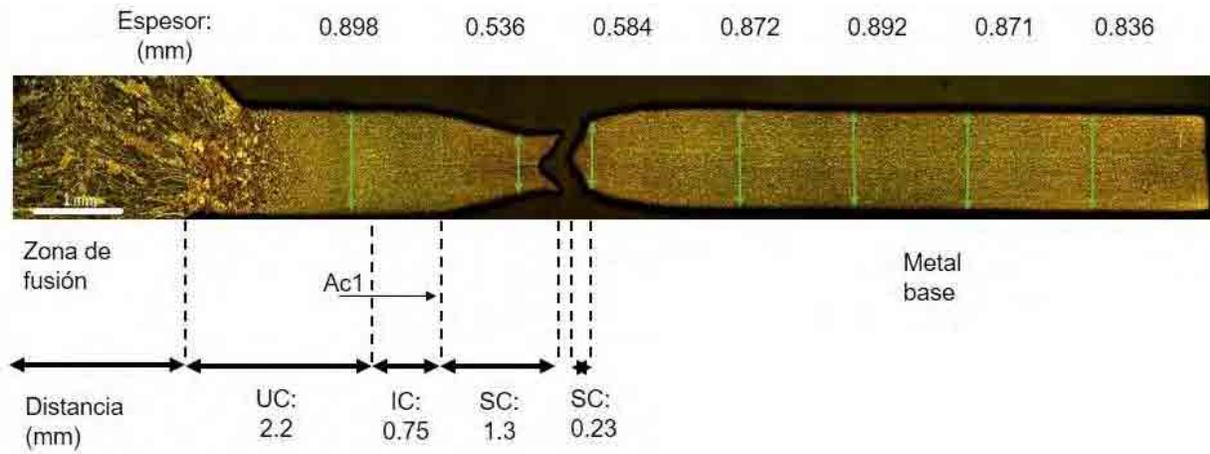


Figura 4-32 Vista transversal de la fractura en la región de la ZAT-SC de un acero Si-TRIP 780 soldado mediante GMAW.

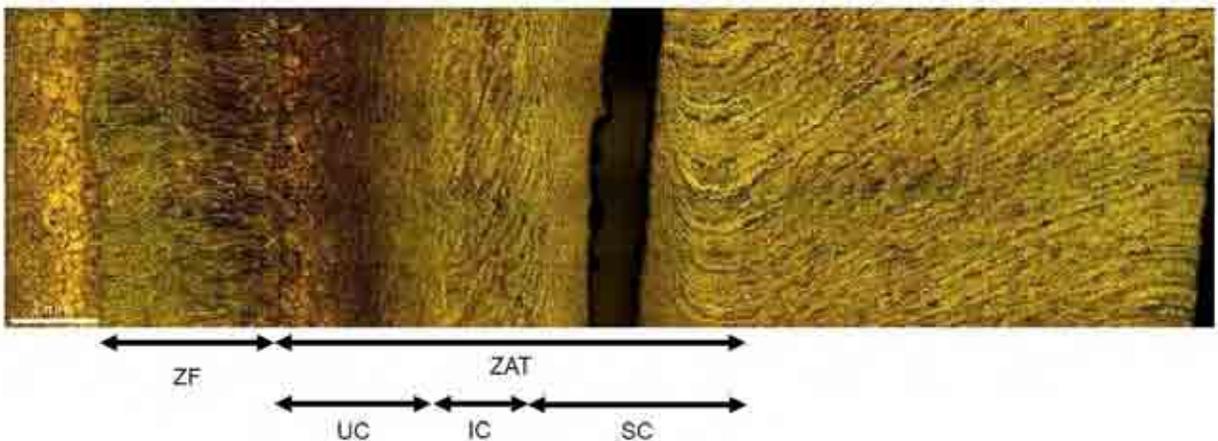


Figura 4-33 Vista superior de la fractura en la región de la ZAT-SC de un acero Si-TRIP 780 soldado mediante GMAW.

Mediante la macrografía transversal de la Figura 4-32 es posible observar una fractura dúctil tipo copa y cono, en donde el encuellamiento y la fractura ocurre en el centro de la ZAT-SC, además de presentar una disminución en el espesor de la lámina.

La Figura 4-33 nos da una vista superior de la fractura, en donde se confirma su localización dentro de la ZAT-SC.

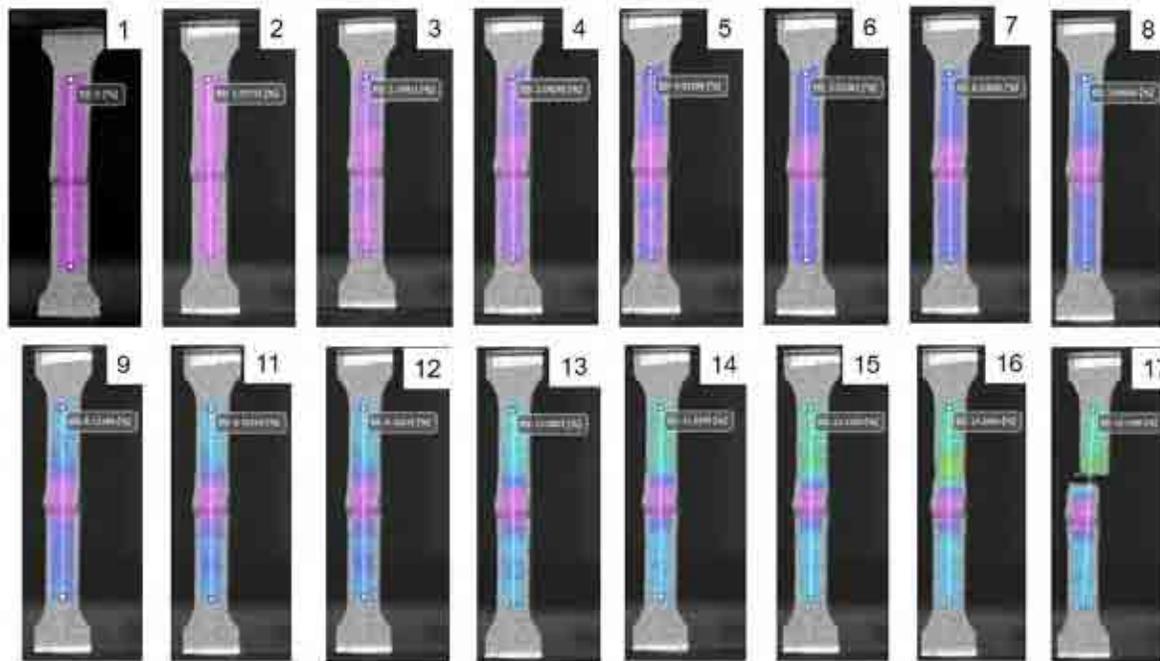


Figura 4-34 Análisis de la evolución de la distribución de la deformación durante la prueba de tensión uniaxial con una diferencia de 1% en la deformación mediante la técnica de DIC.

Mediante esta prueba podemos observar la evolución en la distribución de la deformación, en donde la menor presencia de la misma se presenta en el cordón de soldadura, para finalmente concentrarse en la ZAT-SC en donde se produce la fractura.

4.4.5.1 NUCLEACIÓN

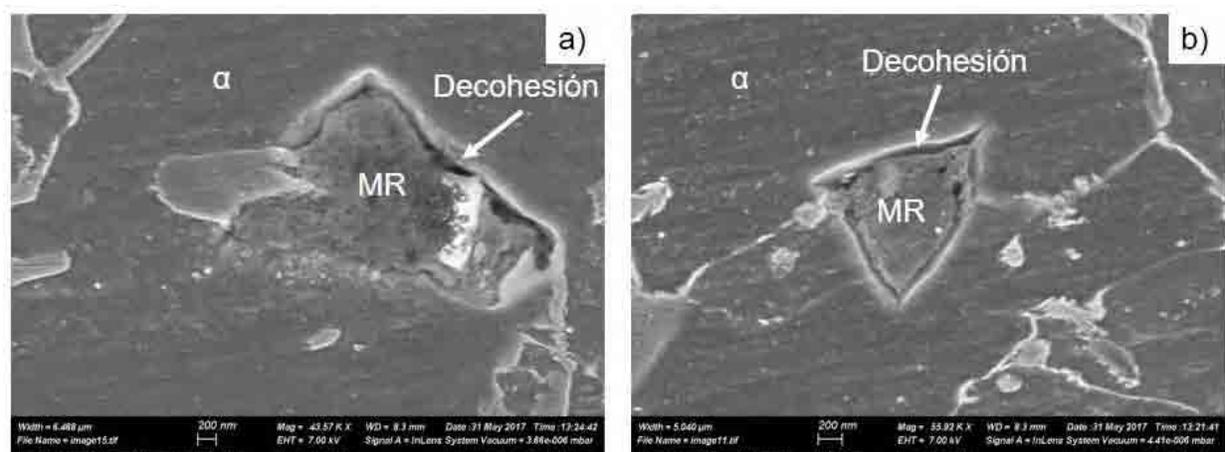


Figura 4-35 Imágenes tomadas en SEM mostrando la nucleación de los huecos de la fractura donde a) 45 000 y b) 56 000 X.

En las micrografías de la Figura 4-35 se puede observar la nucleación de la fractura por decohesión de la interface entre la matriz ferrítica y el grano de martensita. Esto debido a que en esta área presenta carburos de mayor tamaño, los cuales promueven la fractura debido a su alta dureza y fragilidad [49].

La fractura dúctil ocurre por un mecanismo de nucleación de orificios o huecos, en partículas de fases secundarias y en otros sitios, seguido de un crecimiento de estos orificios y finalmente una coalescencia para producir la fractura.

La nucleación de la fractura en partículas de fases secundarias ocurre por fractura de la partícula o por decohesión de la interface partícula-matriz (Ferrita-Martensita) o separación de las partículas adyacentes debido a la deformación localizada generada en la región del cuello [14]. En los aceros estructurales ferríticos esta nucleación ha sido identificada con dos tipos de partículas de fase secundarias, inclusiones no metálicas y carburos (Fe_3C).

4.5 FORMABILIDAD MEDIANTE LDH

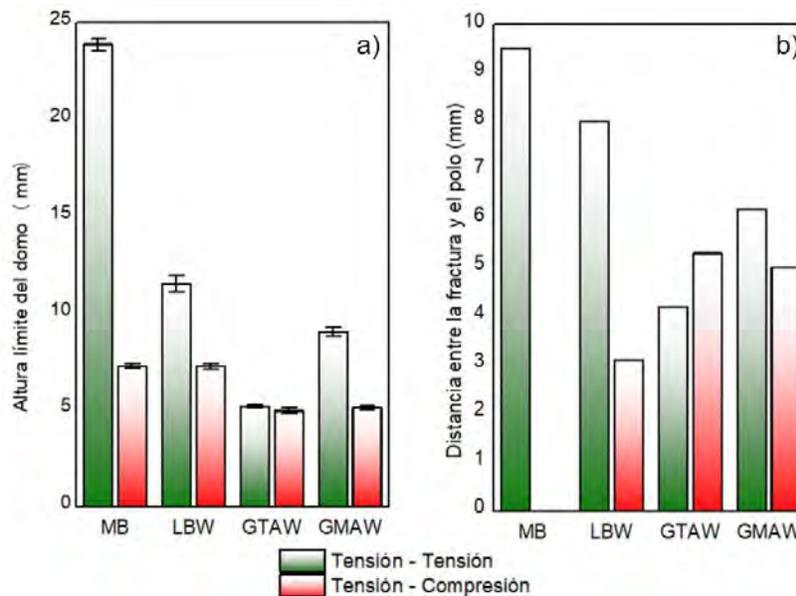


Figura 4-36 Grafica comparativa de los resultados de LDH en donde a) Altura límite del domo en mm antes de la fractura y b) Distancia de la fractura en mm con respecto al polo.

Tabla 4-10 Altura límite del domo para las los diferentes cordones de soldadura y el MB mediante los diferentes patrones de deformación inducido.

Patrón de deformación inducido	Altura límite del domo (mm)				
	Metal base	LBW	GTAW	GMAW	
Tensión-tensión	1ra muestra	23.65	11.83	5.21	8.86
	2da muestra	24.12	11.21	5.13	9.2
Tensión-compresión	1ra muestra	7.16	6.82	4.85	5.02
	2da muestra	7.32	6.59	5.04	5.17

Se observa una repetitividad en los resultados (Tabla 4-10) en donde el patrón de deformación para la prueba de tensión-tensión presenta una mayor reducción de las soldaduras con respecto al metal base siendo esta del 50%, 78% y 62% para los procesos LBW, GTAW y GMAW respectivamente (Figura 4-36). Además la fractura se observa paralela a la dirección de laminación, la cual inicia en el cordón y se propaga hacia el metal base (Figura 4-37), la distancia de la fractura con respecto al polo fue medida y se muestra en la Tabla 4-12.

En el patrón de deformación para la prueba tensión-compresión se observa una menor reducción en la altura límite del domo para todas las soldaduras comparadas con el metal base, con una reducción del 7.5%, 31% y 29% para LBW, GTAW y GMAW respectivamente, donde la soldadura hecha por GTAW muestra la menor formabilidad (Tabla 4-13).

Para tensión-compresión la fractura se observa en el MB a excepción del proceso por GMAW en el que se observa está en la ZAT-SC (Figura 4-38).

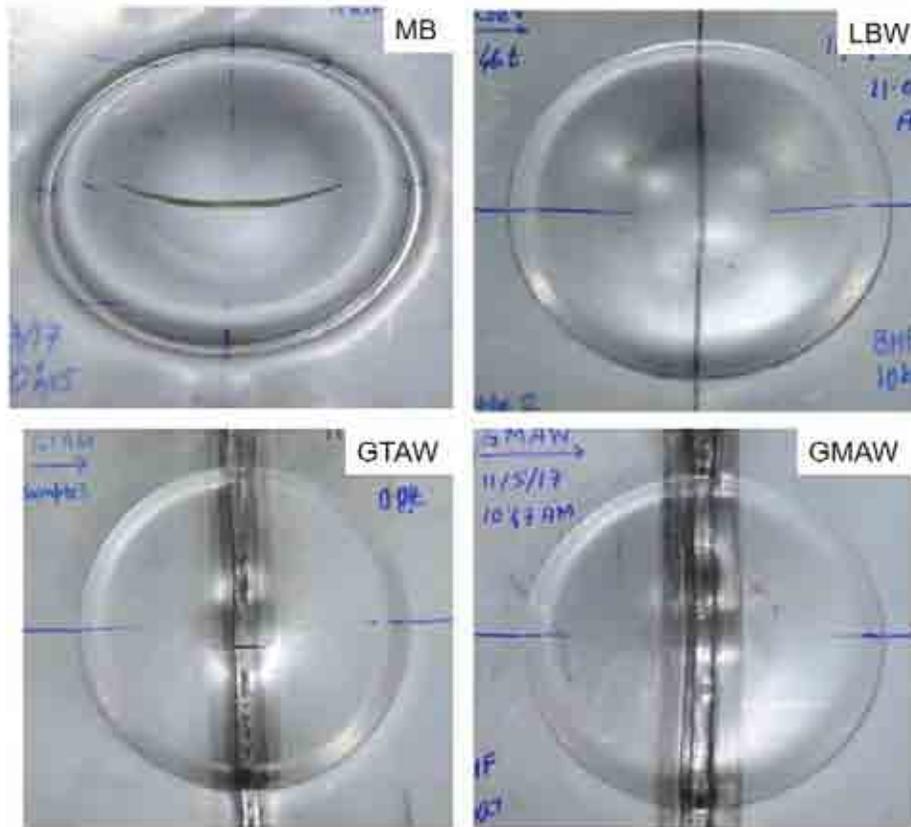


Figura 4-37 Muestra con fractura después de la prueba tensión-tensión.

Tabla 4-11 Distancia en mm de la localización de la fractura desde el polo de la muestra deformada para la prueba tensión-tensión.

Metal base	LBW	GTAW	GMAW
9.5	8	4.2	6.2

Tabla 4-12 Distancia en mm de la localización del polo del espécimen deformado para tensión-tensión.

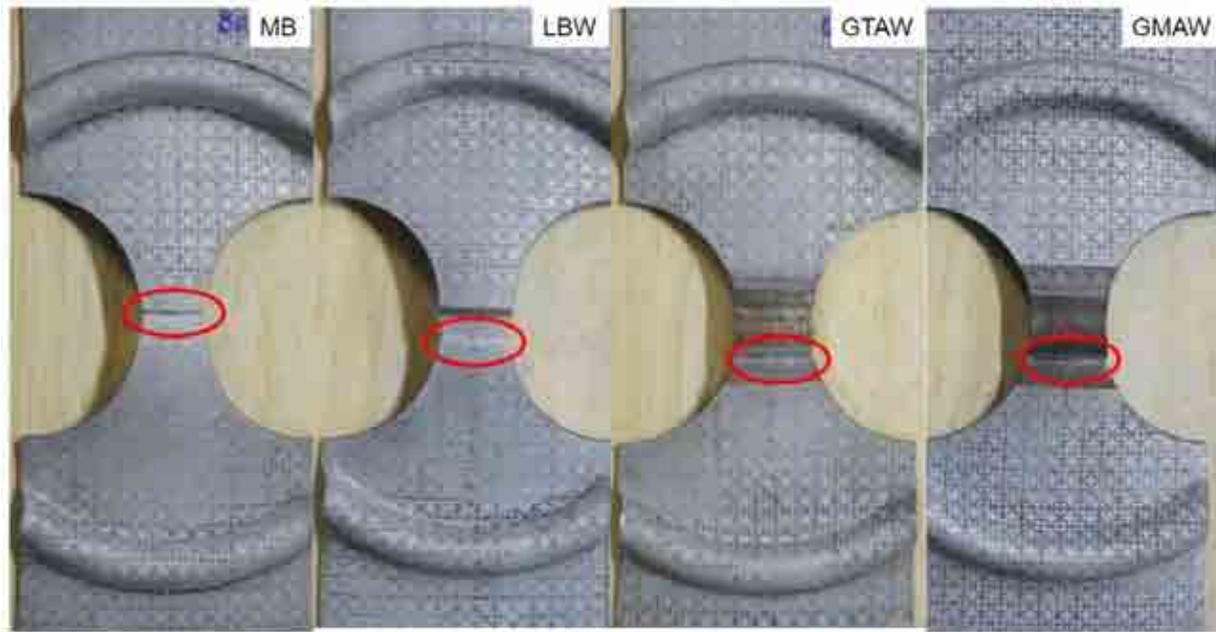


Figura 4-38 Muestra con fractura después de la prueba tensión-compresión.

Tabla 4-13 Distancia en mm de la localización de la fractura desde el polo de la muestra deformada para la prueba tensión-compresión.

Metal base	LBW	GTAW	GMAW
0	3.1	5.3	5

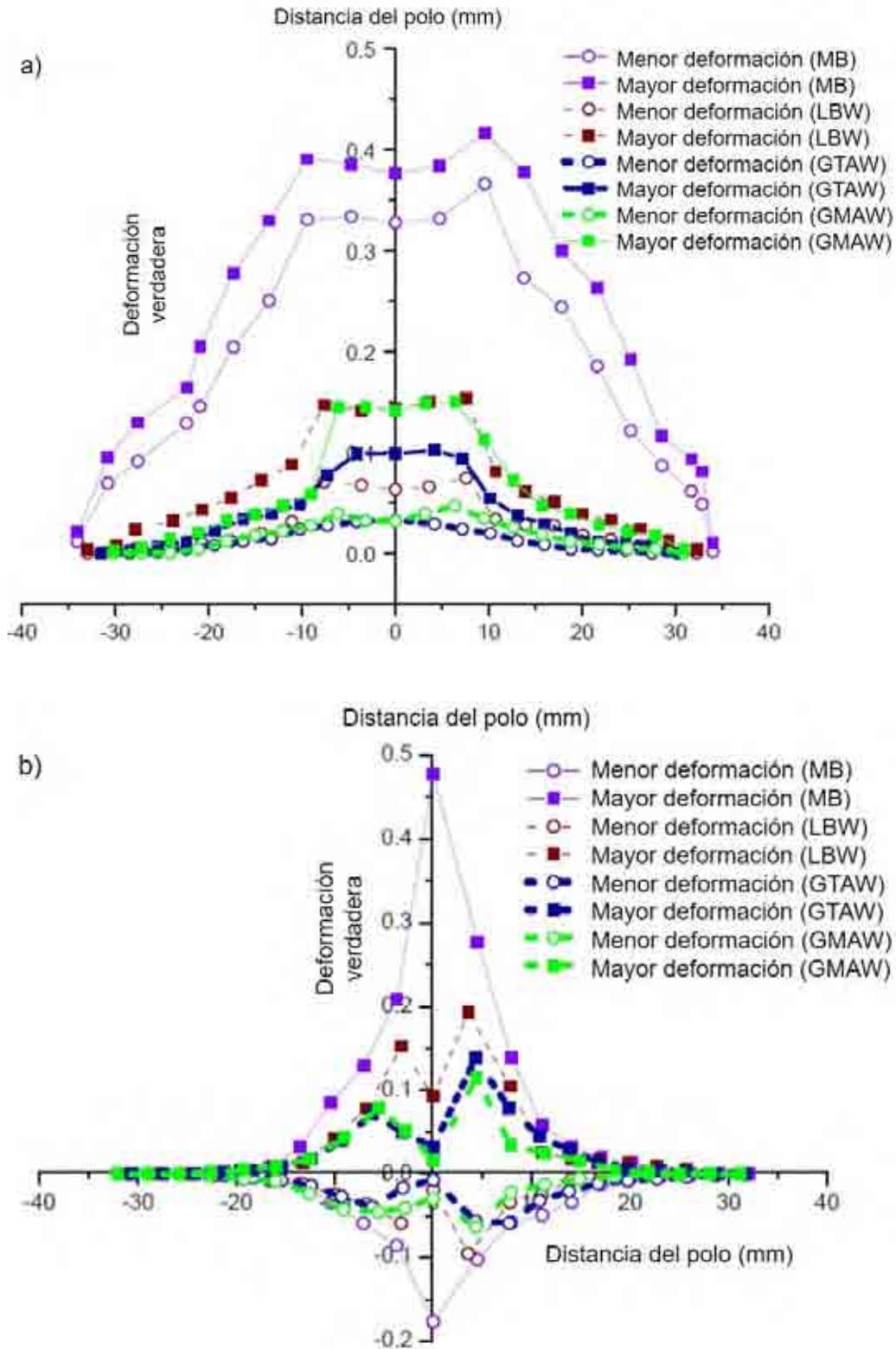


Figura 4-39 Patrón de la distribución de la deformación de las muestras deformadas en las diferentes uniones soldadas para a) tensión-tensión y b) tensión-compresión

De la Figura 4-39 se observa una mayor deformación en el proceso de soldadura laser, mientras en los procesos de soldadura por arco es el proceso GMAW el que presenta una mayor capacidad de deformación, lo cual está relacionado con la menor dureza de en la franja de soldadura presente en el capítulo 4.2.4. Con respecto al proceso GTAW.

5 CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

La reducción en dureza que ocurre en la región ZAT-SC del acero TRIP con respecto al metal base se ha convertido en un importante problema que obstaculiza el progreso en la aplicación de este material, ya que afecta la formabilidad debido a la alta concentración de la deformación en la región de reblandecimiento, lo que conduce a una falla prematura en las uniones soldadas. Este reblandecimiento se genera por un revenido de la martensita como producto de un tratamiento no isotérmico que ocurre generalmente durante el proceso de manufactura tal como la soldadura, el cual involucra un rápido calentamiento, un tiempo de permanencia despreciable, una temperatura de revenido (por debajo de la crítica superior A_{c1}) y un rápido enfriamiento [20]

De los resultados obtenidos podemos obtener las siguientes conclusiones.

1. El proceso de soldadura en los aceros Si-TRIP 780 presenta una alta dificultad debido a la susceptibilidad que presentan estos materiales al aporte térmico, por lo que se debe tener un control estricto de los parámetros establecidos y seleccionar el proceso de soldadura de acuerdo al espesor del material que se va a utilizar. Se recomienda utilizar procesos de mayor aportación térmica como el de soldadura por arco cuando el espesor de la lámina sea de mayor calibre, y utilizar los que presenten una afectación térmica menor como el de soldadura laser de fibra óptica en espesores cercanos a 1mm como el del material utilizado para el presente trabajo.
2. La baja aportación térmica del proceso de soldadura por láser produjo una franja de soldadura de menor tamaño con una alta dureza como producto de la alta velocidad de enfriamiento, mientras la alta aportación térmica producida por los procesos de soldadura por arco (GTAW y GMAW) generaron una franja de la soldadura de mayor tamaño, los cuales además presentan la formación de una microestructura más suave con una alta presencia de ferrita como producto de un baja velocidad de enfriamiento.

3. La resistencia a la tensión presenta un ligero incremento como producto de la presencia de mayor dureza en la soldadura, lo que promueve una mayor resistencia. Sin embargo la elongación presenta una disminución constante conforme incrementa el aporte térmico y por ende, el tamaño de la franja de la soldadura.
4. El revenido de la martensita está presente en la región crítica superior de los dos procesos de soldadura por arco empleados (GTAW y GMAW), aun con la presencia de Si y Mn en el metal base, los cuales son conocidos como inhibidores de la formación de carburos. Sin embargo el alto aporte térmico producido por estos procesos alcanza a romper la barrera de estabilidad martensítica generada por estos elementos.
5. El revenido en la ZAT-SC del acero Si-TRIP 780 soldado por GMAW propicia la fractura en esta región debido a que presenta una mayor presencia de carburos, mayor grado de reblandecimiento y una mayor dimensionalidad con respecto al proceso GTAW en donde el grado de reblandecimiento presente en la ZAT-SC no es tan crítico como para producir la fractura en esta zona.
6. La formabilidad se ve afectada directamente por el tamaño del cordón de soldadura, por lo que los procesos de soldadura por arco presentaron la menor formabilidad con respecto al metal base comparados con el proceso de soldadura laser. Sin embargo, la dureza presente en el cordón de soldadura también tiene influencia sobre esta propiedad, ya que de los dos procesos de soldadura por arco, el que presenta mayor dureza en la franja de la soldadura (GTAW), también presenta una menor formabilidad.

5.1 RECOMENDACIONES A FUTURO.

Con el objetivo de estudiar la afectación que sufre la martensita a diferentes temperaturas y ciclos térmicos, un análisis de nanodureza es recomendado para los tres procesos, realizando un barrido sobre las islas de martensita revenida a diferentes distancias con respecto de la posición isotérmica de la línea A_{c1} dentro de la región subcrítica.

Un análisis de microscopía electrónica de barrido nos permitirá observar de forma cualitativa y cuantitativa la morfología y posicionamiento de los carburos de cementita, definiendo además la presencia de austenita retenida observada en el patrón de difracción de rayos X dentro de esta región.

A fin de determinar si el revenido de la martensita presente en el proceso GTAW no tiene ningún efecto sobre la localización de la fractura, una prueba de tensión a una velocidad de avance menor es recomendada, pudiendo ser esta de 1, 2 y 3 mm/min.

BIBLIOGRAFÍA

- [1] *Stuart Keeler y Menachem Kimchi, Advanced High-Strength Application Guidelines, Word auto steel, 2014.*
- [2] *V.H. Baltazar Hernandez, S.K. Panda, M.L. Kuntz y Y. Zhou, «Nanoindentation and microstructure analysis of resistance spot welded dual phase steel,» Materials Letters.*
- [3] *O. C. Alvarado, «Efectos microestructurales en un acero sometido a un tratamiento térmico TRIP,» Monterrey Nuevo León, Universidad Autonoma de Nuevo León.*
- [4] *W. D. Callister, Ciencia e ingeniería de los materiales., Utah: Editorial Reverté S. A..*
- [5] *L. Zhao, M.K. Wibowo, M.J.M. Hermans, S.M.C. van Bohemen y J. Sietsma, «Retention of austenite in the welded microstructure of a 0.16C–1.6Mn–1.5Si (wt.%) TRIP Steel,» Journal of Materials Processing Technology, p. 7, 2009.*
- [6] *D. Westerbaan, Fiber Laser Welding of Advanced High Strength Steels, Waterloo, Ontario Canadá: University of Waterloo, 2013.*
- [7] *AMADA, «Laser Welding Fundamentals,» 2016.*
- [8] *Americal Wealding Society, Manual de soldadura Tomo 1 8va edición, Edo. de México: Prentice Hall, Pearson education, Addison wesley, 1996.*
- [9] *Kevil A. Lyttle y W. H. Garth Stapon, «Selecting a shielding gas to maximize GMAW productivity,» American Welding Society, 1990.*
- [10] *S. Kuo, WELDING METALLURGY, New Jersey, United States: JOHN WILEY & SONS, 2003.*
- [11] *E. BIRO, J.R. MCDERMID, J.D. EMBURY y Y. ZHOU, «Softening Kinetics in the subcritical Heat-Affected Zone of Dual-Phase Steel Welds,» METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS, vol. 41A, pp. 2384-2356, 2010.*
- [12] *Z. JIANQI, A. KHAN, O. A. OJO, N. ZHOU y D. CHEN, «Analysis of Microstructural Changes in the Heat-Affected Zone and Fusion Zone of a Fiber Laser Welded DP980 Steel,» METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS , vol. VOLUME 46B, pp. 1638-1646, 2015.*
- [13] *V. H. Baltazar, I. Khan, M. L. Kuntz y N. Zhou, «Mechanical Performance of Resistance Spot Welds in Dissimilar AHSS Combinations,» Materials Science and Technology, 16 Septiembre 2007.*
- [14] *V. H. Baltazar Hernandez, M. L. Kuntz, M. I. Khan y Y. Zhou, «Influence of microstructure and weld size on the mechanical behaviour of dissimilar AHSS resistance spot welds,» Science and Technology of Welding and Joining, 24 Marzo 2008.*
- [15] *Victor H. Baltazar Hernandez, Michael L. Kuntz y Norman Y. Zhou, «Fusion Zone Microstructures in Resistance Spot Welding of TRIP to HSLA,» Sheet Metal Welding Conference, pp. 2-9, 2008.*
- [16] *Mingsheng XIA, Zhilin TIAN, Lin ZHAO y Y. Norman, «Metallurgical and Mechanical Properties of Fusion Zones of TRIP Steels in Laser Welding,» ISIJ International, 2008.*

- [17] S.S. Nayak, V.H. Baltazar Hernandez, Y. Okita y Y. Zhou, «Microstructure–hardness relationship in the fusion zone of TRIP steel welds,» *Materials Science and Engineering A*, pp. 1-9, 2012.
- [18] Mingsheng Xia, Zhiling Tian, Lin Zhao y Y. Norman Zhou, «Fusion Zone Microstructure Evolution of Al-Alloyed TRIP Steel in Diode Laser Welding,» *Materials Transactions*, 2008.
- [19] V.H. Baltazar Hernandez, Y. Okita y Y. Zhou, «Second pulse current in resistance spot welded TRIP steel-Effectos on the microstructure and mechanical behavior,» *welding jurnal*, 2012.
- [20] Victor H. López Cortéz, Gladys Y. Pérez Medina, Felipe A. Reyes Valdéz y Hugo F. López, «Effects of the Heat Input in the Mechanical Integrity of the Welding Joints Welded by GMAW and LBW Process in Transformation Induced Plasticity Steel (TRIP) Used in the Automotive Industry.,» *Corporación Mexicana de Investigación en Materiales*, p. 8, 2010.
- [21] M. Zhang, L. Li, R.Y. Fu, D. Krizan y B.C. De Cooma, «Continuous cooling transformation diagrams and properties of micro-alloyed TRIP steels,» *ELSEVIER*, pp. 1-4, 2006.
- [22] Ildong Choi, Yeongdo Park, Dongmin Son, Sung-Joon Kim y Manbeen Moon, «High-Rate Tensile Properties of Si-Reduced TRIP Sheet Steels,» *Met. Mater. Int.*, p. 7, 2009.
- [23] A. Grajcar, M. Rozanski, S. Stano y A. Kowalski, «Microstructure Characterization of Laser-Welded Nb-Microalloyed Silicon-Aluminum TRIP Steel,» *Journal of Materials Engineering and Performance*, p. 7, 2014.
- [24] W. Xu, D. Westerbaan, S.S. Nayak, D.L. Chen, F. Goodwin, E. Biro y Y. Zhou, «Microstructure and fatigue performance of single and multiple linear fiber laser welded DP980 dual-phase steel,» *Materials Science and Engineering A*, pp. 1-8, 2012.
- [25] L. Mujica, S. Weber, H. Pinto, C. Thomy y F. Voller, «Microstructure and mechanical properties of laser-welded joints of TWIP and TRIP steels,» *Materials Science and Engineering A*, p. 8, 2009.
- [26] A. Lee y E. Biro, «WELDED PROPERTIES OF VARIOUS DP600 CHEMISTRIES,» *Sheet Metal Welding Conference XI*, pp. 1-11, 2004.
- [27] Victor Hugo Baltazar Hernandez, Sushanta Kumar Panda, Yasuaki Okita y Norman Y. Zhou, «A study on heat affected zone softening in resistance spot welded dual phase steel by nanoindentation,» *Springer Science+Business Media*.
- [28] V.H. BALTAZAR HERNANDEZ, S.S. NAYAK y Y. ZHOU, «Tempering of Martensite in Dual-Phase Steels and Its Effects on Softening Behavior,» *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A*, 2011.
- [29] S.S. NAYAK, V.H. BALTAZAR HERNANDEZ y Y. ZHOU, «Effect of Chemistry on Nonisothermal Tempering and Softening of Dual-Phase Steels,» *Metallurgical and Materials Transactions A*, 31 Agosto 2011.
- [30] S.K. PANDA, V.H. BALTAZAR HERNANDEZ, M.L. KUNTZ y Y. ZHOU, «Formability Analysis of Diode-Laser-Welded Tailored Blanks of Advanced High-Strength Steel Sheets,» *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*, p. 14, 2009.
- [31] S. K. Panda, J. Li, V. H. Baltazar Hernandez, Y. Zhou y F. Goodwin, «Effect of Weld Location, Orientation, and Strain Path on Forming Behavior of AHSS Tailor Welded Blanks,» *Journal of Engineering Materials and Technology*, 8 Septiembre del 2010.

- [32] K. Bandyopadhyay, S.K. Panda, P. Saha, V.H. Baltazar Hernández y Y.N. Zhou, «Microstructures and failure analyses of DP980 laser welded blanks in formability context,» *Materials Science & Engineering A*, 30 Noviembre 2015.
- [33] Uwe Reisgen, Markus Schleser, Oleg Mokrov y Essam Ahmed, «Uni- and bi-axial deformation behavior of laser welded advanced high strength steel sheets,» *Journal of Materials Processing Technology*, p. 9, 2010.
- [34] ZHANG Mei, LI Li, FU Ren-yu, ZHANG ji-cheng y WAN Ziz, «Weldability of Low Carbon Transformation Induced Plasticity Steel,» *JOURNAL OF IRON AND STEEL RESEARCH, INTERNATIONAL*, p. 6, 2008.
- [35] Elliott, A. Joaquin y A. N. A., «Gas Metal Arc Welding of Coated Advanced High Strength Steel (AHSS) – Developments for Improved Weld Quality,» *SAE international*, pp. 1-10, 2007.
- [36] Liu y Huachu, «Effect of dew point on the surface selective oxidation and subsurface microstructure,» *Surface & Coatings Technology*, p. 7, 2011.
- [37] Li y Xiang Shu, «Oxide formation of transformation-induced plasticity-aided,» *Scripta Materialia*, p. 4, 2007.
- [38] Kapustka, Chris Conrardy y Nick, «Effect of Material and GMAW Process Conditions on AHSS Welds,» *Sheet Metal Welding Conference*, pp. 1-28, 2006.
- [39] Benda Yan, Sree Harsha Lalam y Hong Zhu, «Performance Evaluation of GMAW Welds for Four Advanced High Strength Steels,» *SAE INTERNATIONAL TECHNICAL PAPER SERIES*, p. 13, 2005.
- [40] N. Yurioka, H. Suzuki, S. Ohshita y S. Saito, «Determination of necessity preheating temperature in steel welding,» *Welding Journal*, vol. 62, n° 6, pp. 147-153, 1983.
- [41] S. S. N. M. S. X. a. Y. Z. A. Santillan Esquivel, «Microstructure, hardness and tensile properties of fusion zone in laser welding of advanced high strength steels,» *Canadian Institute of Mining, Metallurgy and Petroleum*, vol. 51, n° 3, pp. 328-335, 2012.
- [42] Trevor J. Burns, *Weldability of a Dual-Phase Sheet Steel by the Gas Metal Arc Welding Process, Waterloo, Ontario, Canadá: University of Waterloo*, 2009.
- [43] N. Farabi, D.L. Chen y Y. Zhou, «Microstructure and mechanical properties of laser welded dissimilar DP600/DP980 dual-phase steel joints,» *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 509, pp. 982-989, 2011.
- [44] V. Miguel, E. J. Martínez Condesa, F. Segura, M. C. Manjabacas y E. Abellan, «Optimización del proceso de soldadura GMAW de uniones a tope de la aleación AA 6063-T5 basada en la metodología de superficie de respuesta y en la geometría del cordón de soldadura.,» *Revista de metalurgia*, vol. 5, n° 48, pp. 333-350, 2012.
- [45] Mingsheng XIA, Elliot BIRO, Zhiling TIAN y Y. Norman Zhou, «Effects of Heat Input and Martensite on HAZ Softening in Laser Welding of Dual Phase Steels,» *ISIJ International*, vol. 48, n° 6, pp. 809-814, 2008.
- [46] Amar K. De, John G. Speer y David K. Matlock, «Color tinte-etching for multiphase steels,» *Advanced materials and processes*, p. 28, 2003.
- [47] S.K. PANDA, V.H. BALTAZAR HERNANDEZ, M.L. KUNTZ y Y. ZHOU, «Formability Analysis of

Diode-Laser-Welded Tailored Blanks of Advanced High-Strength Steel Sheets».

- [48] Abdelbaset R.H. Midawi, C.H.M. Simha y Adrian P. Gerlich, «Novel techniques for estimating yield strength from loads measured using nearly-flat instrumented indenters,» *Materials Science & Engineering*, n° 675, pp. 449-453, 2016.
- [49] Dural .C. Saha, D. Westerbaan, S.S. Nayak y Norman Y. Zhou, «Microstructure-properties correlation in fiber laser welding of dual-phase and HSLA steels,» Elsevier, vol. 607, pp. 445-453, 2014.
- [50] Avner y Sydney H., «Introducción a la metalurgia física,» Edo. de México: McGRAW-HILL, 1988, pp. 228-253.
- [51] D. C. Y. Z. N. Farabi, «Microstructure and mechanical properties of laser welded dissimilar DP600/DP980 dual-phase steel joints,» *Journal of Alloys and Compounds*, n° 509, pp. 982-989, 2011.
- [52] P. Poruks, I. Yakubtsov y J.D. Boyd, «Martensite–ferrite interface strength in a low-carbon bainitic steel,» *Scripta Materialia*, n° 54, pp. 41-45, 2006.
- [53] T. J. Burns, *Weldability of a Dual-Phase Sheet Steel by the Gas Metal Arc Welding Process*, Waterloo, Ontario Canadá: University of Waterloo, 2009.
- [54] Junjie Ma, Fanrong Kong, Blair Carlson y Radovan Kovacevic, «Mitigating Zinc Vapor Induced Weld Defects in Laser Welding of Galvanized High-Strength Steel by Using Different Supplementary Means,» *INTECH*, pp. 117-137, 2012.
- [55] Stapon, Kevin A. Lyttle y W. H. gath, «Selecting a shielding gas to maximize GMAW productivity.,» *Union carbide*, pp. 1-8.
- [56] S. Departamento de Formación Lincoln-KD, *SOLDADURA SEMIAUTOMÁTICA CON GAS DE PROTECCIÓN (MIG-MAG)* Pag. 26-27..
- [57] D.C. Saha, E. Biro, A.P. Gerlich y Y. Zhou , «Effects of tempering mode on the structural changes of martensite,» *Materials Science & Engineering A*, n° 673, pp. 467-475, 2016.

APÉNDICE

A. NOMENCLATURA

REGIONES MICROESTRUCTURALES.

- Ac1 Temperatura a la cual inicia la austenitización.
- Ac3 Temperatura a la cual la austenitización se completa.
- AGB Límites de grano antes de la austenita.
- MB Metal base.
- ZF Zona de fusión.
- ZAT Zona afectada térmicamente
- ZGG Zona de grano grueso
- ZGF Zona de grano fino
- ZRI Zona de recristalización incompleta
- UC Región crítica superior (Upper critical)
- IC Región intercrítica.
- SC Región subcrítica.
- LBW Proceso de soldadura mediante haz láser.
- GTAW Proceso de soldadura por arco de tungsteno y gas.
- GMAW Proceso de soldadura mediante arco de metal y gas.
- MIG. Metal gas inerte.
- MAG. Metal gas activo.

NOMENCLATURA GENERAL

- α Ferrita.
- γ Austenita.
- α' Martensita
- Fe_3C Cementita.

- MR Martensita revenida.
- Ms Temperatura de inicio de formación de la martensita.
- Mf Temperatura del final de la formación martensítica.
- σ Esfuerzo.
- ϵ Deformación.
- AHSS Aceros avanzados de alta resistencia.
- TRIP Transformación inducida por plasticidad.
- ANSI Institución nacional americana de estándares (American National Standards Institution).
- ASTM Sociedad americana de pruebas y materiales (American Society for Testing and materials).
- ASM Sociedad internacional de materiales (International Society for Materials, formerly American Society for Metals).
- AWS Sociedad americana para pruebas y materiales (American Society for Testing and Materials).
- LDH Altura límite del domo - Limiting dome height
- CCC Cubica centrada en las caras
- CC Cubica centrada en el cuerpo.
- CS Cubica simple.
- HC Hexagonal compacta.
- TCC Tetragonal centrada en las caras.
- OCC Ortogonal centrada en las caras.
- CE Carbón equivalente.
- CO₂ Bióxido de carbono.
- Ar Argón.
- CTWD Distancia entre la punta de la boquilla y la pieza de trabajo (Contact Tip to Workpiece Distance).
- AC Corriente alterna.
- DC Corriente directa.
- DCEP Electrodo positivo de corriente directa.
- DCEN Electrodo negativo de corriente directa.
- I Corriente.

- V Voltaje.
- RPM Revoluciones por minuto.
- UTS Resistencia ultima a la tensión
- YS Punto de fluencia
- n Factor de endurecimiento por deformación
- K Coeficiente de resistencia
- VHN Valor de dureza Vickers
- DIC Digital Image Correlation

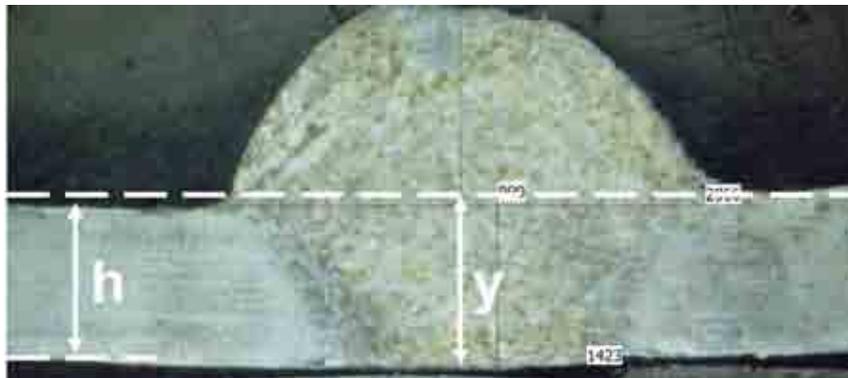
B. OPTIMIZACIÓN DE PARÁMETROS DE SOLDADURA.

En esta sección se muestra el diseño de experimentos que se realiza con el objetivo de obtener cordones de soldadura con una buena sanidad y dimensionalidad, esto mediante una primera inspección superficial y transversal. El primer objetivo es evitar un excesivo aporte térmico que genere la perforación en el cordón, esto mediante una variación en los parámetros hasta que se obtenga dicho objetivo.

Las uniones que presentan una buena sanidad superficial fueron preparadas para una observación macroscópica transversal en donde se mide la penetración de la raíz con el fin de medir el porcentaje de la penetración mediante el uso de la Ecuación 0-1.

$$\%Penetración = \frac{y}{h} \cdot 100\%$$

Ecuación 0-1 Ecuación para calcular el porcentaje de penetración.



En donde y es la distancia medida desde la superficie superior de la lámina y el mayor punto de penetración en milímetros (mm) y h es el espesor de la lámina en milímetros (mm).

El proceso de soldadura mediante los procesos GTAW y GMAW se realizaron en la Maestría en Ciencias e Ingeniería de los Materiales de la Universidad Autónoma de Zacatecas mientras el proceso de soldadura LBW se realizó en el Center of Advanced

Materials Joining en la University of Waterloo en la ciudad de Waterloo en Ontario Canadá.

OPTIMIZACION DE LOS PARAMETROS DEL PROCESO LBW

El proceso LBW se realizó mediante el equipo de fibra dopado con Itrio marca Panasonic modelo YLS-6000 de fibra óptica y estado sólido con las siguientes características.



Figura 0-1 Maquina para soldadura laser de fibra óptica

Tabla 0-1 Especificaciones técnicas del equipo para soldar por LBW.

○ Potencia pico.	6 kW
○ Diámetro del núcleo de la fibra	0.3 mm
○ Diámetro del haz laser	600 μ m
○ Duración del pulso.	0.2 – 10 ms
○ Longitud de onda.	1070 \pm 5 Hz
○ Energía en pulso máximo.	1 Joule
○ Gas de protección	Argón 100 %

OPTIMIZACION DE LOS PARAMETROS DEL PROCESO GTAW.

Para el proceso GMAW se utilizó una maquina modelo SYNCROWAVE-252® marca INFRA y una antorcha modelo PROFAX SR-26 Figura 0-2 enfriada por aire con las características mostradas en la Tabla 0-2.



Figura 0-2 Equipo para soldar por GTAW

Tabla 0-2 Especificaciones técnicas del equipo para soldar por GTAW.

○ Tipo de salida.	Corriente Directa / Potencial constante.
○ Salida Nominal.	200 ^a @ 28 Vac @ 60% Ciclo de trabajo.
○ Rango de corriente.	5-310 A
○ Tipo de entrada.	220/440 V, 60 Hz, una fase
○ Corriente nominal de entrada.	45 / 22.5 A
○ kVA / kW nominales.	17.6 kVA / 8.6 kW
○ Tensión Máx. a Cto. Abierto.	32 Vcd
○ Tensión de control de antorcha.	24 Vcd
○ Proceso de soldadura.	GTAW
○ Diámetro del electrodo.	0.01 a 0.25 pulgadas
○ Dimensiones.	Altura 84.5 cm, ancho 57.2 cm, Longitud 63.5 cm
○ Peso.	176 kg

ANTORCHA

- Corriente nominal. 50-160 A (Utilizando electrodo de 1/16 in, gas 100% Ar en acero)
- Ciclo de trabajo. 60 % con Ar
- Longitud. 3 m
- Inclinación. 70°

Como gas de protección se utiliza una mezcla de 100% de Argón marca INFRA.

Para la parametrización del proceso GTAW se realiza únicamente una variación en los parámetros primarios de corriente y velocidad de avance, debido a que en este no permite la selección de los valores de voltaje como en el proceso anterior.

Dichos parámetros de soldadura se seleccionan en base al diámetro del electrodo según el manual técnico de soldadura de la AWS [9].

De igual manera los parámetros fijos de flujo de gas, y la longitud libre del electrodo se seleccionan en base al diámetro interno de la copa de la boquilla en donde esta distancia no debe ser mayor a dicho diámetro según lo descrito en la misma fuente.

Todas las corridas de soldadura se realizan con un ángulo de la antorcha de trabajo de 90° y un ángulo de avance de 70° con dirección de arrastre para permitir el flujo de gas hacia la atmosfera, para lo cual se modifica la sujeción de la antorcha al soporte de tal manera que este ángulo se mantenga fijo durante todas las corridas, por lo que esta condición se establece para todas las pruebas realizadas [6].

Al igual que en proceso anterior, se utiliza acero galvanizado de 1.3 mm de espesor para los primeros pasos de la parametrización, donde al obtener cordones de soldadura con una buena sanidad, se procede a utilizar estos parámetros en el acero SI-TRIP 780.

Dicho proceso se describe a continuación.

CORRIDA 1.*PARAMETRIZACIÓN MEDIANTE EL PROCESO GTAW EN ACERO GALVANIZADO CON ELECTRODO EWth-2 DE 3/16 in*

Para la primer corrida se utiliza un electrodo tipo EWth-2 (98%W+2%Th) que se caracteriza por poseer un 2% de Torio en su composición química, con lo cual aumenta en un 20% la capacidad de transporte de corriente, haciendo más fácil encender el arco haciéndolo más estable.

Dicho electrodo tiene un diámetro de 3/16 in, por lo que se utilizan los valores de corriente recomendados para el mismo, los cuales van desde 150 a 250 A y una copa con un diámetro interno de 5/8 in según lo recomendado por la ANSI/AWS A5.12 [6]

La velocidad de avance es la máxima proporcionada por el sistema de soldadura mecanico descrito en el apartado 3.3.



Corriente (A)	175
Vel. Avance (cm/seg)	0.96



Corriente (A)		175
Vel. Avance (cm/seg)		0.96



Corriente (A)		75
Vel. Avance (cm/seg)		0.96



Corriente (A)		100
Vel. Avance (cm/seg)		0.96



Corriente (A)		70
Vel. Avance (cm/seg)		0.96

Observaciones:

Estos valores de corriente son demasiado elevados por lo que generan una perforación en la unión.

Al utilizar valores de corriente por debajo de los recomendados para el electrodo se genera una penetración insuficiente, por lo que se decide utilizar un electrodo de menor diámetro que permita utilizar valores de corriente menores.

CORRIDA 2

PARAMETRIZACIÓN MEDIANTE EL PROCESO GTAW EN ACERO GALVANIZADO CON ELECTRODO EWP DE 1/16 in.

Se realiza una nueva corrida utilizando un electrodo de Tungsteno puro EWP con un diámetro (1/16) lo cual nos permite utilizar valores de corriente menores a los anteriores, estando estos en un rango de 70 a 150 A.

De igual manera se utiliza una boquilla de un diámetro interno de la copa de 3/8 según lo consultado en el manual de la AWS.



Corriente (A)	75
Vel. Avance (cm/seg)	0.96



Corriente (A)	100
Vel. Avance (cm/seg)	0.96



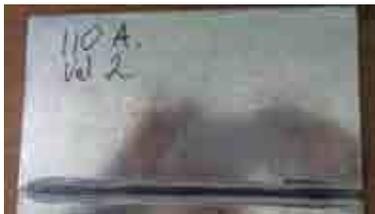
Corriente (A)	110
Vel. Avance (cm/seg)	0.96

CORRIDA 3

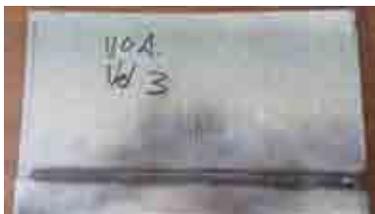
Utilizando el valor de corriente de 110 A, el cual fue el que presentó la mayor sanidad de la corrida anterior, se dispone a realizar una nueva parametrización utilizando 5 velocidades de avance diferentes con un aumento de 10 A.



Corriente (A)	110
Vel. Avance (cm/seg)	0.96



Corriente (A)	110
Vel. Avance (cm/seg)	0.83



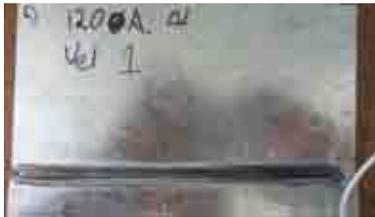
Corriente (A)	110
Vel. Avance (cm/seg)	0.78



Corriente (A)	110
Vel. Avance (cm/seg)	0.73



Corriente (A)	110
Vel. Avance (cm/seg)	0.67



Corriente (A)	120
Vel. Avance (cm/seg)	0.96



Corriente (A)	120
Vel. Avance (cm/seg)	0.83



Corriente (A)	120
Vel. Avance (cm/seg)	0.78



Corriente (A)	120
Vel. Avance (cm/seg)	0.73

CORRIDA 4

PARAMETRIZACIÓN MEDIANTE EL PROCESO GTAW EN ACERO Si-TRIP 780.

Se eligen los valores de corriente y de velocidad de avance de los 3 cordones con mejor sanidad y dimensionalidad superficial para realizarlo en el acero *Si-TRIP 780*, obteniendo los siguientes resultados.



Corriente (A)	110
Vel. Avance (cm/seg)	0.83



Corriente (A)	120
Vel. Avance (cm/seg)	0.83



Corriente (A)	110
Vel. Avance (cm/seg)	0.96

Se observa una perforación excesiva debido al alto valor de corriente utilizado, que aunque es suficiente en el acero galvanizado, al utilizarlo en el acero *Si-TRIP 780* este genera los resultados vistos en las imágenes de arriba.

CORRIDA 5

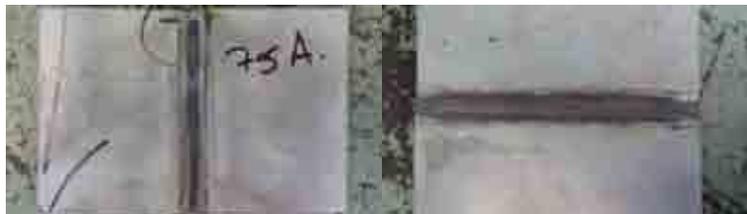
Debido a los resultados obtenidos con anterioridad se decide utilizar valores de corriente cercanos a los mínimos recomendados para el electrodo utilizado, siendo el valor mínimo de 75, se decide utilizar un valor máximo de 88 y un intermedio de 81.5, con una velocidad de avance de 0.96cm/seg, siendo esta la ideal, como se describe en el proceso siguiente.



Corriente (A)	88
Vel. Avance (cm/seg)	0.96



Corriente (A)	81.5
Vel. Avance (cm/seg)	0.96



Corriente (A)	75
Vel. Avance (cm/seg)	0.96

Se observa un cordón con buena dimensionalidad y sanidad, por lo que se procede a realizar un análisis macroestructural de estos mismos para realizar una selección final de los parámetros para las láminas que estarán sujetas a las diferentes pruebas mecánicas.

MACROESTRUCTURA DE LA CORRIDA 5

Tabla 0-3 Dimensiones e imagen transversal del cordón para los parámetros de la corrida 5 del acero Si-TRIP 780 soldado por GTAW.

Imagen transversal del cordón	Dimensiones del cordón (mm)		Parámetros	
	Sobremonta	0.1	Corriente (A)	88
	Ancho	2.7		
	Penetración	0.99		
	Porcentaje de penetración	99%	Vel avance (cm/seg)	0.96
	Penetración/ancho	0.36		
	Sobremonta	0.1	Corriente (A)	81.5
	Ancho	2.5		
	Penetración	1.02		
	Porcentaje de penetración	102%	Vel avance (cm/seg)	0.96
	Penetración/ancho	0.4		
	Sobremonta	0	Corriente (A)	75
	Ancho	2.4		
	Penetración	0.95		
	Porcentaje de penetración	95%	Vel avance (cm/seg)	0.96
	Penetración/ancho	0.39		

En base a la macroestructura de las últimas 3 condiciones, se decide utilizar la de 75 A, esto debido a que se desea evitar la distorsión de la lámina debido a un alto aporte térmico.

Tabla 0-4 Diseño de experimentos para la parametrización del acero Si-TRIP 780 mediante el proceso GTAW.

PARAMETRIZACIÓN DE TRIP 780 EN GTAW												
No. De diseño de experimentos	Fecha de realización	Corriente (Amperes)	Velocidad de avance (cm/seg)						Material bajo analisis		Diametro del electrodo	
			0.67	0.73	0.78	0.83	90	0.96	TRIP	Galv.	3/16	1/16
1	06/07/2016	175										
		150										
		15										
		100										
2	06/07/2016	75										
		100										
		110										
		110										
3	06/07/2016	110										
		110										
		110										
		110										
		110										
		120										
		120										
		120										
4	07/07/2016	110										
		120										
5	07/07/2016	88										
		81.5										
		75										

OPTIMIZACION DE LOS PARAMETROS DEL PROCESO GMAW.

Para el proceso GMAW se utilizó una maquina modelo MM 300-ES® marca INFRA con una antorcha modelo ABIMIG T marca BRINZEL-ABICOR (Figura 0-3) enfriada por aire con las características mostradas en la Tabla 0-7.



Figura 0-3 Equipo para soldar por GMAW

El electrodo consumible utilizado para el proceso GMAW fue del tipo ER70S-6 con un diámetro de 0.045 in (1.14 mm). Las propiedades mecánicas del electrodo aparecen en la Tabla 0-5 y la composición química del electrodo esta dado en la Tabla 0-6. Estos valores están basados en la norma ASME-ASME SFA-5.18/SFA-5.18M para electrodos del proceso GMAW. La selección de este electrodo se realiza en base a trabajos previamente realizados sobre aceros avanzados tipo DP y TRIP [42] [9]. En donde la composición química es la más cercana a la del metal base y aunque la resistencia a la tracción es menor al metal base, la formación de una zona de fusión con dimensiones de la sección transversal mayores a las de la lámina permite una resistencia mayor del cordón durante la prueba de tensión. La presencia de Mn y Si en el electrodo ayuda a evitar la adición de óxidos al usar un gas activo con presencia de CO₂.

Tabla 0-5 Dimensiones y propiedades mecánicas del electrodo ER70S-6 utilizado en el proceso GMAW según la norma ASME-ASME SFA-5.18/SFA-5.18M

Designación del electrodo	Diámetro del electrodo (in)	UTS (MPa)	YS (MPa)	Elongación (%)
ER70S-6	0.045	480	400	22

Tabla 0-6 Composición química (w.t. %) del electrodo ER70S-6 según la norma ASME-ASME SFA-5.18/SFA-5.18M

C	Mn	S	Si	P	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Fe	CE
0.06-0.15	1.4-1.85	0.035	0.8-1.15	0.025	0.5	0.15	0.15	0.15	0.03	Balance	0.38

Tabla 0-7 Especificaciones técnicas del equipo para soldar por GMAW.

- Tipo de salida. Corriente Directa / Potencial constante.
- Salida Nominal. 250 A @ 28 Vcd @ 60% Ciclo de trabajo.
- Rango de corriente. 30-300 A
- Tipo de entrada. 220/440 V, 60 Hz, una fase
- Corriente nominal de entrada. 45 / 22.5 A
- kVA / kW nominales. 10.1 kVA / 7.7 kW
- Tensión Máx. a Cto. Abierto. 32 Vcd
- Tensión de control de antorcha. 24 Vcd
- Proceso de soldadura. Alambre solido (GMAW) Proceso MIG/MAG y alambre de núcleo fundente (FCAW)
- Diámetro del alambre. 0.035 a 0.045 Pulgadas (0.89 a 1.14 mm)
- Dimensiones. Largo: 96.5 cm, ancho 36.2 cm, alto 31.25 in 79.4 cm
- Peso. 120 Kg

ANTORCHA.

- Corriente nominal. 320 A (Utilizando mezcla de gases 80 %Ar + 20% CO₂).
- Ciclo de trabajo. 60 % con CO₂
- Diámetro del alambre. 0.035 a 0.045 in (0.89 a 1.14 mm)
- Longitud. 3m
- Inclinación. 60°

Para la parametrización en el proceso de soldadura por GMAW se realiza sobre una unión a tope entre las dos láminas realizando una variación en los parámetros primarios de voltaje, corriente y velocidad de avance como principales factores que determinan el aporte térmico generado sobre la muestra.

De igual manera durante el desarrollo experimental se realiza una variación en el gas de protección con el fin de determinar el alcance de la influencia de este parámetro.

Los parámetros fijos se seleccionan con base a la literatura en donde el ángulo de trabajo y de avance recomendado para láminas soldadas a tope son de 90° y el tipo de electrodo se selecciona en base a trabajos anteriormente realizados [9] [38].

Se utilizan láminas de acero galvanizado de 1.1 mm de espesor como suplemento de la lámina de SI-TRIP 780 a fin de preservar este último.

Dicho trabajo se describe a continuación.

CORRIDA 1

VOLTAJE CONTRA VELOCIDAD DE ALIMENTACIÓN UTILIZANDO 80% CO₂ + 20% Ar COMO GAS DE PROTECCIÓN.

Para las primeras corridas se utilizan valores de voltaje y corriente como variables primarias independientes y una velocidad de avance de 0.83 cm/seg, siendo esta la máxima ofrecida por el torno. Se realiza la prueba en acero al carbono, y al ver buenos resultados en los cordones obtenidos, se procede a soldar con los mismos parámetros al acero Si-TRIP 780, sin embargo se presenta una excesiva perforación y un arco inestable.

Corriente (A) | 100



Voltaje (V)	14
Vel. Avance (cm/seg)	0.83



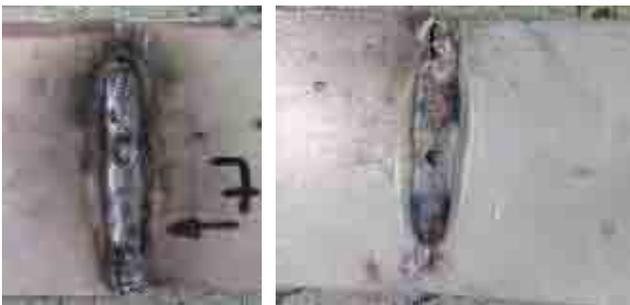
Corriente (A)	83
Voltaje (V)	14
Vel. Avance (cm/seg)	0.83



Corriente (A)	74
Voltaje (V)	14
Vel. Avance (cm/seg)	0.83



Corriente (A)	65
Voltaje (V)	17
Vel. Avance (cm/seg)	0.83



Corriente (A)	80
Voltaje (V)	17
Vel. Avance (cm/seg)	0.83

CORRIDA 2

VOLTAJE CONTRA VELOCIDAD DE ALIMENTACIÓN UTILIZANDO 100% Ar COMO GAS DE PROTECCIÓN.

Se elige el cordón con menor corriente de la corrida anterior, debido a que una mayor tiende a perforar la lámina, además de utilizar los dos valores de voltaje utilizados en la corrida anterior. Pero se cambia el gas de protección por Ar.

Se observa un arco más estable. Teniendo un buena penetración sin perforación, pero también se observa un poco de porosidad.

14 de Febrero del 2016.



Corriente (A)	100
Voltaje (V)	14
Vel. Avance (cm/seg)	0.83



Corriente (A)	83
Voltaje (V)	17
Vel. Avance (cm/seg)	0.83

CORRIDA 3

VOLTAJE VS CORRIENTE CON 100% Ar COMO GAS DE PROTECCIÓN.

Se decide cambiar los valores de corriente y voltaje utilizando los parámetros propuestos por C. Conrady *et al* [38], utilizando estos parámetros como punto intermedio y estableciendo un máximo y un mínimo en los mismos. Además se utiliza la máxima velocidad de avance proporcionada por el torno la cual es de 0.83 cm/seg

Se sigue presentando la perforación generada por un excesivo aporte térmico.

14 de Febrero del 2016.



Corriente (A)		45
Voltaje (V)		20
Vel. Avance (cm/seg)		0.83



Corriente (A)		80
Voltaje (V)		16
Vel. Avance (cm/seg)		0.83



Corriente (A)		80
Voltaje (V)		17
Vel. Avance (cm/seg)		0.83

Corriente (A)		60
Voltaje (V)		17
Vel. Avance (cm/seg)		0.83



Corriente (A)	70
Voltaje (V)	17
Vel. Avance (cm/seg)	0.83

CORRIDA 4

VOLTAJE VS CORRIENTE 100% Ar COMO GAS DE PROTECCIÓN.

Se usaron como base para una segunda corrida los 2 cordones con mejor aspecto (Siendo estos 6Z y 2Z), utilizando valores de corriente y voltaje intermedios y menores a estos, pero sin repetir las condiciones que ya hayan sido realizadas en la corrida anterior.

Realizado en la corrida anterior
Realizado en esta corrida
Parámetros base

15 de Febrero del 2016.

Velocidad de recorrido (cm/seg)	Voltaje (V)	Corriente (A)
0.83	16.2	80



Corriente (A)	83
Voltaje (V)	17
Vel. Avance (cm/seg)	0.83



Velocidad de recorrido (cm/seg)	Voltaje (V)	Corriente (A)
0.83	17.2	80



Corriente (A)	83
Voltaje (V)	17
Vel. Avance (cm/seg)	0.83



Corriente (A)	83
Voltaje (V)	17
Vel. Avance (cm/seg)	0.83



Velocidad de recorrido (cm/seg)	Voltaje (V)	Corriente (A)
0.83	17.2	60

Velocidad de recorrido (cm/seg)	Voltaje (V)	Corriente (A)
0.83	16.2	70



Corriente (A)	83
Voltaje (V)	17
Vel. Avance (cm/seg)	0.83

Velocidad de recorrido (cm/seg)	Voltaje (V)	Corriente (A)
0.83	17.2	70

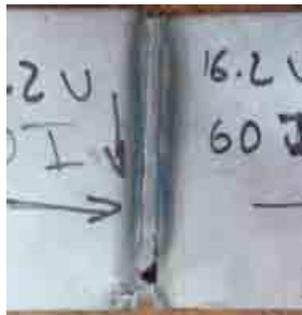
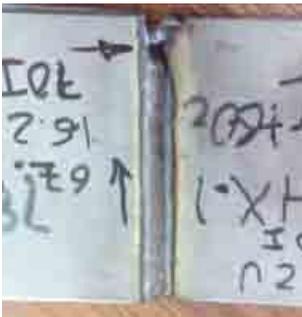
CORRIDA 5

VOLTAJE VS CORRIENTE 80% CO₂ + 20% Ar COMO GAS DE PROTECCIÓN

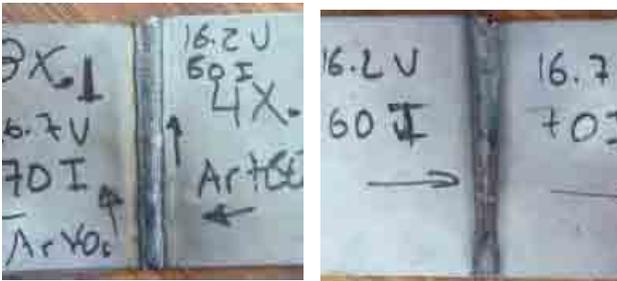
Se realizan 3 cordones de soldadura utilizando la mezcla de gases 20% CO₂ + 80% Ar, sobre los cordones de soldadura 8X y 4X de la corrida anterior, además de un 3er cordón con una menor corriente (60 A).

Nota: A partir de esta corrida y todas las subsecuentes se realizan utilizando la mezcla **80% CO₂ + 20% Ar** como gas de protección, por lo que ya no se hará mención a esto.

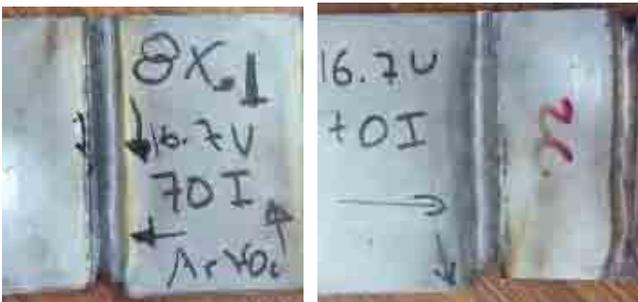
17 de Febrero del 2016.



Corriente (A)	70
Voltaje (V)	16.2
Vel. Avance (cm/seg)	0.83



Corriente (A)	60
Voltaje (V)	16.2
Vel. Avance (cm/seg)	0.83



Corriente (A)	70
Voltaje (V)	16.7
Vel. Avance (cm/seg)	0.83

Al observar el cordón realizando en la tercera corrida se aprecia una buena sanidad, una anchura y penetración favorables. Sin embargo también se observan irregularidades en la alineación, así como variaciones en la penetración del mismo como resultado de un pobre diseño de la estructura que soporta la antorcha de soldar mediante GMAW, por lo que se decide desarrollar un sistema que soporte adecuadamente dicha antorcha de tal manera que nos ayude a dar robustez en los parámetros durante el proceso, dicho sistema se describe en el apartado 3.3.

CORRIDA 6

VOLTAJE VS CORRIENTE Y EL SISTEMA DE SUJECIÓN DE ANTORCHA CON CLAMPS HECHOS CON SOLERA.

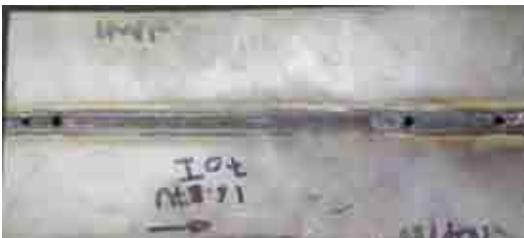
Una vez desarrollado el diseño, se dispone a soldar una lámina de Si-TRIP 780 con los valores de cordón de soldadura previamente establecidos, sin embargo, al realizarse el proceso sobre una lámina de mayor longitud (15x5 cm) que las anteriormente utilizadas (5x5 cm), se presenta un problema distorsión de las láminas, lo que genera apertura de la raíz lo cual a su vez genera perforaciones en la unión.

Nota: De nueva cuenta el sistema de sujeción de antorcha se utiliza a partir de esta corrida y todas las subsecuentes, por lo que no se hará mención de lo mismo nuevamente.

25 de Marzo del 2016.



Corriente (A)	70
Voltaje (V)	16.2
Vel. Avance (cm/seg)	0.83



Corriente (A)	60
Voltaje (V)	16.2
Vel. Avance (cm/seg)	0.83



Corriente (A)	70
Voltaje (V)	16.7
Vel. Avance (cm/seg)	0.83

CORRIDA 7

VOLTAJE VS CORRIENTE SOBRE ACERO GALVANIZADO.

Debido a que los resultados obtenidos no son satisfactorios, a fin de preservar de estudio, se dispone a realizar una nueva parametrización en un acero al galvanizado con 1.3 mm de espesor que presente comportamiento similar al Si-TRIP 780 bajo estudio durante el proceso de soldadura, ya que además de tener un espesor similar, ambos cuentan con una capa de protección galvánica, la cual ha sido reportada como un agente negativo en el proceso de soldadura al ser promotor de porosidad y orificios

debido a la alta presión generada durante la vaporización del mismo durante altas velocidades de solidificación [43].

Se cortan láminas de acero galvanizado con dimensiones similares a las del acero Si-TRIP 780, siendo estas de 10x5 cm, 15x5 cm y 10x20 cm y se realiza una corrida con los mismos valores usados anteriormente para corroborar que hay una similitud en el comportamiento de ambos aceros durante el proceso de soldadura.

29 de Marzo del 2016.



Corriente (A)		70
Voltaje (V)		16.2
Vel. Avance (cm/seg)		0.83



Corriente (A)		60
Voltaje (V)		16.2
Vel. Avance (cm/seg)		0.83



Corriente (A)		70
Voltaje (V)		16.7
Vel. Avance (cm/seg)		0.83

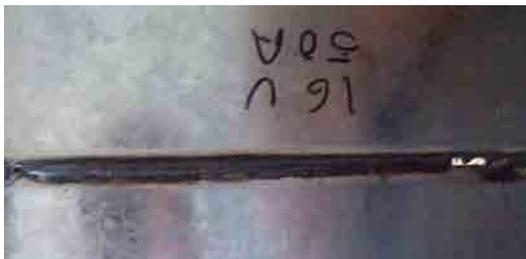
Al soldar el acero galvanizado con los valores previamente establecidos también presenta apertura de la raíz en la parte final el cordón de soldadura generando perforación en la unión

CORRIDA 8

VOLTAJE VS CORRIENTE SOBRE ACERO GALVANIZADO USANDO VALORES MINIMOS PARA TRANSFERENCIA POR CORTO CIRCUITO.

Se establecen nuevos parámetros utilizando como referencia los valores mínimos teóricos de la transferencia por corto circuito [6], siendo estos de 50 A x 16 V en donde el valor de la corriente se mantiene constante y se varía únicamente el voltaje debido a que este último tiene menor influencia en la penetración del cordón, permitiéndonos un mayor control.

12 de Abril del 2016.



Corriente (A)	50
Voltaje (V)	16
Vel. Avance (cm/seg)	0.83



Corriente (A)	50
Voltaje (V)	16.5
Vel. Avance (cm/seg)	0.83



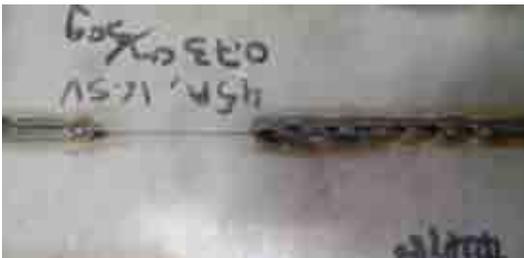
Corriente (A)	50
Voltaje (V)	17
Vel. Avance (cm/seg)	0.83

CORRIDA 9

VOLTAJE VS CORRIENTE SOBRE ACERO GALVANIZADO USANDO VALORES POR DEBAJO DE LOS MINIMOS PARA TRANSFERENCIA POR CORTO CIRCUITO.

Debido a que se continua presentando el problema de apertura de raíz provocado por una distorsión de la lámina soldada incluso en la corrida donde se utilizan los valores teóricos mínimos de corriente y voltaje para corto circuito (siendo estos de 50 A y 16 V), se dispone realizar una prueba utilizando un valor de corriente por debajo a los teóricamente mínimos para la transferencia por corto circuito, esto debido a que es esta la que genera un mayor efecto en la penetración del cordón.

12 de Abril del 2016.



Corriente (A)	45
Voltaje (V)	16.5
Vel. Avance (cm/seg)	0.83

Se observa inestabilidad del arco eléctrico, generando un cordón con una alta cantidad de perforaciones y distorsión de la lámina.

CORRIDA 10

VOLTAJE VS CORRIENTE CON CLAMPS HECHOS DE COBRE SOBRE ACERO GALVANIZADO.

Debido a la distorsión y a la perforación como producto de la primera continúan siendo producidas en la unión, se define que esto es generado por una aportación térmica es excesiva, por lo que se dispone a desarrollar un nuevo sistema de sujeción mediante clamps hechos de cobre electrolítico, material que se caracteriza por tener la mayor conductividad térmica, con lo cual se ayudará a disipar el calor generado durante el proceso, disminuyendo de esta manera la deformación de la lámina y por lo tanto la perforación de la unión.

Se utilizan los valores de la corrida anterior para confirmar el efecto disipador del cobre sobre el proceso de soldadura.

Nota: A partir de esta corrida hacia las subsecuentes se utilizará el sistema de sujeción utilizando los clamps de cobre, por lo que se omitirá su mención en las corridas siguientes.

15 de Abril del 2016.



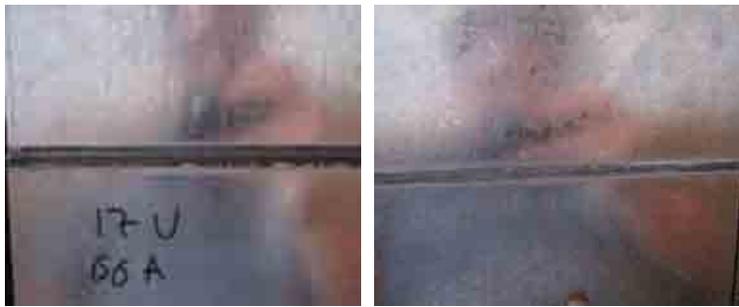
Corriente (A)	60
Voltaje (V)	16
Vel. Avance (cm/seg)	0.83



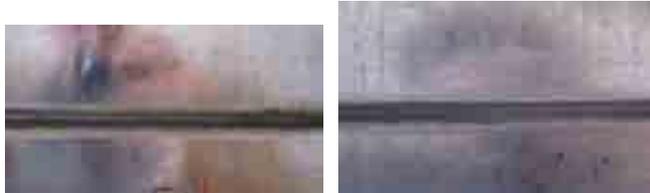
Corriente (A)	60
Voltaje (V)	16.5
Vel. Avance (cm/seg)	0.83



Corriente (A)	60
Voltaje (V)	17
Vel. Avance (cm/seg)	0.83



Corriente (A)		70
Voltaje (V)		16
Vel. Avance (cm/seg)		0.83



Corriente (A)		70
Voltaje (V)		16.5
Vel. Avance (cm/seg)		0.83



Corriente (A)		70
Voltaje (V)		17
Vel. Avance (cm/seg)		0.83

Se obtiene un cordón sano y con buena dimensionalidad, por lo que se establece que el efecto disipador del cobre tuvo una fuerte influencia en el proceso.

De manera similar se observa la poca afectación producida por el recubrimiento galvánico, el cual ha sido reportado como un agente perjudicial para el proceso de soldadura, pero únicamente en procesos donde la velocidad de solidificación es muy elevada, ya que en procesos como el aquí presente (GMAW), el alto aporte térmico generado disminuye la posibilidad de que el vapor de Zinc quede atrapado dentro de la pileta líquida, lo cual además es evitado por la baja velocidad de soldadura, produciendo un cordón de calidad aceptable [43]

Corrida 11.

Al adaptar nuevas poleas (Figura 0-4), se obtiene una velocidad de avance de 0.73 cm/seg (la cual es 0.1 cm/seg menor a la anteriormente utilizada). Se realiza una corrida con los parámetros anteriormente establecidos, utilizando nuevamente el acero galvanizado para observar el efecto producido por la disminución en la velocidad de avance sobre la sanidad del cordón.



Figura 0-4 Cambio de poleas en donde a) presenta las poleas originales con una velocidad de avance de 0.83 cm/seg y b) Presenta las poleas adaptadas con una velocidad de avance de 0.73 cm/seg.

25 de Marzo del 2016.



Corriente (A)	60
Voltaje (V)	16
Vel. Avance (cm/seg)	0.73



Corriente (A)		60
Voltaje (V)		16.5
Vel. Avance (cm/seg)		0.73



Corriente (A)		60
Voltaje (V)		17
Vel. Avance (cm/seg)		0.73



Corriente (A)		70
Voltaje (V)		16
Vel. Avance (cm/seg)		0.73



Corriente (A)		70
Voltaje (V)		16.5
Vel. Avance (cm/seg)		0.73



Corriente (A)		70
Voltaje (V)		17
Vel. Avance (cm/seg)		0.73

Se observa nuevamente el fenómeno de perforación debido al alto aporte térmico generado por la menor velocidad de avance.

CORRIDA 12

VOLTAJE VS CORRIENTE CERCANOS A LOS MINIMOS POR TRANSFERENCIA POR CORTO CIRCUITO CON VELOCIDAD DE AVANCE DE 0.73 CM/SEG SOBRE ACERO GALVANIZADO.

Se realiza una nueva corrida utilizando los valores mínimos teóricos establecidos para la transferencia por corto circuito con el fin de disminuir el aporte térmico generado por esta disminución de velocidad de avance. Se utiliza acero galvanizado.

2 de Mayo del 2016 en acero galvanizado		
Corriente (I)	Voltaje (V)	Velocidad de avance (cm/seg)
50	16	0.73
55	16	0.73
60	16	0.73
50	16.5	0.73
55	16.5	0.73
60	16.5	0.73
50	17	0.73
55	17	0.73
60	17	0.73

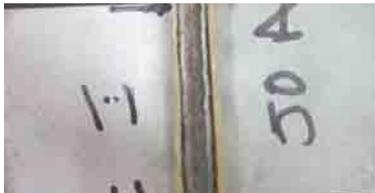
Al realizar esta nueva corrida se obtiene un cordón con buena sanidad.

CORRIDA 13

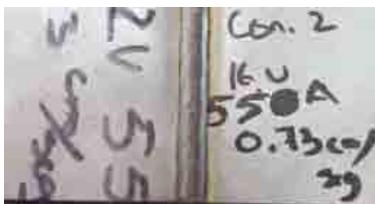
VOLTAJE VS CORRIENTE CERCANOS A LOS MINIMOS POR TRANSFERENCIA POR CORTO CIRCUITO Y VELOCIDAD DE AVANCE DE 0.73 CM/SEG SOBRE ACERO Si-TRIP 780

En base a los resultados obtenidos en la prueba anterior, se utilizan los valores mínimos para transferencia por corto circuito sobre el acero Si-TRIP 780.

4 de Mayo del 2016.



Corriente (A)	50
Voltaje (V)	16
Vel. Avance (cm/seg)	0.73



Corriente (A)	50
Voltaje (V)	16
Vel. Avance (cm/seg)	0.73



Corriente (A)	50
Voltaje (V)	16.5
Vel. Avance (cm/seg)	0.73

De igual manera en esta corrida se obtiene un cordón con buena sanidad, por lo que se prepara la muestra para realizar una observación transversal del las dimensiones del mismo.

MACROESTRUCTURA CORRIDA 13

Se realiza la preparación de la muestra para análisis macroestructural. Las imágenes macroscópicas se realizan utilizando un estereoscopio marca VELAB MICROSCOPES

modelo DMS-133 mientras que para realizar las mediciones se hace uso del software MICAM 2.0.

Los resultados demuestran que hay un excesivo reforzamiento de la raíz, lo cual tienden a ser perjudiciales para la unión soldada debido a que generan sobre esfuerzos localizados que demeritan las propiedades mecánicas de las uniones [42].

De igual manera se calcula la relación entre la penetración y el ancho del cordón, para definir si se genera un crecimiento columnar ascendente o transversal. Si este valor es mayor al 0.85 se presenta un crecimiento transversal en la ZF, lo cual tiene un efecto negativo en la eficiencia de la unión al producir un atrapamiento de escorias en el centro de la ZF.

Tabla 0-8 Dimensiones e imagen transversal del cordón para los parámetros de la corrida 13 del acero Si-TRIP 780 soldado por GMAW.

Imagen transversal del cordón	Dimensiones del cordón (mm)		Parámetros	
	Sobremonta	0.778	Voltaje (V)	16.5
	Ancho	2.7		
	Penetración	1.58	Corriente (A)	50
	Porcentaje de penetración	158%		
	Penetración/ancho	0.58	Vel. Avance (cm/seg)	0.73
	Sobremonta	0.8	Voltaje (V)	16.5
	Ancho	2.6		
	Penetración	1.54	Corriente (A)	55
	Porcentaje de penetración	154%		
	Penetración/ancho	0.59	Vel. Avance (cm/seg)	0.73
	Sobremonta	0.6	Voltaje (V)	16
	Ancho	2.6		
	Penetración	1.35	Corriente (A)	50
	Porcentaje de penetración	135%		
	Penetración/ancho	0.67	Vel. Avance (cm/seg)	0.73

CORRIDA 14

VOLTAJE VS CORRIENTE CERCANOS A LOS MINIMOS POR TRANSFERENCIA POR CORTO CIRCUITO CON UNA VELOCIDAD DE AVANCE DE 0.93 CM/SEG SOBRE ACERO GALVANIZADO



Figura 0-5 Segunda adaptación de poleas con una velocidad de avance de 0.96 cm/seg.

Debido a la sobredimensión de la raíz presente en la corrida anterior, se dispone aumentar la velocidad de avance mediante un aumento en el diámetro de la polea del motor, con lo cual se generarán mayores revoluciones en la polea del cabezal, responsable del movimiento del carro del torno, obteniendo una velocidad de avance mayor.

Mediante este ajuste se obtiene una velocidad de avance de 0.93 cm/seg, con lo cual se dispone a realizar una nueva corrida utilizando nuevamente los valores teóricos mínimos para la transferencia por corto circuito, realizando una primera prueba sobre el acero galvanizado.

Corriente	Voltaje	Velocidad de avance
50	16	0.93 cm/seg
55	16	0.93 cm/seg
55	16.5	0.93 cm/seg

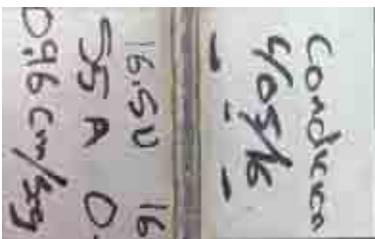
Los resultados muestran una buena sanidad, y dimensionalidad.

CORRIDA 15

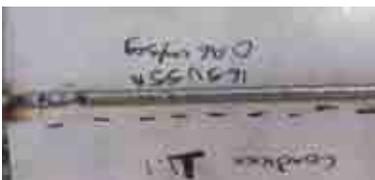
VOLTAJE VS CORRIENTE CERCANOS A LOS MINIMOS POR TRANSFERENCIA POR CORTO CIRCUITO CON UNA VELOCIDAD DE AVANCE DE 0.93 CM/SEG SOBRE ACERO GALVANIZADO

Se realizan los parámetros anteriormente utilizados utilizando el acero Si-TRIP 780.

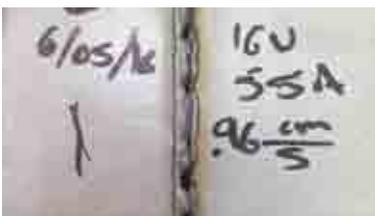
9 de Mayo del 2016.



Corriente (A)	55
Voltaje (V)	16
Vel. Avance (cm/seg)	0.96



Corriente (A)	55
Voltaje (V)	16.5
Vel. Avance (cm/seg)	0.96



Corriente (A)	55
Voltaje (V)	17
Vel. Avance (cm/seg)	0.96

En esta corrida se obtuvieron cordones con una buena dimensionalidad y sanidad utilizando los valores de 17 y 16.5 V, en donde un valor de 16 V produce perforaciones debido a que se presenta inestabilidad en el arco debido a los bajos valores en los parámetros.

MACROESTRUCTURA DE LA CORRIDA 15.

Se preparan las muestras para una observación macroscópica con el mismo procedimiento descrito anteriormente.

Tabla 0-9 Dimensiones e imagen transversal del cordón para los parámetros de la corrida 15 del acero Si-TRIP 780 soldado por GMAW.

Imagen transversal del cordón	Dimensiones del cordón (mm)		Parámetros	
	Sobremonta	0.6	Voltaje (V)	16
	Ancho	2.86		
	Penetración	0.59	Corriente (A)	55
	Porcentaje de penetración	59%		
	Penetración/ancho	0.21	Vel. Avance (cm/seg)	0.96
		Sobremonta	1.2	Voltaje (V)
Ancho		2.9		
Penetración		0.99	Corriente (A)	55
Porcentaje de penetración		99%		
Penetración/ancho		0.34	Vel. Avance (cm/seg)	0.96
		Sobremonta	0.57	Voltaje (V)
	Ancho	2		
	Penetración	1.43	Corriente (A)	55
	Porcentaje de penetración	143%		
	Penetración/ancho	0.71	Vel. Avance (cm/seg)	0.96

Se observa que una variación en la tensión del arco de 0.5 V tiene un fuerte efecto en la penetración generada en la unión, en donde el menor valor utilizado en esta corrida (16 v) ocasiona una penetración insuficiente, mientras el mayor valor utilizado presenta un excesivo reforzamiento de raíz, similar a los resultados obtenidos en la corrida 12, por lo que se decide que el valor de Voltaje de 16.5 V es el adecuado debido a que presenta una penetración adecuada y una dimensionalidad con una relación

penetración/ancho menor a 0.85, lo cual tiene un efecto positivo en las propiedades mecánicas de la unión soldada.

Tabla 0-10 Diseño de experimentos para la parametrización del proceso de soldadura GMAW en un acero SI-TRIP 780.

PARAMETRIZACIÓN DE TRIP 780 EN GMAW														
No. De diseño de experimentos	Fecha de realización	Voltaje (Volts)	Corriente (Amperes)	Velocidad de avance (cm/seg)			Material bajo analisis			Gas de protección		Disipador de cobre	1er diseño de equipo.	2do Diseño de equipo.
				0.73	0.83	0.96	TRIP	Galv.	A. al C.	80% CO2+ 20% Ar	100 % Ar			
1	26/01/2016	14	100											
		14	83											
		14	74											
		17	65											
		17	80											
2	14/02/2016	17	88											
		14	100											
3	14/02/2016	17	83											
		19.8	45											
		16.2	80											
		17.2	80											
		17.2	60											
4	15/02/2016	17.2	70											
		16.2	80											
		16.2	60											
		16.7	60											
		16.7	70											
5	17/02/2016	16.7	80											
		16.2	70											
		16.2	60											
6	25/03/2016	16.7	70											
		16.2	70											
		16.2	60											
7	29/03/2016	16.7	70											
		16.2	70											
		16.2	60											
8	12/04/2016	16.7	70											
		16	50											
		16.5	50											
9	12/04/2016	17	50											
		16.5	45											
		16	60											
10	15/04//2016	16.5	60											
		17	60											
		16	70											
		16.5	70											
		17	70											
11	28/04/2016	16	60											
		16.5	60											
		17	60											
		16	70											
		16.5	70											
12	2/05//2016	17	70											
		16	50											
		16	55											
		16	60											
		16.5	50											
		16.5	55											
		16.5	60											
13	04/05/2016	17	50											
		17	55											
		17	60											
14	09/05/2016	16	50											
		16	55											
		16.5	55											