



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL ESTADO DE
HIDALGO



ESCUELA SUPERIOR DE CD. SAHAGÚN

LICENCIATURA EN INGENIERÍA MECÁNICA

Tesis

*Efecto del calor de aporte sobre las propiedades mecánicas y
microestructurales de una soldadura disímil (bajo carbono – TRIP) realizada
mediante el proceso GMAW*

Que para obtener el título de

Licenciado en Ingeniería Mecánica

Presenta:

Cristian Javier Carpio López

Asesor:

Dr. César Mendoza Gómora

Co-asesor:

Dr. Jorge Zuno Silva

Cd. Sahagún, Hidalgo, Marzo 2021



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL ESTADO DE HIDALGO
Escuela Superior de Ciudad Sahagún
Campus Sahagún

P.D.L.I.M. CRISTIAN JAVIER CARPIO LÓPEZ
P R E S E N T E

Por este conducto le comunico que el Jurado que le fue asignado a su trabajo de titulación denominado **"Efecto del calor de aporte sobre las propiedades mecánicas y microestructurales de una soldadura disímil (bajo carbono - TRIP) realizada mediante el proceso GMAW"**, y que después de revisarlo han decidido autorizar la impresión del mismo, hechas las correcciones que fueron acordadas.

A continuación se anotan las firmas de conformidad de los integrantes del Jurado:

PRESIDENTE	Dr. Martín Ortiz Domínguez
VOCAL	Dr. César Mendoza Gómora
SECRETARIO	Dr. Carlos Ernesto Borja Soto
SUPLENTE	Dr. Jorge Zuno Silva

Sin otro particular, reitero a usted la seguridad de mi atenta consideración.

ATENTAMENTE
"AMOR, ORDEN Y PROGRESO"
Cd. Sahagún, Hgo., a 5 de marzo de 2021.

M. en C. Yira Muñoz Sánchez
Coordinadora de la Licenciatura en Ingeniería Mecánica



Carretera Ciudad Sahagún-Otumba s/n, Zona
Industrial Ciudad Sahagún, Tepeapulco, Hidalgo,
C.P. 43990
Teléfono: 52 (771) 71 720 00 ext 5300
jorge_zuno@uaeh.edu.mx

www.uaeh.edu.mx

Agradecimientos

A mi familia, quien estuvo al pendiente en cada paso de este camino brindándome su apoyo para concluir esta etapa, y que sin importar el tiempo que haya demorado, nunca perdió la esperanza de ver cumplido el objetivo.

De la misma manera, al personal docente y administrativo de esta institución que fue parte de mi formación académica.

Al Dr. César Mendoza Gómora por su tiempo, conocimiento, paciencia y consejos que me brindó como catedrático y asesor de tesis, facilitándome las herramientas necesarias para llevar a cabo este proyecto.

Al Dr. Jorge Zuno Silva director de la Escuela Superior de Ciudad Sahagún, por el uso del equipo e instalaciones del laboratorio de metalografía y su colaboración como co-asesor de tesis.

Al Dr. Miguel Flores Rentería, Dr. Carlos Ernesto Borja y Dr. Martín Ortiz Domínguez por su participación en la revisión y su crítica constructiva para la consumación de esta tesis.

Al Dr. Ricardo Rafael Ambriz Rojas por su colaboración en el uso de las instalaciones de CIITEC-IPN para la realización de ensayos de impacto.

Al programa PROMEP por brindar los recursos económicos para llevar a cabo el desarrollo de esta tesis.

A CIE PEMSA Celaya por aportar los materiales utilizados en esta investigación.

Resumen

Se realizó el análisis del efecto resultante del calor de aporte de una soldadura disímil de acero bajo carbono JSC270C (BC) y un acero de plasticidad inducida por transformación, TRIP400/690 (TRIP, por sus siglas en inglés), en láminas de 200 x 100 mm, de 1 mm (BC) y 1.1 mm (TRIP) de espesor, llevada a cabo mediante el proceso de soldadura por arco eléctrico electrodo consumible y protección gaseosa (GMAW, por sus siglas en inglés), utilizando un electrodo ER70S-6 como material de aporte.

Se logró determinar las variables operativas del proceso de soldadura GMAW que permitieron obtener un cordón sano de penetración completa, presentando valores de microdureza máximos de 475 HV_{0.1} en la zona adyacente al cordón de soldadura del acero TRIP.

La caracterización microestructural de los materiales base y la soldadura se realizó mediante las técnicas de Microscopia Óptica (MO) y Microscopia Electrónica de Barrido (MEB). La identificación de fases y cuantificación de tamaño de grano se llevó a cabo de forma digital haciendo uso de los softwares iWorks, SigmaScan y AutoCAD. Por medio de una macrografía y un perfil de microdureza se determinó la forma y extensión del cordón de soldadura, así como la Zona Afectada Térmicamente (ZAT).

La caracterización mecánica de los materiales base y la soldadura se llevó a cabo mediante ensayos de tensión e impacto, de la cual se obtuvieron los gráficos de esfuerzo - deformación, deformación - tiempo, fuerza - tiempo y desplazamiento - tiempo para determinar la tenacidad de los materiales base y la unión disímil.

La unión disímil resultante presentó falla por tensión a 18.7 mm a partir del centro del cordón en el Material Base (MB) del acero BC, obteniendo un esfuerzo de cedencia de 170 MPa y un esfuerzo máximo de 275 MPa. La absorción de energía de impacto en la unión disímil fue de 82.7 %, sin evidenciar fractura en el cordón de soldadura.

Palabras clave: aceros AHSS, comportamiento TRIP, proceso GMAW, ensayo dinámico.

Abstract

The analysis of the effects resulting from the input heat effects of a dissimilar welding between low carbon steel JSC270C (LC) and transformation-induced plasticity steel TRIP400/690 (TRIP) was analyzed. Sheets of 200 x 100 mm, 1 mm (LC) and 1.1 mm (TRIP) thickness were welded by means of Gas Metal Arc Welding (GMAW) process, using ER70S-6 electrode as filler material.

GMAW parameters were adequate to obtain a healthy bead with full penetration, showing maximum hardness values of 475 HV_{0.1} close to the welding bead, in the TRIP steel side.

Welding and base materials were characterized by means of Optical Microscopy (OM) and Scanning Electron Microscopy (SEM). Phases identification and grains size quantification was digitally performed using iWorks, SigmaScan and AutoCAD software. Weld bead morphology and Heat Affect Zone (HAZ) extension were determined by means of macrography and microhardness profile.

Stress – Strain, Strain - Time, Force - Time and Displacement - Time behavior were obtained by means of stress and impact tests to determine the toughness of the base materials and the dissimilar welding.

Dissimilar joint fails at 18.7 mm from the center of the welding bead in the LC steel side, reaching a yield stress of 170 MPa, an ultimate stress of 275 MPa. The impact energy absorption in the dissimilar joint was 82.7 %, without evidence of fracture in the welding.

Keywords: AHSS, TRIP steels, GMAW process, dynamic test.

Índice de contenido

Introducción	1
Antecedentes	3
Problemática	7
Solución propuesta.....	7
Justificación	7
Objetivo general.....	8
Objetivos específicos	8
Aportaciones	8
Alcance	9
Limitaciones.....	9
Capítulo 1. Revisión bibliográfica	10
1.1. Acero	10
1.1.1. Fases del diagrama Fe –Fe ₃ C.....	11
1.1.2. Transformación martensítica	16
1.2. Aceros al carbono.....	18
1.3. Aceros AHSS	19
1.3.1. Aceros Doble Fase (DP)	20
1.3.2. Aceros de Fase Compleja (CP).....	21
1.3.3. Aceros Martensíticos	21
1.3.4. Aceros TRIP	22
1.4. Procesos de soldadura	26
1.4.1. Soldadura GMAW	28
1.4.2. Soldabilidad	30
1.5. Ensayos mecánicos.....	31

Capítulo 2. Desarrollo experimental	35
2.1. Composición química	35
2.2. Caracterización metalográfica	35
2.2.1. Micrografía y análisis de imagen	37
2.4. Caracterización mecánica	39
2.4.1 Ensayo de tensión	39
2.4.2. Ensayo de impacto	39
2.5. Proceso de soldadura	41
2.5.1. Diseño de junta	41
2.5.2. Caracterización mecánica de la unión disímil	43
Capítulo 3. Análisis y discusión de resultados	45
3.1. Caracterización metalográfica de materiales base	45
3.1.1. Acero Bajo Carbono (BC)	45
3.1.2 Acero TRIP	47
3.2. Caracterización mecánica de materiales base	49
3.2.1. Acero Bajo Carbono (BC)	49
3.2.2. Acero TRIP	52
3.3. Caracterización microestructural y mecánica de la unión disímil	56
3.4. Caracterización mecánica de la soldadura	58
3.4.1. Microdureza en soldadura.....	58
3.4.2. Tensión en soldadura.	59
3.4.3. Impacto en soldadura	59
Conclusiones	64
Trabajos futuros	65
Referencias.....	66

Índice de figuras

Figura 1. Esquema de los átomos de carbono en los intersticios de hierro (Tamarelli, 2011).	10
Figura 2. Diagrama metaestable Fe – F ₃ C (Rubio, 2018)......	11
Figura 3. Hierro γ , a) Estructura atómica, b) Microestructura característica (Kalpakjian & Schmid, 2008)......	12
Figura 4. Hierro α , a) Estructura atómica, b) Microestructura característica (Kalpakjian & Schmid, 2008)......	12
Figura 5. Microestructura característica de la cementita (Callister, 1995)......	13
Figura 6. Microestructura característica de la perlita de un acero 1080 (Kalpakjian & Schmid, 2008).	13
Figura 7. Microestructuras características de la bainita, a) superior, b) inferior (Callister, 1995).	14
Figura 8. Estructura atómica BCT de la martensita (Kalpakjian & Schmid, 2008).	15
Figura 9. a) Martensita en placas 1.4 %C, b) Martensita en listones 0.2 %C (Askeland, 1998).	15
Figura 10. Deslizamiento de un plano en la transformación martensítica (Callister, 1995).	16
Figura 11. Transformación atérmica de una aleación de Fe 1.8 %C en peso, enfriado a: a) 24 °C, b) -60 °C y c) -100 °C (Krauss, 1978).	17
Figura 12. Etapas de la transformación martensítica de la teoría cristalográfica (Ashby & Jones, 1998).	18
Figura 13. Clasificación de los aceros (Guzmán & Monsalve, 2011).	19
Figura 14. Microestructura del acero DP (Horvath, 2010).	20
Figura 15. Microestructura del acero CP (Nanda et al., 2016).	21
Figura 16. Microestructura del acero martensítico (Nanda et al., 2016).	22

Figura 17. Proceso de obtención de la microestructura de un acero TRIP (Christodoulou, 2017).	24
Figura 18. Barra lateral de impacto fabricada en acero TRIP (Nemani & Arakerimath, 2015).	26
Figura 19. Carta maestra de los procesos de soldadura AWS (Jeffus, 2012).	27
Figura 20. Soldadura GMAW (Jeffus, 2012).	29
Figura 21. Tipos de transferencia a) Corto circuito b) Globular c) Spray (Jeffus, 2012).	30
Figura 22. Dureza para aceros al carbono y aleados (ASESCO, 2014).	31
Figura 23. Distribución del calor en la ZAT (ASESCO, 2014).	31
Figura 24. Clasificación de ensayos mecánicos de acuerdo a la rapidez de deformación (Martínez, 2017).	32
Figura 25. Diagrama típico resultante de un ensayo de tensión (Kalpakjian & Schmid, 2008).	33
Figura 26. Proceso de desbaste con papel carburo de silicio.	36
Figura 27. Proceso de pulido de muestras metalográficas.	36
Figura 28. Ataque químico por inmersión.	37
Figura 29. Equipo utilizado para Microscopia Óptica (MO).	37
Figura 30. Equipo utilizado para Microscopia Electrónica de Barrido (MEB).	38
Figura 31. Borde de grano del acero a) BC b) TRIP.	38
Figura 32. Identificación de fases en acero a) BC b) TRIP.	39
Figura 33. Dimensiones de la probeta de tensión, mm (ASTM , 2004).	39
Figura 34. Máquina de impacto vertical (Martínez, 2017).	40
Figura 35. Probeta para ensayo de impacto.	41
Figura 36. Diseño de junta de soldadura.	42
Figura 37. Mesa de trabajo para soldadura semiautomática.	42

Figura 38. Fresado de cordón de soldadura.	43
Figura 39. Durómetro utilizado para realizar mediciones de microdureza.....	44
Figura 40. Perfil de microdureza del cordón de soldadura.	44
Figura 41. Micrografía de acero BC a) MO, b) MEB.....	45
Figura 42. Análisis digital de imagen del acero BC, a) microestructura, b) conteo de granos, c) correspondiente a perlita, d) correspondiente a ferrita.	46
Figura 43. Microestructura del acero TRIP obtenida mediante MO.	47
Figura 44. Microestructura del acero TRIP obtenida mediante MEB.	48
Figura 45. Muestra de tensión del acero BC.....	49
Figura 46. Gráfico esfuerzo – deformación del acero BC.	50
Figura 47. Muestra de impacto en el acero BC.....	50
Figura 48. Gráfico deformación – tiempo del acero BC.....	51
Figura 49 Gráfico fuerza – tiempo del acero BC.....	51
Figura 50. Muestra de tensión del acero con comportamiento TRIP.	53
Figura 51. Gráfico esfuerzo – deformación del acero TRIP.....	53
Figura 52. Muestra de impacto en el acero TRIP.	54
Figura 53. Gráfico deformación – tiempo del acero TRIP.	54
Figura 54. Gráfico fuerza – tiempo del acero TRIP.	55
Figura 55. Gráfico desplazamiento – tiempo del acero TRIP.....	55
Figura 56. Zonas comprendidas dentro de la ZAT.	56
Figura 57. Macrografía del cordón de soldadura y zona afectada por el calor de la unión disímil BC-TRIP.	57
Figura 58. Perfil de microdureza de la unión disímil.	58
Figura 59. Muestra de tensión de la unión BC-TRIP.	59
Figura 60. Gráfico esfuerzo – deformación de la BC – TRIP.	60

Figura 61. Muestra de impacto de la unión BC – TRIP.	60
Figura 62. Gráfico deformación – tiempo de la unión BC – TRIP.....	61
Figura 63. Gráfico fuerza – tiempo de la unión BC – TRIP.....	62
Figura 64. Gráfico desplazamiento – tiempo de la unión BC – TRIP.	62

Índice de Tablas

Tabla 1. Influencia de los elementos de aleación en los aceros TRIP	23
Tabla 2. Composición química de materiales empleados (% en peso).....	35
Tabla 3. Condiciones iniciales de impacto.	41
Tabla 4. Composición química del material de aporte (% en peso).	42
Tabla 5. Variables operativas del proceso de soldadura GMAW.....	43
Tabla 6. Fases presentes en el acero BC JSC270C.....	46
Tabla 7. Fases presentes en el acero TRIP400SY690T.	49
Tabla 8. Tamaño de las distintas regiones dentro de la ZAT, mm.	58

Introducción

Durante décadas, numerosas aleaciones base hierro – carbono se han utilizado para la construcción de vehículos en la industria automotriz (Horvath, 2010), los avances tecnológicos en la fabricación de los aceros ha alentado el desarrollo de nuevos materiales que exhiben un equilibrio de características superiores de resistencia a la tensión, tenacidad y ductilidad.

Dentro de la gama de estos materiales se encuentran los Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS, por sus siglas en inglés) (Lázaro, 2009). El uso de aceros AHSS en puntos estratégicos en la fabricación de los vehículos implica una reducción significativa de peso, aumento de seguridad y ahorro de combustible.

Las láminas de acero de bajo carbono (BC) son empleadas en la fabricación de componentes de carrocería, debido a su elevada conformabilidad y soldabilidad, reduciendo los costos de producción (Callister, 1995). Por otra parte los aceros de plasticidad inducida por transformación (TRIP) presentan una microestructura multifásica constituida por ferrita, bainita y austenita retenida, las cuales son el resultado de los procesos termomecánicos a los que son tratados. La adición de elementos como el Si y Al estabilizan la austenita permitiendo retenerla en la microestructura a temperatura ambiente, a esta fase se le denomina Austenita Retenida (AR). Esta última fase es la responsable del comportamiento TRIP en este tipo de aceros debido a que puede transformarse en una estructura martensítica mediante el movimiento adifuncional de los átomos como resultado de los esfuerzos a los que es sometido, aportando una mayor absorción de energía, un aumento de resistencia al impacto y mayor ductilidad (Fernando, Caballero, Cantó, & Amorós, 2012; Guzmán & Monsalve, 2011).

La soldabilidad ampliamente investigada en aceros convencionales tales como los aceros dulces, de medio y alto contenido de carbono, aceros de baja aleación y en aceros AHSS afirma que es necesario tener en cuenta la cantidad de elementos aleantes principalmente del carbono, debido a que la formación de martensita implica un riesgo ya que es una microestructura dura y frágil y su formación conlleva a un incremento de volumen que propicia esfuerzos residuales provocando el agrietamiento. El Carbono Equivalente (CE) es el parámetro que permite evaluar la soldabilidad mediante la estimación del endurecimiento del acero basado en su composición química.

De la gama de procesos empleados por el sector automotriz para la unión de estos materiales se encuentra la soldadura GMAW (Gould, Khurana, & Li, 2006; Wang et al., 2019). El ajuste adecuado de las variables operativas del proceso de soldadura influye en gran medida a controlar los fenómenos resultantes tal como es el calor suministrado, ya que este repercute en las diferentes propiedades de la unión, entre estas se encuentran: dureza, fragilidad, ductilidad y tenacidad (Böhme, 2016; Carozzo & Jacques, 2017; López, Reyes, & Zambrano, 2013; Svobada, Lorusso, & Burgueño, 2010).

El análisis de las propiedades mecánicas por medio de ensayos de tensión e impacto en uniones disimiles BC – TRIP de espesores delgados se llevó a cabo con la finalidad de cuantificar las propiedades mecánicas y microestructurales que son modificadas por el calor de aporte, que es función de las variables operativas del proceso de soldadura GMAW tal como la velocidad de avance, voltaje y corriente.

Antecedentes

Guzmán y Monsalve (2011) realizaron estudios de las principales características mecánicas y microestructurales de los aceros de Plasticidad Inducida por Transformación (TRIP). Los autores describen el proceso térmico para la obtención de la microestructura multifásica compuesta por ferrita, bainita y austenita retenida a través de un recocido a temperatura intercrítica seguido de un tratamiento isotérmico bainítico, los efectos de los elementos de aleación Al y Si sobre la microestructura durante los procesos termomecánicos propiciaron la retención y estabilización de la austenita. De igual manera describen el fenómeno termodinámico de la transformación martensítica de la austenita confirmando a este tipo de aceros características de endurecimiento por deformación, aumentando su resistencia a la tensión y ductilidad haciendo de estos aceros una oferta atractiva para el sector automotriz, la cual busca la reducción de peso sin comprometer la seguridad.

Li y Wu (2008) realizaron estudios del proceso de templeado isotérmico bainítico en aceros TRIP con una composición química de 0.23 %C, 1.36 %Si, 1.54 %Mn y 0.08 %Al, partiendo de una placa fundida al vacío y laminada en caliente de 20 mm de espesor. Llevaron a cabo el proceso de rolado en 6 fases a una velocidad de enfriamiento de $10\text{ }^{\circ}\text{Cs}^{-1}$, posteriormente realizaron un enfriamiento por aire llevando a un rango de temperaturas de 580 y 620 °C para posteriormente realizar un temple en un baño de sales a los 400 °C con una permanencia de 2, 5, 10, 15, 25, 40, 60 y 120 min. Los investigadores reportaron que las propiedades mecánicas disminuyeron al sobrepasar el tiempo de permanencia de 25 min; para el cual obtuvieron un porcentaje de deformación máximo de 33 % y una resistencia máxima a la tensión de 776 MPa. El análisis metalográfico reveló una concentración volumétrica de austenita retenida de 13.02 % y un 37.5 % de bainita, los autores concluyeron que un tiempo mayor de permanencia del baño de sales conlleva a la precipitación del carburo de hierro, desestabilizando la austenita.

Carozzo y Jacques (2017) realizaron estudios de la microestructura, propiedades mecánicas y transformación de fases de aceros TRIP, para lo cual prepararon muestras tratadas térmicamente a 1250 °C laminadas en caliente y en frío con 0.12 % y 0.05 % en peso de Nb realizando un tratamiento isotérmico bainítico. La microestructura resultante por la adición de cantidades importantes de Nb en los aceros TRIP generó aceros con matriz ferrítica más fina, reteniendo mayor cantidad de austenita en tiempos más cortos de tratamiento isotérmico

bainítico, el efecto del Nb influyó en la cinética de recrystalización cuando ocurrió la formación de austenita. Los autores concluyen que para los aceros TRIP con adición de Nb laminados en frío, la ferrita no recrystalizada favorece la nucleación de la austenita, lo cual permite una distribución fina de granos de martensita.

Di, Zhuang, y Hui-sheng (2008) analizaron el efecto producido por el enfriamiento controlado en el proceso de laminado en caliente de un acero TRIP con una composición química de 0.23 %C, 1.36 %Si, 1.54 %Mn y 0.08 %Al. Realizaron el proceso de laminado en cuatro etapas con una reducción de temperaturas desde 1120 °C hasta 840 °C, para posteriormente someter a un proceso de enfriamiento de 3 etapas por agua y aire, alternadas con una duración de 1, 9, 1 s. Los autores reportaron una microestructura compuesta por ferrita poligonal, bainita granular, y pequeñas islas de martensita - austenita retenida donde un volumen de austenita retenida del 19.6 % decayó a un 8.8 % en las muestras que fueron sometidas a tensión. La resistencia máxima reportada fue de 824 MPa y 37 % de deformación. Concluyeron que la microestructura obtenida mediante el enfriamiento controlado en 3 etapas y la concentración adecuada de elementos de aleación principalmente de Si, brinda excelentes propiedades mecánicas estabilizando la austenita retenida, favoreciendo el efecto TRIP.

Gould et al. (2006) realizaron una investigación acerca de los procesos de soldadura en los materiales utilizados en la industria automotriz, evaluando la resistencia del cordón de soldadura, el cambio microestructural y la transformación de fases, principalmente la formación de martensita que sufren los aceros a raíz del calor de aporte suministrado por los procesos de unión RSW, RMSEW, LBW y GMAW. Realizaron estimaciones de la velocidad crítica de enfriamiento para la formación de martensita basándose en modelos de transformación termodinámica de fases en función al calor de aporte, espesor de la placa y elementos de aleación. Realizaron ensayos de dureza para determinar la presencia de martensita en la ZAT de acuerdo a sus predicciones mediante modelos matemáticos. Concluyeron que la rapidez de enfriamiento más alta está relacionada con los procesos RSW y LBW, la susceptibilidad de formación de martensita en los aceros AHSS depende de los elementos de aleación utilizados para lograr los niveles de resistencia requeridos para el grado del acero.

Mei, Lin, Ren-yu, Ji-cheng, y Zi (2008) realizaron estudios en una soldadura de acero con comportamiento TRIP600, con una composición química del 0.11 %C, 1.19 %Si, 1.67 %Mn, 0.038 %Al y Carbono Equivalente (CE) = 0.438. Evaluaron las propiedades mecánicas mediante ensayos de tensión e impacto de la junta la cual fue realizada mediante un proceso GMAW, los parámetros utilizados para el proceso fueron: una mezcla de 80 %Ar y 20 %CO₂ como gas de protección, corriente de 180 A, voltaje de 28 – 30 V, velocidad de avance de 130 – 150 mm·min⁻¹ y un flujo de gas de 15 L·min⁻¹. El material de aporte utilizado fue un electrodo ER50-6, el diseño de la junta fue a tope en V a 60° en placas de 1.8 mm de espesor. Los resultados reportados de la caracterización microestructural señalaron la presencia de tres zonas comprendidas a lo largo de la ZAT, en las cuales ocurre un cambio microestructural importante. Como resultado de la caracterización mecánica obtuvieron una resistencia máxima a la tensión de 774 MPa, una absorción de energía a temperatura ambiente de 58 J en el material soldado y de 48 J en la ZAT. La dureza máxima reportada fue de 220 HV en la ZAT a 1.5 mm a partir del centro del cordón de soldadura, 100 HV por encima del material base. La falla ocurrió en la zona del material soldado durante la prueba de tensión. De acuerdo con los autores esto se debe a que el material presenta una característica de endurecimiento por deformación, propagando la energía de deformación desde el cordón, propiciando la fractura debido a la baja ductilidad en la zona del material soldado.

Pérez-Medina, Reyes-Valdés, Ferreira, y López-Cortéz (2010) realizaron estudios del cambio microestructural de un acero TRIP800 con una composición química del 0.23 %C, 1.55 %Si, 1.65 %Mn, 0.041 %Al, soldado mediante los procesos de soldadura Láser CO₂ (bajo aporte térmico) y GMAW (alto aporte térmico). Las pruebas fueron realizadas en láminas de 1.6 mm de espesor. Para el caso del proceso GMAW, el material de aporte fue un electrodo de tipo ER110S-G de 1.6 mm y los parámetros utilizados en el proceso fueron: corriente de 136 A, voltaje de 13 V, velocidad de avance de 799.84 mm·min⁻¹, resultando un calor de aporte de 132.6 J·mm⁻¹. La estimación de las velocidades de enfriamiento fueron 128.48 °C·s⁻¹ y 144.66 °C·s⁻¹ para la soldadura GMAW y láser respectivamente. Los autores determinaron que la formación de martensita requiere de velocidades de enfriamiento superiores a 45 °C·s⁻¹, por lo que los esfuerzos térmicos resultantes de los ciclos de

enfriamiento del proceso láser generó la transformación martensítica de la austenita retenida. La dureza máxima reportada en la muestra soldada mediante GMAW fue de 500 HV, 100 HV por debajo de la soldadura láser resultando en una pérdida de ductilidad del 15 %, que es menor al 25 % obtenida mediante GMAW, produciendo una falla del material en una región más cercana a la ZAT, para el caso de soldadura láser.

López et al. (2013) analizaron el efecto del calor mediante la caracterización mecánica y microestructural de un acero TRIP780 con una composición química de 0.10 %C, 1.98 %Mn, 2.35 %Si, soldado mediante el proceso GMAW. Realizaron soldaduras variando el calor de aporte de $304 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$, $273 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$ y $248 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$, mediante el cambio en la velocidad de avance. El material de aporte fue un electrodo ER0S-3 de 0.9 mm de diámetro, con una mezcla de 90 % Ar y 10 % CO₂ como gas de protección. A través de un perfil de microdureza comprobaron la presencia de una zona de ablandamiento en la ZAT. Determinaron que un calor de aporte mayor induce a una precipitación de fases suaves y granos con microestructuras de menor dureza, presentando una reducción de la misma de 70 HV, la carga máxima reportada fue de 57.6 kN y una carga máxima al corte de $1.16 \text{ kN}\cdot\text{mm}^2$ en la muestra de bajo aporte térmico. Concluyeron que un calor de aporte mayor propicia las condiciones para una transformación de ferrita dúctil en la ZAT.

Vargas, Mejía, Hernández, y Maldonado (2018) estudiaron la influencia de la composición química y la microestructura en las propiedades mecánicas de resistencia al corte y dureza en seis aceros TRIP unidos mediante Soldadura por Resistencia (RSW, por sus siglas en inglés). Determinaron que las propiedades mecánicas están relacionadas con los elementos de aleación C y Si durante la etapa de enfriamiento del proceso de soldadura. Observaron que la microestructura resultante fue martensita en la Zona de Fusión (ZF) atribuido a la alta rapidez de enfriamiento, mientras que en la ZAT observaron mezclas de ferrita, martensita, bainita y en algunos casos austenita retenida. En la muestra con mayor contenido de elementos aleantes la templabilidad fue afectada, viéndose reflejada en la pérdida de dureza. Por otra parte la muestra con menor contenido de carbono exhibió una mayor absorción de energía de deformación sin afectación de resistencia y concentró menor porcentaje de austenita retenida en la ZAT debido a que el C estabilizó la austenita. Los autores concluyeron que el aumento de C, Mn y Cr, afecta las propiedades mecánicas debido a la

formación de inclusiones no metálicas disminuyendo la templabilidad del acero y que el aumento de austenita retenida se debió en gran medida al Si presente.

Problemática

La soldabilidad en los aceros AHSS, viene acompañada del cambio microestructural derivada de diversos factores, como lo es el índice del carbono equivalente (CE) en función a su composición química, los tratamientos termomecánicos llevados a cabo en su elaboración, y el espesor de la junta; por lo que deben ser considerados durante los procesos de unión. La alteración en las características microestructurales del material base, resultan en un cambio de las propiedades mecánicas, como lo es la pérdida de resistencia a la tensión o bien un incremento de dureza excesiva (fragilidad).

Los elementos de aleación, principalmente el carbono, combinado con las elevadas temperaturas de fusión y rapidez de enfriamiento elevada propician las condiciones para la precipitación de martensita. Esta fase es la responsable de un incremento en el volumen en la microestructura generando esfuerzos residuales que tiene como consecuencia la formación de fisuras o fracturas en la junta soldada. Por otra parte los elementos de aleación influyen en la precipitación de fases blandas dentro de una zona de reblandecimiento en la ZAT, reduciendo la eficiencia de la junta y comprometiendo la estructura. Ante estos cambios, es indispensable caracterizar el comportamiento de las soldaduras antes de ser puestas en servicio.

Solución propuesta

Analizar el cambio microestructural en los materiales base, la relación que guarda el porcentaje de fases, distribución de las mismas a lo largo de la ZAT y cordón de soldadura con las propiedades mecánicas de resistencia a la tensión, deformación y absorción de energía al impacto. Lo anterior para conocer si la unión disímil puede ser empleada por la industria.

Justificación

El proceso de unión RSW es el más versátil empleado por el sector automotriz. Debido a la rapidez y sencillez de su aplicación los costos de fabricación son reducidos en comparación al resto de los procesos soldadura. Sin embargo, este proceso de soldadura sólo se puede aplicar en juntas a traslape. Por otra parte, algunos estudios revelan que los proceso RSW y

LBW tienen ciclos térmicos con rapidez de enfriamiento superiores a los obtenidos por GMAW, repercutiendo en una microestructura más frágil en aceros AHSS, reportándose fallas en el cordón de soldadura y en la ZAT.

El uso de aceros AHSS para la reducción de peso a través de la disminución de los espesores en los materiales empleados, permite el uso de elementos de seguridad como lo son las barras de impacto, donde su unión requiere de una junta a tope. Lo anterior permite que el proceso GMAW sea una opción viable para unir un elemento de seguridad como lo es una barra de impacto en el panel de la puerta mediante un proceso de soldadura establecido en el presente trabajo.

Objetivo general

Estudiar los efectos del calor de aporte de una unión disímil realizada mediante el proceso GMAW, a través del análisis metalográfico, ensayos de tensión e impacto en torre de caída libre para generar una opción de unión sana entre los aceros JSC270C y TRIP400/690 usados en la industria automotriz.

Objetivos específicos

- Realizar la caracterización mecánica y microestructural de materiales base mediante metalografía y ensayos de tensión e impacto para obtener un parámetro de referencia.
- Ajustar las variables del proceso de soldadura de manera experimental para obtener uniones disímiles de penetración completa.
- Comparar el cambio microestructural en el cordón de soldadura y la ZAT, mediante análisis de imágenes y perfiles de microdureza.
- Realizar ensayos de impacto en torre de caída libre evaluando la integridad del cordón de soldadura.

Aportaciones

Este estudio pretende plantear un procedimiento de soldadura aceptable para la industria, permitiendo realizar uniones disímiles en láminas de acero de bajo carbono JSC270C y aceros con comportamiento TRIP400/690 de 1 y 1.1 mm de espesor respectivamente.

Generar conocimiento del efecto del calor de aporte en la unión de láminas de los materiales anteriormente mencionados, evidenciando tanto los cambios microestructurales como los cambios en sus propiedades mecánicas posteriores a la aplicación del proceso de soldadura.

Alcance

Determinar los efectos del calor de aporte sobre la microestructura y propiedades mecánicas de la unión disímil de un acero de bajo carbono JSC270C y un TRIP400/690 al ser unidos por el procedimiento de soldadura establecido.

Limitaciones

Este trabajo se limita a la aplicación del proceso GMAW y al uso de los aceros bajo carbono JSC270C y TRIP400/690 de 1 y 1.1 mm de espesor mediante una junta a tope, debido a que el cambio del proceso establecido, espesor y grado del acero modifica los resultados obtenidos.

Capítulo 1. Revisión bibliográfica

1.1. Acero

La gran variedad de aleaciones ferrosas forman parte de los materiales más utilizados a nivel industrial, ya que pueden fabricarse en grandes cantidades a costos relativamente bajos y sus aplicaciones son diversas debido a las propiedades mecánicas en general.

El acero es una aleación de hierro – carbono con un contenido menor al 2.11 % de C en peso, adicionada con otros elementos de aleación, los cuales le confieren propiedades mecánicas específicas que van de acuerdo a su aplicación dentro de la industria.

La estructura del acero a nivel microscópico y atómico explica su gran resistencia, el acero al carbono es más resistente mecánicamente respecto al hierro puro, debido a que los átomos de carbono ocupan los intersticios (espacio entre átomos) de la red cristalina del hierro (Figura 1), lo cual ocurre a elevadas temperaturas (Callister, 1995).

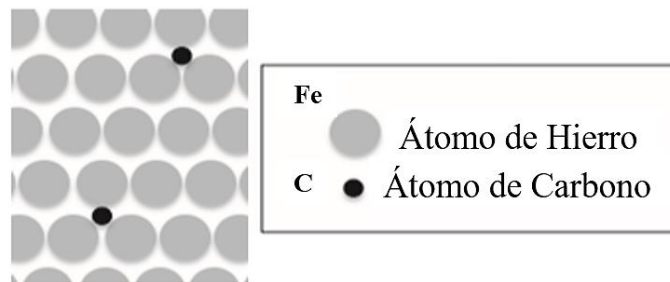


Figura 1. Esquema de los átomos de carbono en los intersticios de hierro (Tamarelli, 2011).

El carbono puede presentarse en tres formas distintas en las aleaciones de hierro – carbono:

- En solución intersticial.
- Formando carburo de hierro.
- Como carbono libre o grafito.

Debido a que el hierro presenta una característica alotrópica, este experimenta una serie de transformaciones manifestadas por variaciones térmicas y dimensionales, formando con el carbono una solución sólida intersticial (Belzunce, 2001).

El diagrama de equilibrio muestra las transformaciones de fase que experimentan los aceros al carbono, la microestructura presente en este tipo de aceros, es el resultado del calentamiento y enfriamiento a diferente rapidez, propiciando la difusión de átomos de

carbono, formando un compuesto intermetálico llamado carburo de hierro (Fe_3C), estableciendo un sistema de dos fases Fe - Fe_3C (diagrama metaestable) como se puede ver en la Figura 2. En consecuencia, se producen cambios en la estructura cristalina con propiedades homogéneas que pueden distinguirse de otras.

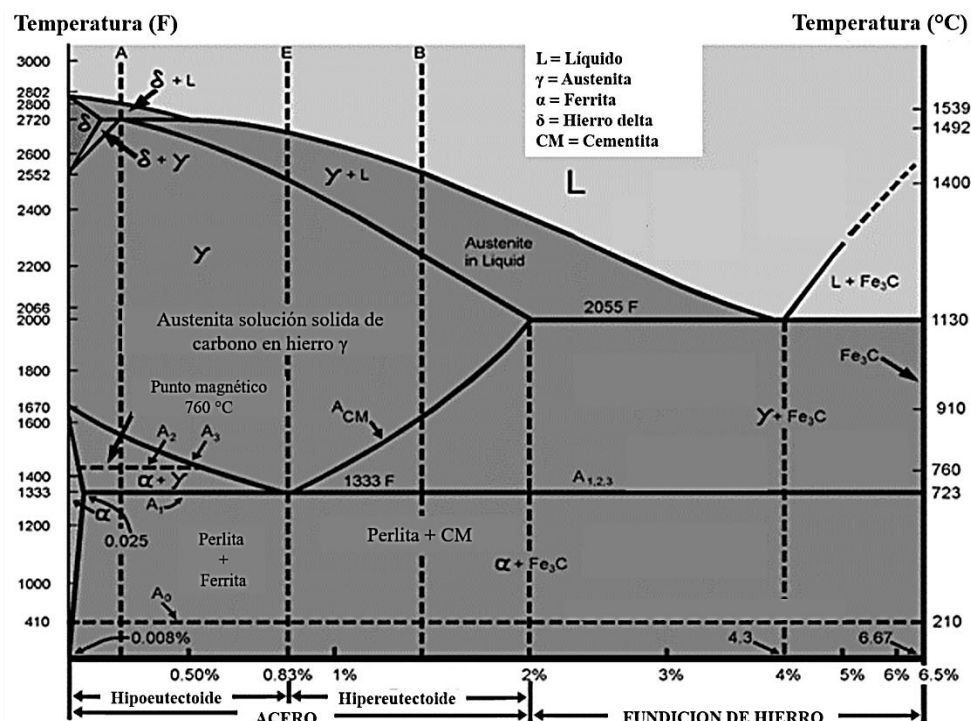


Figura 2. Diagrama metaestable Fe - Fe_3C (Rubio, 2018).

Las transformaciones de fase de la austenita son de gran importancia en los tratamientos térmicos del acero, para obtener una microestructura relacionada con las propiedades mecánicas.

1.1.1. Fases del diagrama Fe - Fe_3C

Austenita.

Componente del acero formado por solución sólida intersticial del carbono en el hierro gamma (γ), es estable a temperatura media y disuelve hasta 2.11 % de C a una temperatura de 1148 °C. Es una fase dúctil y tenaz, presenta una resistencia a la tensión de hasta 1100 MPa y alargamiento hasta del 60 %. Exhibe una dureza de 300 HB y posee una estructura cristalina Cubica Centrada en las Caras (FCC, por sus siglas en inglés), como se ilustra en la Figura 3.

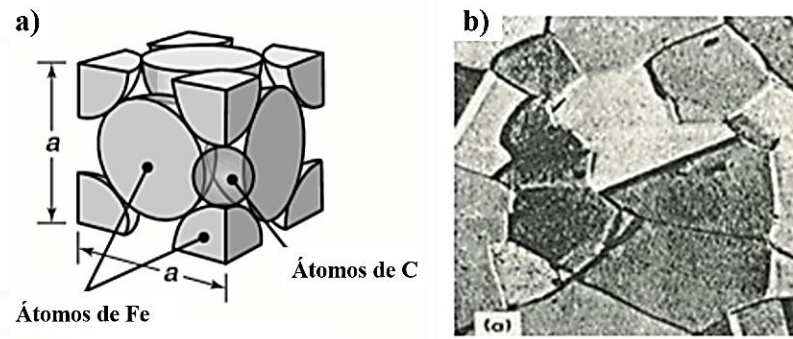


Figura 3. Hierro γ , a) Estructura atómica, b) Microestructura característica (Kalpakjian & Schmid, 2008).

Ferrita

Es conocida también como hierro α (Figura 4), estable a temperatura ambiente y disuelve hasta un 0.022 % de C a una temperatura de 727 °C. Exhibe una estructura cristalina Cúbica Centrada en el Cuerpo (BCC, por sus siglas en inglés), es una fase suave y dúctil permitiéndole alcanzar una dureza de 90 HB y una resistencia a la tensión de 300 MPa así como un alargamiento de hasta el 40 %.

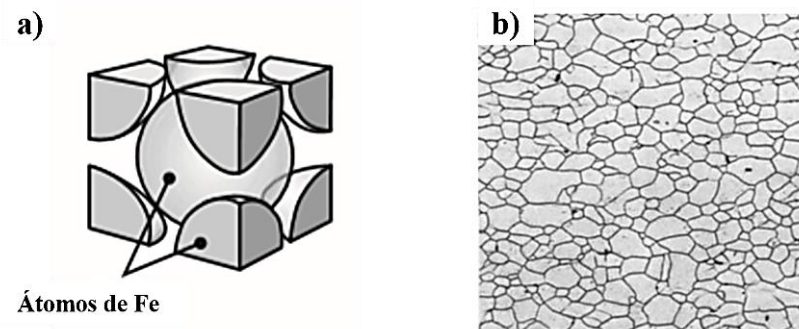


Figura 4. Hierro α , a) Estructura atómica, b) Microestructura característica (Kalpakjian & Schmid, 2008).

Cementita

Conocida también como carburo de hierro (Fe_3C), es un compuesto intermetálico muy duro y frágil, se forma al acceder el límite de solubilidad de la ferrita por debajo de los 723 °C, exhibe una estructura cristalina ortorrómbica compleja (Figura 5) permitiéndole alcanzar una dureza de 816 HB, su ductilidad es casi nula. Confiere al acero mayor resistencia. Elementos como el Si, Al, y Ti facilitan su descomposición, la cementita no asociada con otras fases es común en los aceros hipereutectoides.

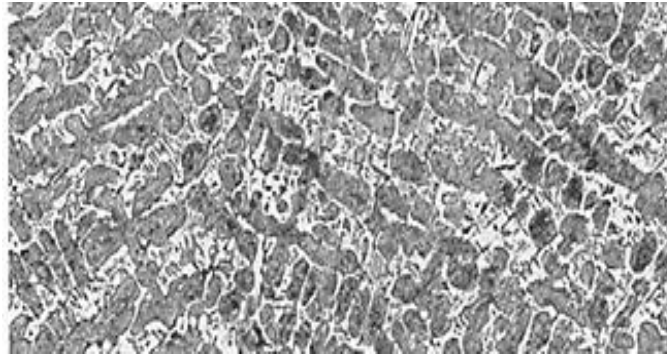


Figura 5. Microestructura característica de la cementita (Callister, 1995).

Perlita

Es el resultado del enfriamiento lento del acero desde la región de la austenita, presentando una transformación (reacción eutectoide), formando dos fases sólidas, ferrita y cementita (Figura 6). La microestructura de la perlita consiste en una mezcla lamiar de ferrita y cementita, exhibe una dureza aproximada de 200 HB y un alargamiento de aproximadamente 15 %. Se presenta en dos morfologías principales; perlita fina (dura y resistente) y perlita gruesa (menos dura y dúctil), donde la diferencia para producir ambas morfologías depende de la rapidez de enfriamiento. Aparece en granos llamados colonias y las láminas están orientadas en la misma dirección inicialmente, esta dirección varía de una colonia a otra.

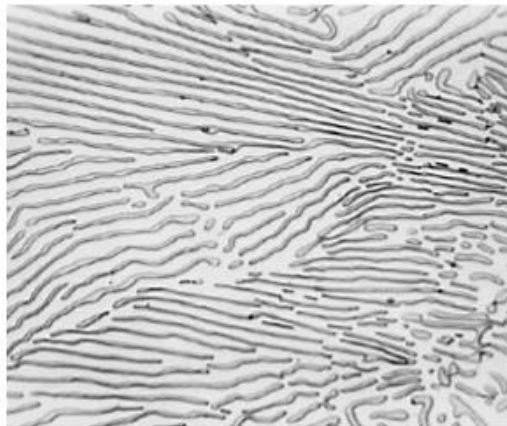


Figura 6. Microestructura característica de la perlita de un acero 1080 (Kalpakjian & Schmid, 2008).

Bainita

Al igual que la perlita, la bainita consiste en una mezcla de fases de ferrita y cementita, pero de menor tamaño que es visible mediante microscopio electrónico. La bainita es resultado de una transformación isotérmica de la austenita mediante el enfriamiento acelerado a la región

bainítica (250 °C – 550 °C), dicha transformación depende del tiempo y la temperatura. La dureza de esta fase es variable entre 360 - 650 HB dependiendo de la concentración de carbono.

La bainita se presenta en dos morfologías principales con características diferentes; la bainita superior o plumosa se forma entre los 350 °C y 550 °C, su microestructura está formada por placas finas de ferrita que crecen en grupos llamados plumas. Los elementos aleantes inhibidores de cementita como lo son el Si y el Al forman una microestructura de bainita superior compuesta de ferrita bainítica y austenita retenida enriquecida de carbono, como se puede apreciar en la Figura 7a. La bainita inferior se forma entre 250 °C y 350 °C, la precipitación de cementita exhibe una orientación de las placas de 55 ° con respecto al eje longitudinal de la aguja de ferrita como se puede apreciar en la Figura 7b. En este tipo de bainita los carburos son demasiado finos, por lo que la fase tiende a ser tenaz y resistente.

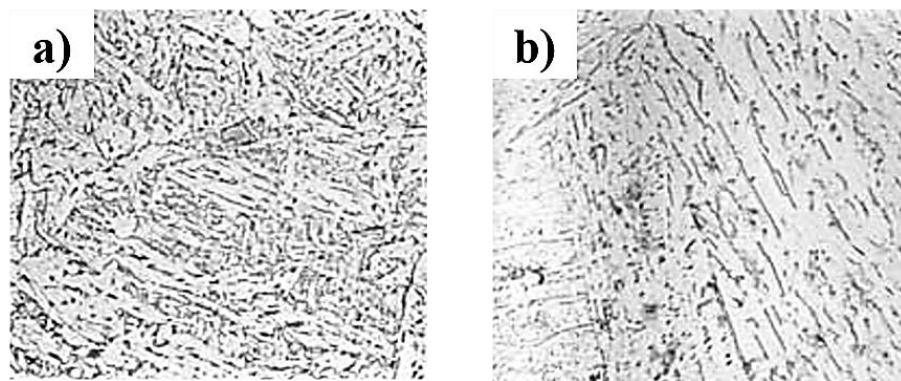


Figura 7. Microestructuras características de la bainita, a) superior, b) inferior (Callister, 1995).

Martensita

La martensita es una solución sólida sobresaturada de carbono en el hierro γ (FCC). Esta fase se obtiene mediante el enfriamiento súbito desde la temperatura de austenización (temple), lo cual produce una deformación de la red cristalina saturada de carbono, formando una estructura cristalina Tetragonal Centrada en el Cuerpo (BCT, por sus siglas en inglés), esta nueva red produce un cambio de volumen. La dureza de esta fase (790 HB) se atribuye a la tensión producida por la deformación de la red, debido a que el carbono ocupa las posiciones intersticiales octaédricas. La martensita exhibe un alargamiento menor al 2.5 %, en consecuencia es frágil.

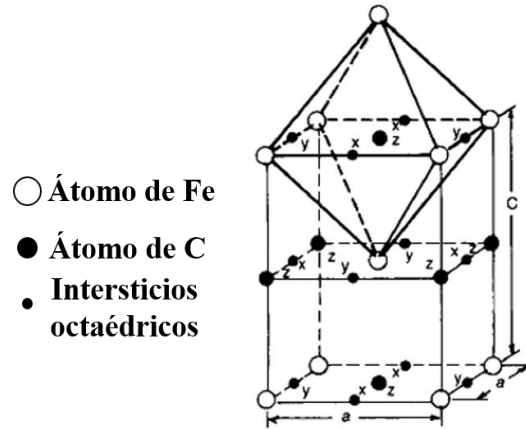


Figura 8. Estructura atómica BCT de la martensita (Kalpakjian & Schmid, 2008).

La temperatura a la cual comienza la transformación se denomina M_s y la temperatura a la cual toda la austenita transforma en martensita se denomina M_f . Dichas temperaturas dependen de la composición química del acero, exhibiendo una influencia mayor del C y el N.

Las morfologías principales en que puede presentar la martensita son listones y placas (Figura 9). Los listones de martensita son típicas en aceros de bajo y medio contenido de carbono, mientras que las placas son características de aceros con alto contenido de carbono.

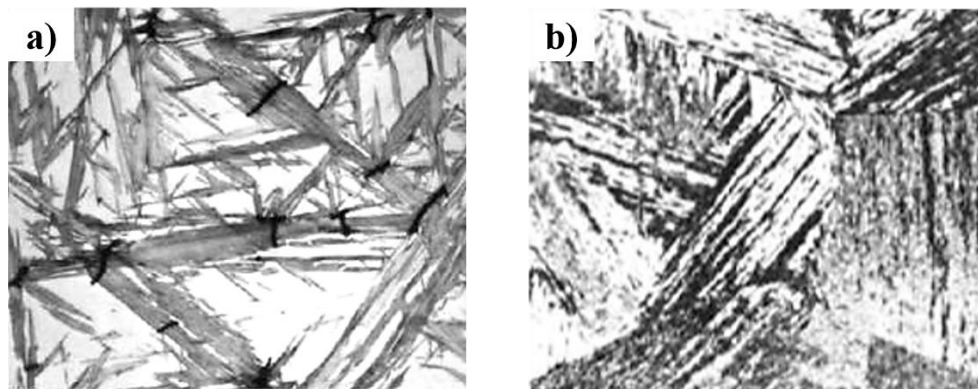


Figura 9. a) Martensita en placas 1.4 % C, b) Martensita en listones 0.2 % C (Askeland, 1998).

Austenita retenida

En los aceros aleados con alto contenido de carbono la temperatura M_s es inferior a la temperatura ambiente propiciando la transformación parcial de la austenita, resultando una fracción de austenita no transformada denominada austenita retenida, la cual puede ocasionar

inestabilidad dimensional y agrietamiento, de igual manera afecta la dureza y la resistencia del acero (Belzunce, 2001).

1.1.2. Transformación martensítica

La transformación martensítica se define como un cambio microestructural en estado sólido regido por la energía de deformación proveniente de desplazamientos de tipo cizalla, esto implica el movimiento simultáneo de átomos produciendo un cambio de forma en la zona transformada sin llevar a cabo la difusión. La Figura 10 muestra una representación esquemática de dicho proceso.

Al no llevarse a cabo la difusión, la fase resultante hereda la misma composición química y orden atómico de la fase original. El deslizamiento de átomos es menor al parámetro de red, en consecuencia provoca un cambio de forma y volumen aunado a un cambio en la red cristalina.

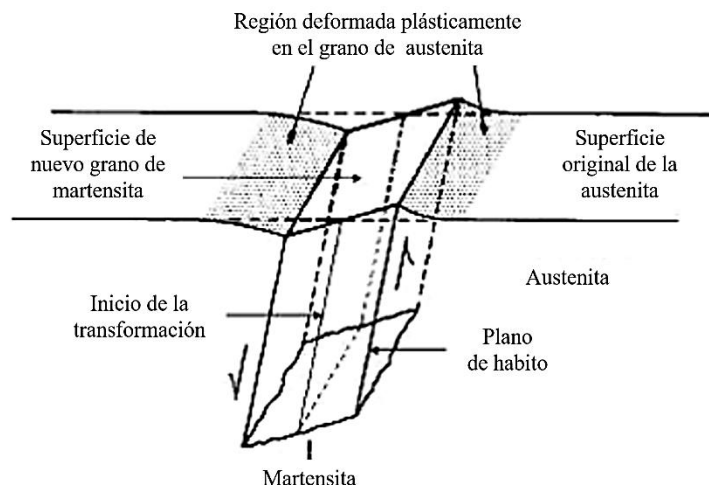


Figura 10. Deslizamiento de un plano en la transformación martensítica (Callister, 1995).

La inclinación de la superficie es una característica usual de la transformación martensítica debido al esfuerzo cortante y la formación del cristal de martensita está acompañada de una deformación plástica de la austenita. El plano en el cual se forman los cristales se denomina plano de hábito, y el plano central es donde comienza la transformación.

La cinética del cambio microestructural ocurre de forma continua con la disminución de la temperatura durante un enfriamiento interrumpido (sin activación térmica). Para que la transformación se lleve a cabo mediante el fenómeno de nucleación y crecimiento acelerado de las placas de martensita se requiere de un enfriamiento a menor temperatura

(subenfriamiento), una característica de la transformación atérmica en aceros de bajo y medio carbono, es el desarrollo de nuevos grupos de placas o láminas paralelas de las placas ya existentes como se puede observar en la Figura 11.

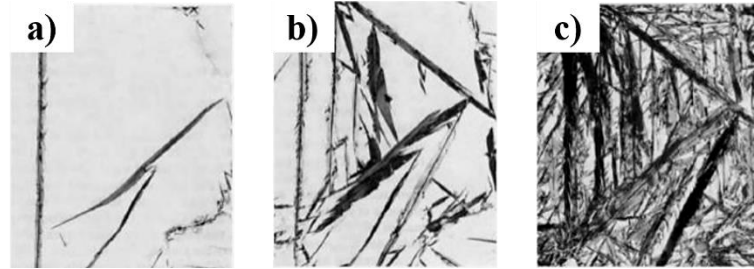


Figura 11. Transformación atérmica de una aleación de Fe 1.8 %C en peso, enfriado a: a) 24 °C, b) -60 °C y c) -100 °C (Krauss, 1978).

Un fenómeno de estabilización se aprecia al reducir la capacidad de transformación de la austenita, mediante un enfriamiento lento o la interrupción del mismo antes de completar la transformación. Durante el enfriamiento el carbono se concentra en sitios de nucleación, en consecuencia aumenta la resistencia al corte y la estabilidad de la austenita.

La teoría cristalográfica alberga una variedad de comportamientos geométricos matemáticamente relacionados (Figura 12), que predice los parámetros cristalográficos en las aleaciones, la teoría considera tres etapas relevantes:

- a) La deformación de Bain describe la deformación homogénea que transforma una red en otra mediante el cambio en el parámetro de red a lo largo de los ejes ortogonales, debido a que no coexiste un plano sin distorsión asociado con el plano de hábito de la transformación (Figura 12a).
- b) La deformación invariante de la red mantiene la simetría, ésta en combinación con la deformación de Bain, produce un plano sin distorsión causado por el esfuerzo cortante, manifestándose por deslizamiento o maclado (Figura 12b).
- c) El plano resultante de la deformación de Bain, exhibe diferente orientación entre las fases madre y producto, por lo cual se realiza una rotación de la fase resultante asegurando la coincidencia (Figura 12c).

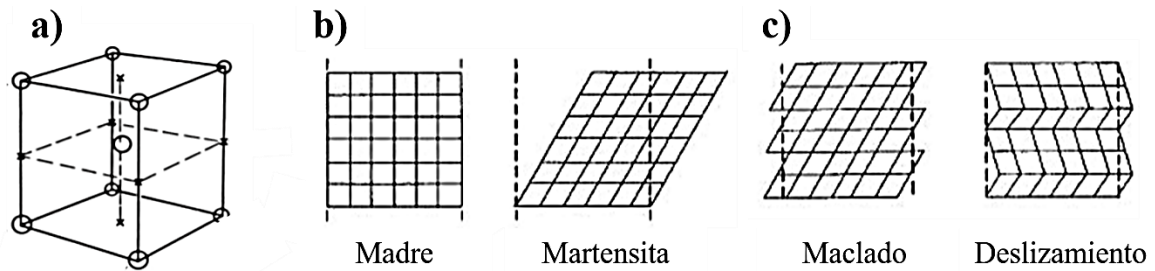


Figura 12. Etapas de la transformación martensítica de la teoría cristalográfica (Ashby & Jones, 1998).

1.2. Aceros al carbono

Los aceros al carbono son uno de los materiales más utilizados con una amplia variedad de aplicaciones, más del 90 % de todos los aceros son aceros al carbono y estos se pueden fabricar en formas de placas, cinta, barra, alambre, tubo, etc. Por su contenido de carbono, los aceros se pueden clasificar en: aceros de bajo, medio y alto carbono.

Los aceros de bajo carbono contienen menos del 0.30 % de C en peso y presentan una microestructura formada por ferrita y perlita. Esta combinación de fases le proporciona alta ductilidad, lo que permite que estos aceros se puedan deformar, cortar, maquinar y soldar con facilidad. Estos son empleados en la fabricación de materiales de construcción como varillas, alambre, etc. Asimismo en la manufactura de elementos de carrocería de automóviles, aeronaves, barcos etc. Por otro lado, estos aceros no responden a tratamientos térmicos para formar martensita, la única forma de endurecerlos es mediante deformación y carburización.

A medida que la cantidad de carbono aumenta el acero pierde ductilidad e incrementa su resistencia a la tensión, como se puede ver en los aceros de medio carbono, que contienen entre el 0.30 % y el 0.60 % de C en peso. El aumento en C afecta la soldabilidad por lo que se requiere de cuidados especiales para la unión de estos aceros. Al ser tratados térmicamente, tienen aplicaciones en la manufactura de piezas de alta resistencia mecánica como lo son ejes, levas, engranes, etc.

Los aceros de alto carbono contienen más del 0.60 % de C en peso, exhiben mayor dureza, resistencia a la tensión y al desgaste manifestando fragilidad. La soldadura de estos aceros es difícil de realizar y si se logra es susceptible al agrietamiento. Por su elevada dureza con respecto al acero de bajo y medio carbono son empleados en la manufactura de herramientas de corte (picos, palas martillos, cinceles, etc.), cables, resortes, etc.

1.3. Aceros AHSS

Una forma de endurecer el acero convencional sin afectar la soldabilidad es llevando a cabo la deformación plástica debido al incremento en las dislocaciones del material. El proceso de manufactura de laminación se utiliza para reducir el espesor y así obtener láminas de acero con bajos contenidos de carbono, el cual puede ser llevado a cabo en frío o en caliente de acuerdo al proceso de obtención del material. Como resultado se obtienen productos que presentan resistencia a la tensión superior a 250 MPa en aceros laminados con bajo contenido de carbono.

Los Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS), son materiales complejos desde el punto de vista de su microestructura y su proceso de fabricación, ya que requieren de una composición química estrictamente controlada, así como del control preciso de los procesos termomecánicos empleados para obtener características mecánicas superiores tales como resistencia a la tensión, ductilidad, dureza, tenacidad y resistencia a la fatiga. Estos aspectos conceden la fabricación de componentes automotrices más ligeros y resistentes que permitan cumplir con estrictas normas de seguridad y reducción de emisiones (ISO 26262, NOM-163-SEMARNAT-ENER-SCFI-201). La Figura 13 muestra la clasificación de los AHSS, entre los cuales se encuentran: aceros Doble Fase (DP), Fase Compleja (CP), Martensíticos (MART), Plasticidad Inducida por Transformación (TRIP).

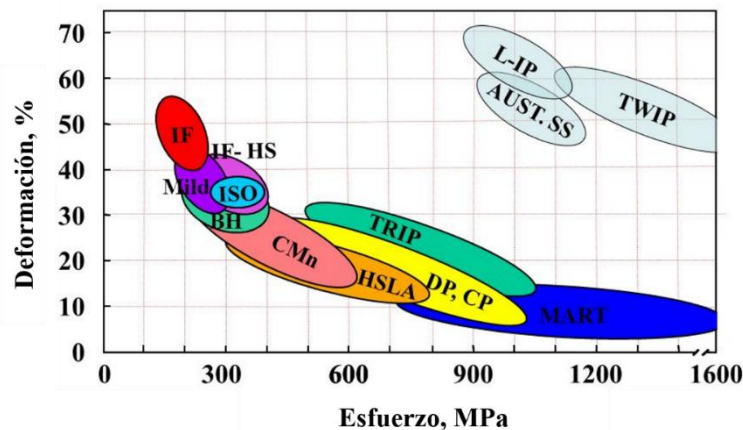


Figura 13. Clasificación de los aceros (Guzmán & Monsalve, 2011).

Los aceros de Alta Resistencia Baja Aleación (HASLA, por sus siglas en inglés), son considerados aceros microaleados de primera generación, precursores de los aceros AHSS. Este tipo de aceros comúnmente contienen menor al 0.30 % de C y están constituidos por

una microestructura compuesta por granos finos de ferrita, con agregados de perlita y carburos de aleación finamente dispersos. Los elementos de aleación tales como el V, Nb y Ti favorecen la precipitación de elementos de microaleación. Estos aceros son fabricados mediante procesos termomecánicos de laminado cuidadosamente controlados para que exhiban una mayor resistencia a la tensión, resistencia a la corrosión, facilidad de conformar y soldar que los aceros convencionales. Son utilizados en la industria automotriz como estructuras de compartimiento del motor, paneles laterales, largueros etc. (Barajas, García, Guillén, & Ávila, 2016).

1.3.1. Aceros Doble Fase (DP)

Los aceros Doble Fase (DP, por sus siglas en inglés) exhiben una microestructura que está compuesta de una mezcla de ferrita y bainita o martensita (Figura 14). Se caracterizan por exhibir una combinación de alta resistencia a la tensión y conformabilidad, además del alto coeficiente de endurecimiento por deformación plástica y capacidad de absorción de energía que presentan se emplean en la industria automotriz para la elaboración de componentes estructurales de carrocería. Su unión por procesos de soldadura es de gran facilidad y puede llevarse a cabo mediante técnicas convencionales. A medida que aumenta el grado de resistencia del acero disminuye su soldabilidad debido a la concentración de elementos de aleación, este tipo de aceros exhiben resistencia y alargamiento entre 400 –1000 MPa y 10 – 30 % respectivamente dependiendo de su microestructura (Nanda, Singh, Singh, Chakraborty, & Sharma, 2016). Los aceros DP que contienen bainita en su microestructura (Ferrítico–Bainíticos), exhiben menor resistencia a la tensión y aumento de la ductilidad y tenacidad.

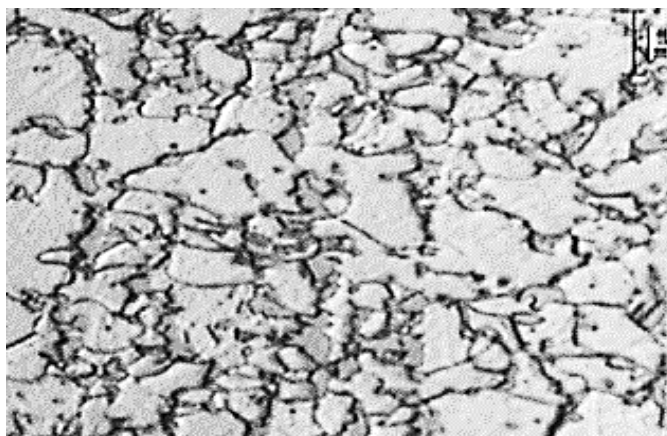


Figura 14. Microestructura del acero DP (Horvath, 2010).

1.3.2. Aceros de Fase Compleja (CP)

Los aceros de Fase Compleja (CP, por sus siglas en inglés) exhiben una fina microestructura compuesta de una mezcla de ferrita, un gran volumen de fases duras y austenita retenida en muy baja cantidad (Figura 15). Los microaleantes de Nb y Ti son los responsables del refinamiento de grano, en consecuencia estos aceros tienen alta resistencia a la tensión con valores que superan los 800 MPa. Debido al bajo contenido de elementos de aleación se mejora la soldabilidad, lo que permite que sean utilizados para la fabricación de piezas que puedan comprometer la integridad de los tripulantes como portaequipaje, refuerzos de pilares y paneles frontales (Barajas et al., 2016; Horvath, 2010).

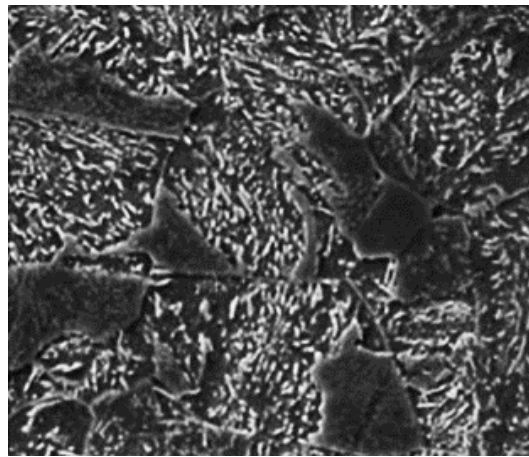


Figura 15. Microestructura del acero CP (Nanda et al., 2016).

1.3.3. Aceros Martensíticos

Los aceros martensíticos exhiben una microestructura compuesta principalmente por martensita y pequeñas cantidades de bainita o ferrita (Figura 16). La proporción de martensita se debe al carbono presente debido a que aumenta la templabilidad y con ello la dureza y la resistencia a la tensión. Este acero contiene pequeñas cantidades de elementos aleantes como Mg, Si, Cr, Mo, B, V y Ni, con la finalidad de reducir el tamaño de grano y la estabilización de austenita retenida, en consecuencia su resistencia a la tensión es superior que incluso puede llegar a alcanzar valores de hasta 1700 MPa, lo cual repercute en un bajo porcentaje de deformación. Son principalmente utilizados en refuerzos de parachoques, puertas y vigas de intrusión, barras de impacto en puertas, travesaños laterales, cinturón de refuerzos, entre otros (Barajas et al., 2016).

Debido al alto contenido de carbono la soldadura es difícil de realizar, por lo cual es necesario el precalentamiento o tratamientos térmicos posteriores a la soldadura.

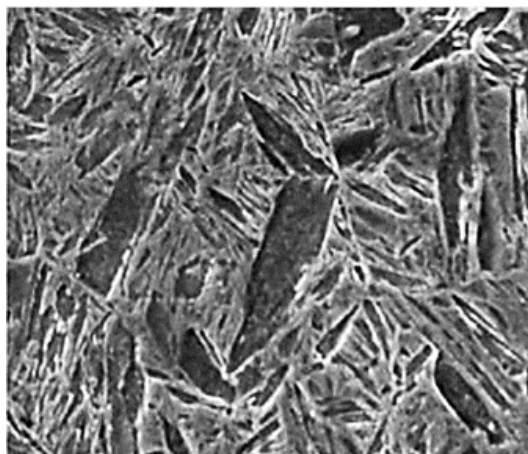


Figura 16. Microestructura del acero martensítico (Nanda et al., 2016).

1.3.4. Aceros TRIP

Entre los aceros AHSS que se caracterizan por un equilibrio entre ductilidad y resistencia mecánica destacan los Aceros de Plasticidad Inducida por Transformación (TRIP, por sus siglas en inglés). Su principal característica se debe a su particular microestructura compuesta de una fracción de austenita retenida en una matriz ferrítica con islas de martensita y/o bainita, obtenida mediante tratamientos térmicos, procesos termomecánicos y composición química estrictamente controlada. Son empleados en la industria automotriz para la fabricación de piezas de estructura y de refuerzo de formas complejas debido a su buena conformabilidad y gran capacidad de absorción de energía (Fernando et al., 2012; Kučerová & Bystrianský, 2016).

Proceso de fabricación

El proceso de obtención del acero TRIP comienza con un recocido a temperatura intercrítica, seguido de un enfriamiento controlado hasta una temperatura de permanencia (tratamiento isotérmico) a una temperatura inferior que la temperatura intercrítica (región de transformación bainítica). El ciclo térmico característico para la obtención de este tipo de aceros se muestra en la Figura 17. Aunado a esto, el C, Mn y Ni fungen como elementos que aumentan la concentración de la austenita, el Si y el Al son adicionados como inhibidores de la precipitación de carburos, lo cual resulta en una microestructura con cantidades de

austenita metaestable retenida (Di et al., 2008; Guzmán & Monsalve, 2011; Horvath, 2010). La Tabla 1 indica el efecto de los elementos aleantes.

Tabla 1. Influencia de los elementos de aleación en los aceros TRIP

Elemento	Influencia
C	<ul style="list-style-type: none"> • Estabiliza la austenita retenida a temperatura ambiente • Influye en la transformación martensítica • Endurecedor de la martensita • Limita la soldabilidad en mayor proporción
Mn	<ul style="list-style-type: none"> • Promueve la solución de carbono en la austenita • Estabiliza la austenita • Inhibe la precipitación de perlita • Aumenta la resistencia de la ferrita • Disminuye la temperatura de transformación de la austenita
Si, Al	<ul style="list-style-type: none"> • Inhibe la precipitación de cementita en el tratamiento isotérmico bainítico • Facilita el enriquecimiento de carbono en la austenita por precipitación de ferrita proeutectoide • Estabiliza la austenita

Los aceros TRIP han sido ampliamente investigados mediante la variación de los procesos mecánicos de endurecimiento, los ciclos térmicos y el cambio en la proporción de diversos elementos aleantes. La deformación plástica producida por el laminado y la adición de microaleantes de Ti, Nb o V utilizados para lograr el refinamiento de grano y aumentar la resistencia del acero. Este proceso de deformación plástica puede llevarse en frío o a levadas temperaturas (laminado en caliente) inmediatamente después del colado del acero, e incluso a temperatura intercrítica.

El laminado en caliente se produce por encima de la temperatura de recrystalización del acero, posterior a la deformación se lleva a cabo la recrystalización, lo que propicia una microestructura equiaxiada previniendo el endurecimiento durante el proceso de laminado. El acero resultante generalmente presenta gran cantidad de esfuerzos residuales inducidos por la deformación y presenta tolerancias geométricas más grandes. Por el contrario el laminado en frío se lleva a cabo por debajo de la temperatura de recrystalización lo que aumenta la resistencia mediante el endurecimiento por deformación, de igual manera mejora

el acabado superficial y las tolerancias más estrictas. El acero laminado en frío es recocido posteriormente para inducir ductilidad.

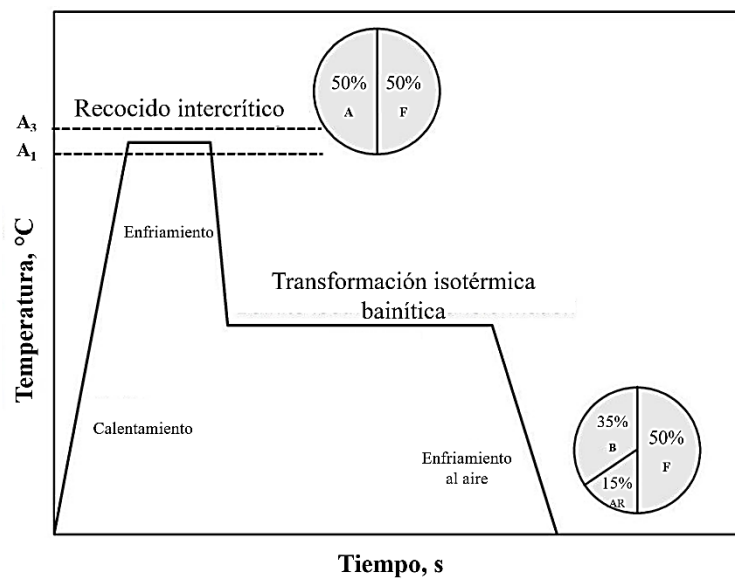


Figura 17. Proceso de obtención de la microestructura de un acero TRIP (Christodoulou, 2017).

El proceso de obtención de una microestructura característica del acero TRIP es mediante un recocido intercrítico entre las temperaturas A_1 y A_3 , el C y el Mn son concentrados en la austenita, esto se debe su baja solubilidad en la ferrita. A esta temperatura la microestructura está compuesta por austenita y ferrita, una vez obtenida la ductilidad deseada de la matriz, el acero es enfriado a una temperatura de permanencia aproximada a 450 °C (tratamiento isotérmico bainítico parcial), la permanencia permite un enriquecimiento de C en la austenita, estabilizándola a temperatura ambiente (Guzmán & Monsalve, 2011).

La deformación a temperatura intercrítica aumenta la tasa de transformación de austenita a ferrita, causando una saturación de carbono y propiciando la estabilización de la austenita retenida, además, la deformación aumenta la rapidez de nucleación de la bainita (Horvath, 2010).

Con respecto a la concentración de fases en los aceros con comportamiento TRIP, estos contienen una microestructura multifásica compuesta por ferrita entre el 50 – 55 %, bainita libre de carburos entre el 30 – 35 %, martensita entre el 1 – 5 % y austenita retenida entre el 7 – 15 % (Nanda et al., 2016). Sin embargo, la concentración de fases puede cambiar debido a múltiples factores como lo es la cantidad y tipo de elementos de aleación, permanencia de

tratamientos térmicos, mecanismos de endurecimiento y los ciclos térmicos de subenfriamiento utilizados.

Retención de la austenita

Se debe principalmente a la redistribución del carbono durante la retención de la temperatura en el tratamiento bainítico. Posterior a la formación de listones de ferrita la precipitación del carburo de hierro es el proceso secundario mientras que la presencia de Si y Al como inhibidores de la precipitación de carburo, produce un enriquecimiento de carbono en la austenita lo que permite estabilizarla a temperatura ambiente.

Existen factores que deben ser considerados los cuales influyen directamente en el fenómeno del efecto TRIP:

- A. La fracción de volumen de la austenita retenida contenida en la microestructura.
- B. La resistencia que presenta a la transformación martensítica durante la deformación debido al contenido de C presente en la austenita retenida.
- C. El tamaño de grano de la austenita.
- D. Los elementos de aleación del acero.

Aplicaciones

El uso del acero TRIP en componentes estratégicos de vehículo favorece la construcción de estructuras más ligeras, debido a que este acero exhibe un óptimo equilibrio de resistencia y ductilidad. La excelente conformabilidad permite a los ingenieros el diseño de componentes con geometrías complejas de espesores delgados conservando los valores de resistencia requeridos por las normas de seguridad. La gran capacidad de absorción de energía atribuida al efecto TRIP lo hace atractivo para la elaboración componentes estructurales y de seguridad tales como son las barras de impacto, que se localizan en las puertas de los vehículos, como se puede ver en la Figura 18.



Figura 18. Barra lateral de impacto fabricada en acero TRIP (Nemani & Arakerimath, 2015).

La barra de impacto lateral es un elemento de seguridad pasivo, ésta se encuentra instalada en la parte interna de los paneles exterior e interior que forman la puerta, su función es aportar rigidez al habitáculo y brindar seguridad ante un accidente. Diferentes tipos de diseños implican una barra de protección lateral para reducir posibles lesiones graves a los tripulantes mediante la absorción de energía de impacto.

1.4. Procesos de soldadura

La definición de soldadura de acuerdo a la Sociedad Americana de Soldadura (AWS, por sus siglas en inglés), establece que la soldadura es una fusión localizada entre metales o no metales producida mediante el calentamiento de los materiales a temperaturas de soldadura requeridas, con o sin la aplicación de presión, o sólo mediante la aplicación de presión y con o sin el uso de materiales de relleno. Los procesos de soldadura pueden ser clasificados de acuerdo al procedimiento llevado a cabo para su realización. 67 procesos han sido clasificados por la AWS (Figura 19).

A su vez los procesos de soldadura pueden clasificarse generalmente en tres categorías básicas:

- Soldadura por fusión

Se define como la fusión y coalescencia de materiales por medio de calor comúnmente suministrado por medios químicos o eléctricos, puede o no utilizarse material de aporte.

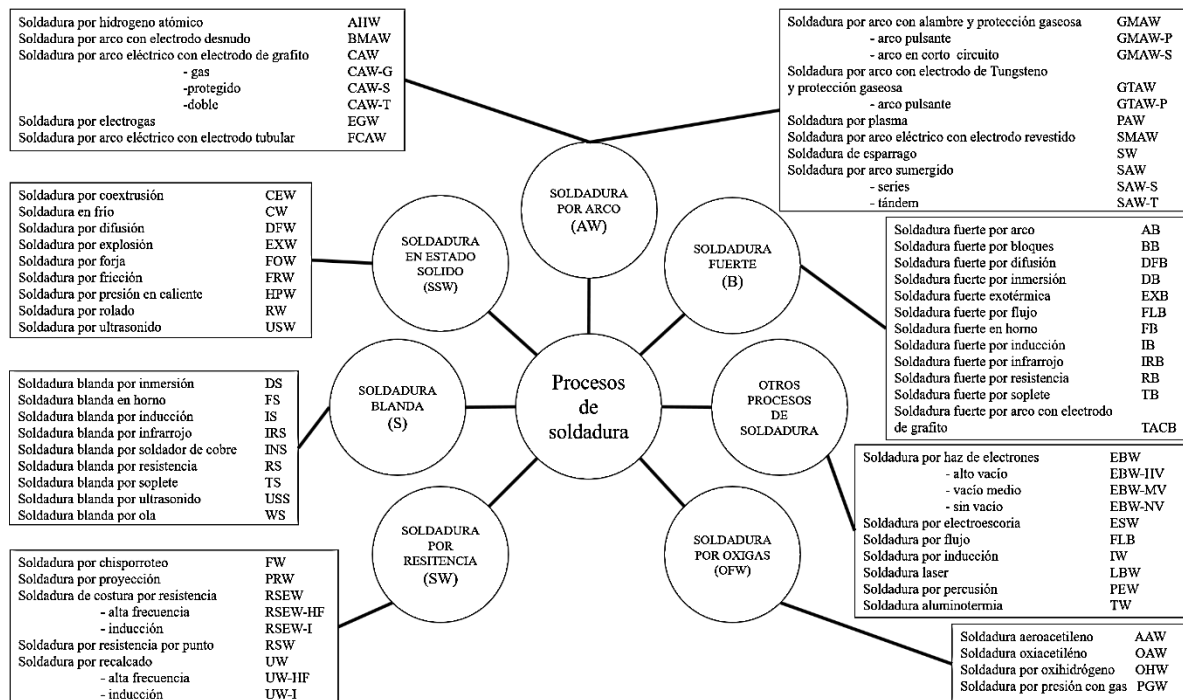


Figura 19. Carta maestra de los procesos de soldadura AWS (Jeffus, 2012).

- Soldadura en estado sólido o por presión

La unión se lleva a cabo sin fusión en la interfaz de los materiales a soldar, no existe una fase líquida en la unión o charco de soldadura y puede ser descrita mediante difusión de átomos a través de una interfaz. El calor puede generarse de forma interna por fricción y mediante calentamiento por resistencia eléctrica o de manera externa mediante calentamiento por inducción.

- Soldadura fuerte y soldadura blanda

Este tipo de soldaduras requieren de temperaturas inferiores a las de la soldadura por fusión y estado sólido. Los materiales de aporte se colocan en la unión y se funden utilizando una fuente de calor externa. La diferencia entre ambas soldaduras es la temperatura a la cual funde el material de aporte. La unión producida por la soldadura fuerte se lleva a cabo por arriba de los 450 °C, como resultado se obtienen soldaduras más resistentes en comparación a la soldadura blanda, la cual se lleva a cabo a temperaturas aproximadas a 188 °C (temperatura de fusión de soldadura compuesta por Pb y Sn).

Dentro de la industria automotriz los procesos de soldadura más utilizados por su versatilidad, bajos costos y fácil aplicación se encuentran la Soldadura por Puntos de

Resistencia (Resistance Spot Welding), soldadura Láser (Laser Beam Wealfing), Soldadura por Fricción (Friction Stir Welding), Soldadura por Arco eléctrico Electrodo consumible y protección Gaseosa (Gas Metal Arc Welding).

1.4.1. Soldadura GMAW

El concepto de la soldadura GMAW se desarrolló en el año 1920, la primera aplicación se dio para la soldadura de aluminios utilizando altos niveles de corriente, un alambre de diámetro pequeño y un gas de protección inerte, al cual se le denominó Soldadura por arco eléctrico y Gas Inerte (MIG por sus siglas en inglés). Es un proceso de unión de metales mediante el calor suministrado por un arco eléctrico el cual se produce al contacto de un electrodo consumible y la pieza de trabajo. Un suministro de gas o mezcla de gases actúa como atmosfera protectora del baño de soldadura.

Al proceso desarrollado con bajos niveles de corriente, técnica de corriente pulsada, y la aplicación de una atmosfera protectora de gases activos, principalmente dióxido de carbono y mezclas de éste, se le denominó Metal Active Gas (MAG).

El proceso GAMW, puede ser utilizado de forma semiautomática y de forma automatizada, éste permite realizar uniones en materiales comerciales como lo son aceros al carbono, aceros HSLA, aceros inoxidables, así como aleaciones no ferrosas como aluminio, cobre, aleaciones base níquel, las cuales pueden ser unidas en las diferentes posiciones con la elección correcta de los parámetros y materiales empleados.

En la soldadura GMAW la fusión se produce por un arco eléctrico estable entre el alambre y la pieza de trabajo, la protección del charco de soldadura se obtiene del gas suministrado y el material de aporte. La Figura 20 muestra las principales partes del proceso de soldadura.

De acuerdo al tipo de gas utilizado el proceso GMAW se puede clasificar en:

- Metal Inert Gas (MIG, por sus siglas en inglés); emplea una protección con un gas inerte puro Ar, He o mezclas de ambos para realizar uniones en materiales no ferrosos.

El argón se ioniza fácilmente, de manera que la tensión del arco bajo argón es sensiblemente inferior que bajo helio. El argón puro se utiliza para para soldaduras de aluminio, cobre, níquel o titanio. Mezclas de argón con oxígeno mejoran la penetración de la soldadura debido a que el oxígeno actúa sobre la tensión superficial de la gota.

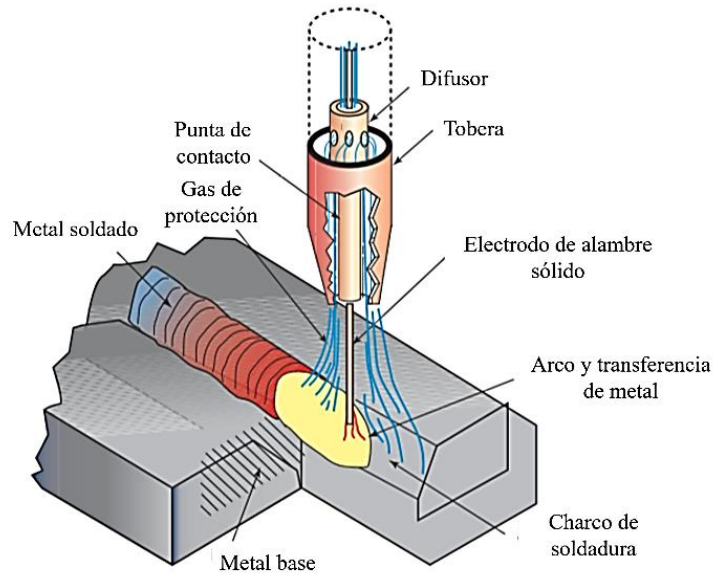


Figura 20. Soldadura GMAW (Jeffus, 2012).

-Metal Active Gas (MAG, por sus siglas en inglés); emplea dióxido de carbono (CO_2), mezcla de $\text{Ar}+\text{CO}_2$, etc. Con el cual se realiza uniones de materiales ferrosos.

Debido a que el CO_2 es un gas de baja conductividad térmica ($0.06 \text{ W/cm}^\circ\text{C}$), aumentando la temperatura, lo cual permite una penetración más profunda y cordones más anchos, reduciendo así la falta de fusión. Mezclas de $\text{Ar}+\text{CO}_2$, son utilizadas para conseguir mejor visibilidad del baño, arco más estable, con menor turbulencia y menor temperatura en el baño de fusión, con lo que se mejora el aspecto visual y obtención de mejores características mecánicas en la unión soldada.

El tipo de transferencia del material de aporte se puede realizar mediante tres técnicas (Figura 21):

- Corto circuito: Utiliza bajas cantidades de corriente y diámetros pequeños de electrodo. Produce una soldadura de alta rapidez de enfriamiento, adecuado para unir láminas de espesores delgados. El material se transfiere durante el contacto del electrodo con el baño de soldadura lo cual aumenta la corriente, fundiendo el electrodo y propiciando la transferencia del metal sin causar salpicaduras por la separación de la gota.

- Globular: Se produce cuando la densidad de la corriente es relativamente baja. La transferencia globular se caracteriza por un tamaño de gota mayor al diámetro del electrodo, la cual se transfiere al material por gravedad.
- Spray: Se produce cuando la atmosfera de protección es rica en Argón, el valor de la corriente se está por encima del valor crítico llamado “corriente de transición”. La transferencia del material se produce mediante finas gotas “rocío” conducidas por la fuerza eléctrica a lo largo del arco.

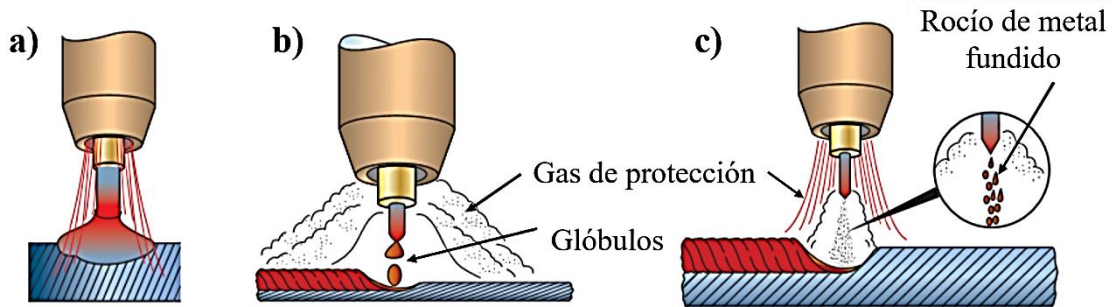


Figura 21. Tipos de transferencia a) Corto circuito b) Globular c) Spray (Jeffus, 2012).

1.4.2. Soldabilidad

De acuerdo a la ISO-581 un acero se considera soldable cuando mediante la técnica adecuada se puede conseguir la continuidad metálica de la unión, una definición podría ser la facilidad o dificultad con la cual se realiza una unión entre materiales con o sin material de aporte.

En los aceros la soldabilidad depende principalmente del carbono ya que define la dureza máxima que puede presentar un acero por temple, esta característica puede ser estimada mediante el índice de Carbono Equivalente (CE), el cual se estima en función a los elementos de aleación presentes en el acero. Por otra parte los elementos de aleación definen la velocidad de enfriamiento desde la temperatura austenítica. Cuanto más alto el contenido de carbono mayor será la dureza y cuanto mayor sea la cantidad de elementos aleantes menor será la velocidad de enfriamiento.

Durante la soldadura, los ciclos térmicos producidos por la fuente de calor causan cambios físicos, transformaciones de fase, esfuerzos residuales. Estos cambios están en función de la composición química del material en las aleaciones ferrosas, a medida que el carbono es menor se obtienen mejores uniones, esto se debe a que el carbono propicia la formación de

martensita (Figura 22), como resultado de la rapidez del ciclo de enfriamiento. La presencia de otros elementos de aleación modifican las condiciones de los ciclos de enfriamiento, para lo cual son requeridos tratamientos anteriores o posteriores a la soldadura.

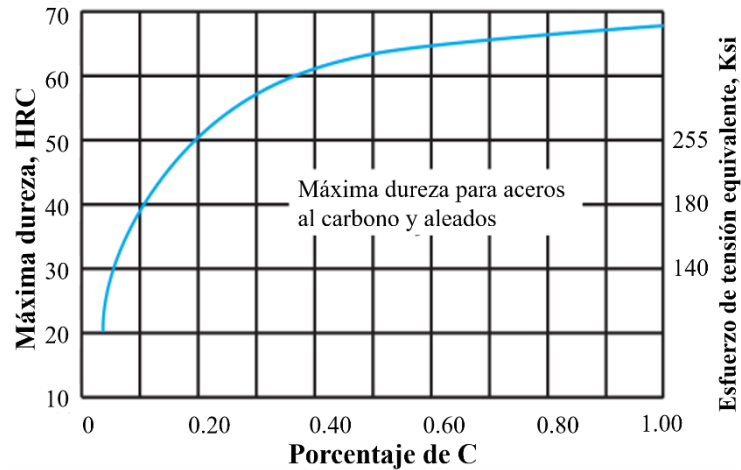


Figura 22. Dureza para aceros al carbono y aleados (ASESCO, 2014).

La soldabilidad también depende del espesor del material. En una lámina de menor espesor, el material no es capaz de absorber tanto calor y éste sólo se propaga a lo largo del material dentro de la ZAT (Figura 23).

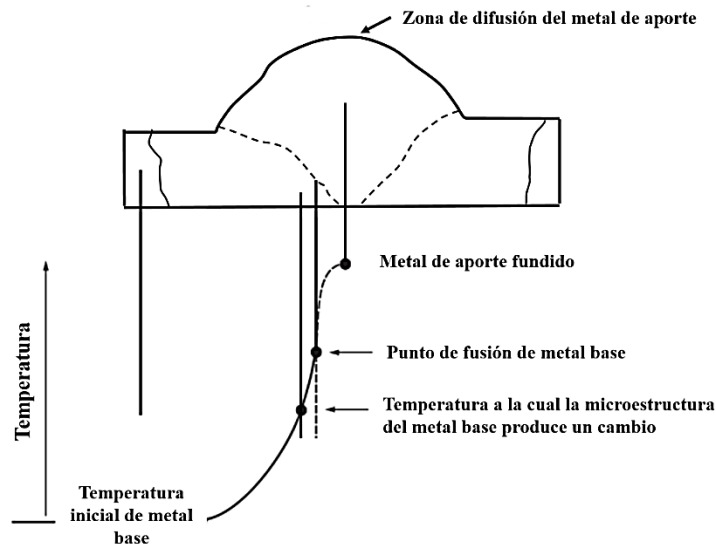


Figura 23. Distribución del calor en la ZAT (ASESCO, 2014).

1.5. Ensayos mecánicos

La correcta aplicación de los materiales se determina mediante el conocimiento de las propiedades mecánicas, las cuales se encuentran íntimamente relacionadas con la

microestructura que los conforma y están relacionadas con las fuerzas externas que se ejercen sobre ellos cuando son usados en aplicaciones estructurales principalmente. Para el uso adecuado de los materiales es importante conocer las propiedades mecánicas en función a la acción de fuerzas a las que será sometido, para ello se utilizan los ensayos mecánicos, los cuales son útiles para determinar el comportamiento mecánico de los materiales bajo fenómenos de tensión, compresión, corte, fatiga e impacto.

Los ensayos mecánicos pueden clasificarse en función a la rapidez de deformación, la cual se define como la relación de deformación por unidad de tiempo (ϵs^{-1}), de esta manera es posible clasificar a los ensayos mecánicos como ensayos estáticos y dinámicos como se aprecia en la Figura 24.

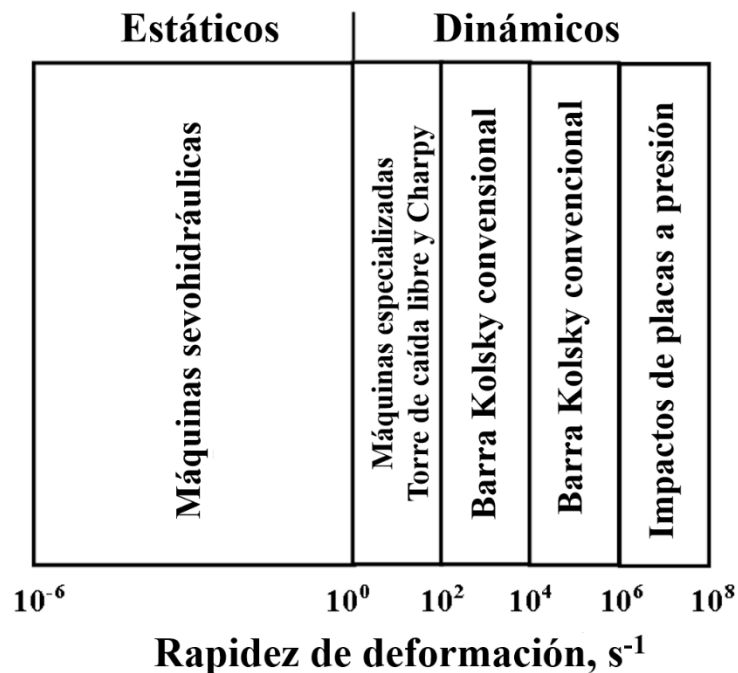


Figura 24. Clasificación de ensayos mecánicos de acuerdo a la rapidez de deformación (Martínez, 2017).

Ensayos estáticos

Los ensayos estáticos son ampliamente utilizados en la industria con el objetivo de definir los parámetros de operación de los quipos para la manufactura de piezas metálicas. Con la finalidad de evaluar el comportamiento elástico - plástico de los materiales, la dureza, y la absorción de energía se obtienen diagramas de esfuerzo – deformación que describen las

propiedades mecánicas. La Figura 25 muestra una representación esquemática de un diagrama obtenido de un ensayo de tensión.

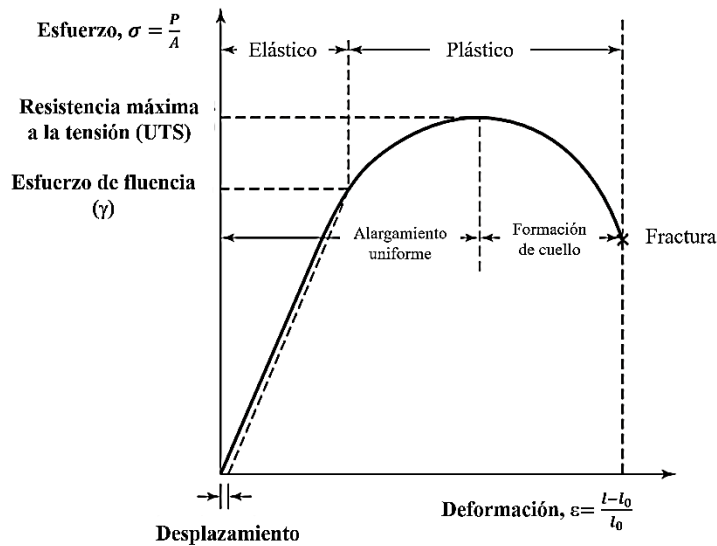


Figura 25. Diagrama típico resultante de un ensayo de tensión (Kalpakjian & Schmid, 2008).

Ensayos dinámicos

Los ensayos dinámicos se realizan en diversos equipos de prueba con condiciones definidas. Ejemplo de ellos son máquinas de pruebas hidráulicas de accionamiento rápido, máquinas con resorte, péndulos y peso en caída libre con rapidez de deformación del orden de ($10^0 - 10^3 \text{ } \epsilon\text{s}^{-1}$), pistolas de gas, barra Hopkinson con rapidez de deformación superiores a ($10^3 \text{ } \epsilon\text{s}^{-1}$) (Böhme, 2016). Los ensayos dinámicos son utilizados para determinar la resistencia del material sometido a cargas de impacto (Escobar, 2014).

En relación a la rapidez de deformación los ensayos dinámicos permiten realizar diferentes análisis obteniendo características diferentes a un ensayo estático. A continuación se listan los ensayos de impacto en base a la rapidez de deformación.

- Ensayo a alta rapidez deformación; diseñados para medir las propiedades al aplicar una alta rapidez de deformación.
- Ensayo de propagación de onda; comprende las características de la propagación de onda en el material presentando alta rapidez de deformación.
- Ensayo de falla dinámica; diseñados para determinar las condiciones dinámicas en las cual el material reduce sus propiedades mecánicas.

- Ensayo de impacto directo; diseñados para describir los fenómenos ocurridos en un choque automovilístico

Las técnicas más utilizadas debido a su facilidad son péndulo y torre de caída libre algunos estándares de prueba se basan en las normas ASTM STP466, ASTM STP563, ASTM E208 y ASTM E436.

Capítulo 2. Desarrollo experimental

2.1. Composición química

Muestras de 50 x 50 mm de láminas de acero bajo carbono JSC270C (BC) y acero TRIP400/690 (TRIP) de 1 y 1.1 mm de espesor respectivamente, fueron analizadas para determinar la composición química de dichos materiales mediante un estudio de Espectrometría de Emisión Óptica (OES). La composición química de los materiales base se muestra en la Tabla 2.

Tabla 2. Composición química de materiales empleados (% en peso).

Elemento	Acero BC JSC270c	Acero TRIP400Y690T
C	0.0026	0.141
Si	0.0057	0.107
Mn	0.878	1.67
P	0.0134	0.0145
S	0.0061	0.0072
Cr	0.0224	0.0274
Mo	0.0018	0.0034
Ni	0.0078	0.0241
Al	0.0376	1.82
Co	0.0033	0.0058
Cu	0.0138	0.0222
Ti	0.0195	<0.0002
V	0.0009	0.0013
W	0.0012	0.0034
Fe	99.78	96.16
CE _{IIW}	0.024	0.042

Se determinó el índice de carbono equivalente mediante la Ecuación 1 propuesta por el Instituto Internacional de Soldadura (IIW, por sus siglas en inglés).

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

2.2. Caracterización metalográfica

La caracterización metalográfica de los materiales base se realizó de manera tradicional (Figura 26) siguiendo las recomendaciones de la norma ASTM E3-95. Muestras de 1 cm², fueron cortadas, encapsuladas en resina epóxica y desbastadas con lija de carburo de silicio de diferentes grados (250, 400, 600, 800, 1000, 1200, 1500 y 2000).



Figura 26. Proceso de desbaste con papel carburo de silicio.

Posteriormente se realizó el pulido acabado espejo mediante el uso de paños de microfibra y pasta de diamante de 3 y 1 μm , para lo cual se utilizó una pulidora de marca Minitech Z33, como se puede apreciar en la Figura 27.



Figura 27. Proceso de pulido de muestras metalográficas.

El revelado de la microestructura se efectuó mediante el ataque químico por inmersión (Figura 28) con el reactivo Nital al 3 %, el cual consiste en una mezcla de alcohol etílico (97 % en volumen) y ácido nítrico (HNO_3) (3 % en volumen) en una solución de 100 ml. El ataque se efectuó durante un intervalo de 30 segundos para el acero TRIP, y 90 segundos para el acero BC.



Figura 28. Ataque químico por inmersión.

2.2.1. Micrografía y análisis de imagen

La obtención de micrografías se realizó mediante la técnica de Microscopía Óptica (Figura 29), para lo cual se utilizó un microscopio óptico marca Nikon equipado con una cámara digital marca Lanoptik, a través de la interfase visual iWorks 2.0.

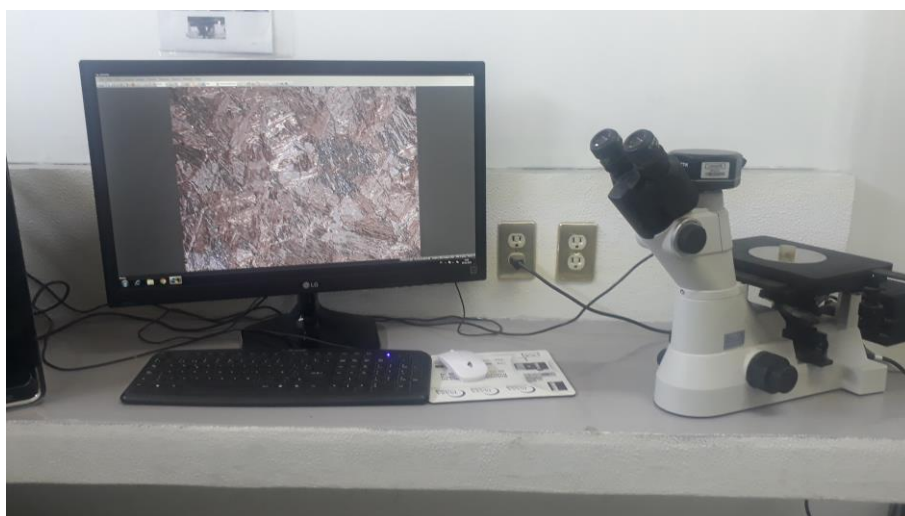


Figura 29. Equipo utilizado para Microscopía Óptica (MO).

La obtención de la microestructura del acero TRIP se llevó a cabo mediante Microscopía Electrónica de Barrido (MEB), utilizando un equipo de la marca JEOL modelo JSM IT-300LV. La Figura 30 muestra el equipo utilizado.



Figura 30. Equipo utilizado para Microscopia Electrónica de Barrido (MEB).

2.3. Identificación de fases

Las micrografías obtenidas fueron preparadas mediante el software AutoCAD, para obtener una imagen del límite de grano nítida que permitiera cuantificar el número de granos presentes. La Figura 31 muestra los dibujos obtenidos a partir de las micrografías obtenidas de los distintos aceros.

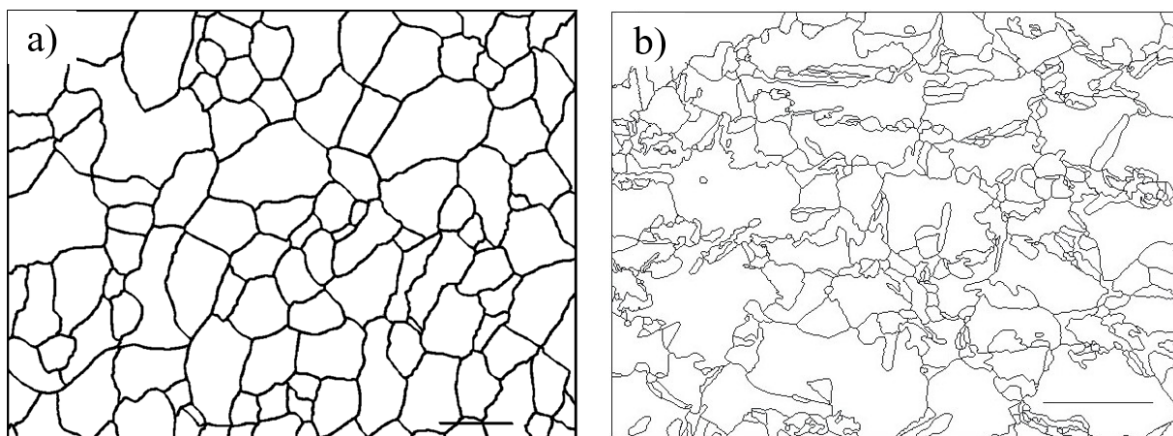


Figura 31. Borde de grano del acero a) BC b) TRIP.

La identificación de fases se realizó mediante inspección visual y el área de tamaño de grano se calculó a través del programa SigmaScan Pro5, mediante un procesamiento digital de forma manual manteniendo la relación de espacio en la imagen mediante su equivalente en píxeles. En la Figura 32 se muestran las micrografías trabajadas en AutoCAD y se señala de diferente color cada una de las fases que lo componen. Para ambos casos el color gris claro

identifica la ferrita, el gris oscuro es utilizado para identificar la perlita en el acero BC y la bainita en el acero TRIP, el color guinda identifica la martensita en el acero TRIP.

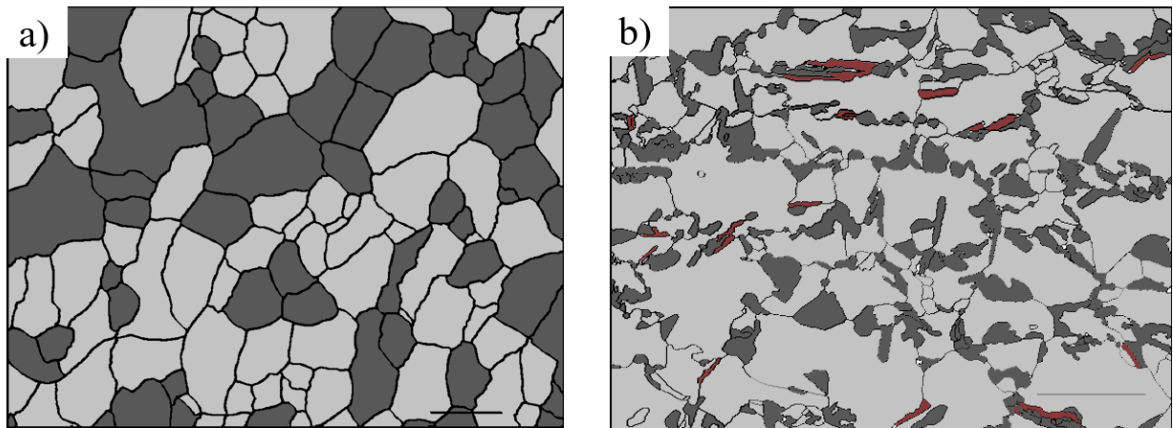


Figura 32. Identificación de fases en acero a) BC b) TRIP.

2.4. Caracterización mecánica

2.4.1 Ensayo de tensión

Se maquinaron probetas tipo hueso siguiendo las recomendaciones de la norma ASTM E8M con la finalidad de verificar los parámetros de esfuerzo de cedencia y el esfuerzo máximo. Las dimensiones de las probetas se muestran en la Figura 33.

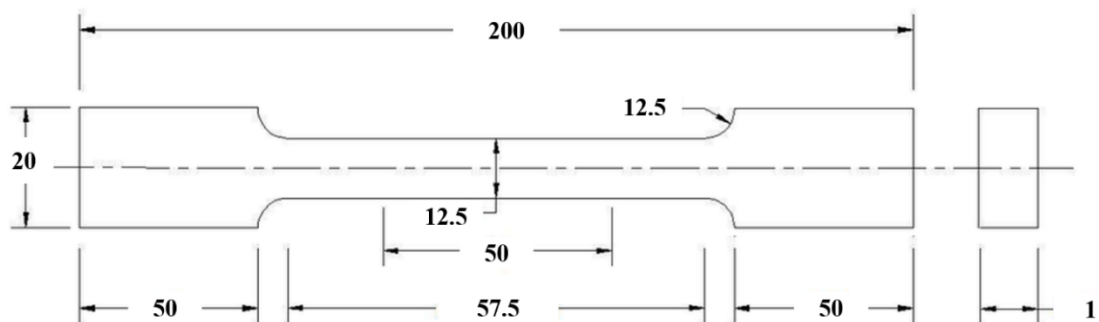


Figura 33. Dimensiones de la probeta de tensión, mm (ASTM, 2004).

2.4.2. Ensayo de impacto

La prueba se llevó a cabo en una máquina de impacto vertical (torre de caída libre), dotada de un impactador móvil que se desplaza entre dos barras guía fijas en la estructura que se extiende a una altura de 5.2 m. El mecanismo de sujeción de la probeta a impactar está ubicado en la parte inferior sobre un yunque de concreto. Este mecanismo consta de cuatro mordazas que sujetan a la probeta en dos o cuatro puntos. La energía de impacto puede ser

controlada mediante el ajuste del valor de la masa del impactador móvil y la altura. El impactador cuenta con una celda de carga que censa las deformaciones durante el impacto y los datos son registrados por medio de una tarjeta de adquisición de datos.

Por otro lado un detector óptico ubicado en el yunque por debajo de la probeta de ensayo registra el desplazamiento del material en la zona de impacto durante el ensayo. El esquema de la torre se muestra en la Figura 34.

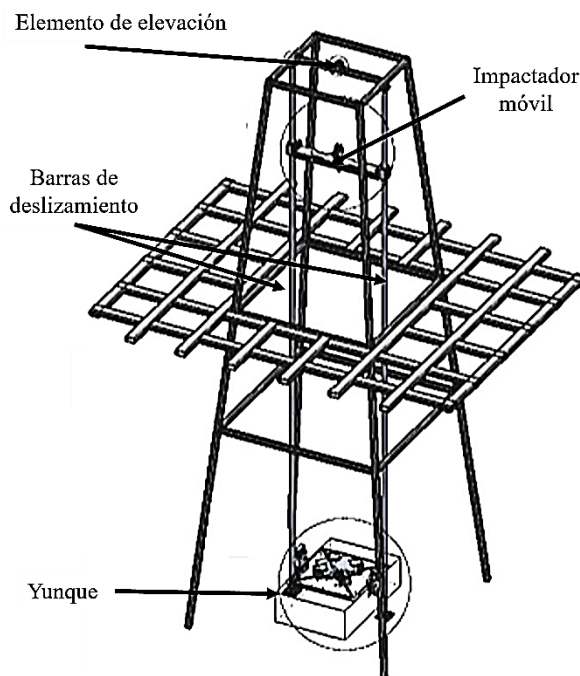


Figura 34. Máquina de impacto vertical (Martínez, 2017).

Se cortaron placas de 100 x 100 mm de materiales base y soldadura, las cuales fueron impactadas por el centro, las muestras se sujetaron en cuatro puntos mediante el uso de mordazas del sistema de sujeción de la máquina de impacto como se muestra en la Figura 35.

Para llevar a cabo el ensayo se establecieron las condiciones de carga de 14 kg de masa y la altura de 1 m, la energía suministrada corresponde a 137.3 J, igual para los tres casos. Las condiciones iniciales del ensayo de impacto utilizadas se muestran en la Tabla 3.

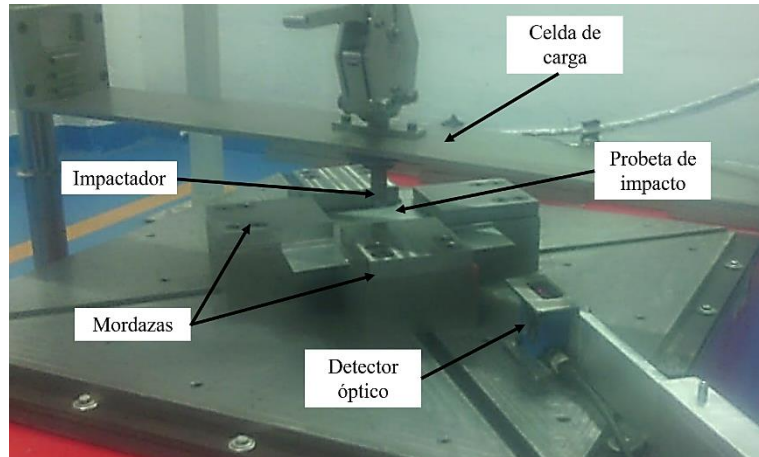


Figura 35. Probeta para ensayo de impacto.

Tabla 3. Condiciones iniciales de impacto.

Material	Altura (m)	Masa (kg)	E_p (J)	E_c (J)	Velocidad (ms^{-1})
TRIP	1	14	137.3	137.3	4.43
BC	1	14	137.3	137.3	4.43

La energía cinética E_c se determinó mediante la Ecuación 2.

$$E_c = \frac{1}{2}mv_f^2 \quad (2)$$

Donde m es la masa del centro de carga y v_f es la velocidad de final, la cual se obtiene de la Ecuación 3.

$$v_f = \sqrt{2g \times h} \quad (3)$$

Donde g es la constante de la fuerza de gravedad (9.81 ms^{-2}) y h es la distancia que recorre el percutor (1 m).

2.5. Proceso de soldadura

2.5.1. Diseño de junta

El diseño de la junta constó de placas de los materiales base de 100 mm x 200 mm, se recurrió a una unión a tope con una separación de raíz de 0.5 mm. La Figura 36 muestra una

representación del diseño de junta. El material de aporte fue un electrodo ER70S-6 de 0.9 mm de diámetro, la composición química del mismo se muestra en la Tabla 4.

Tabla 4. Composición química del material de aporte (% en peso).

	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	Cu
ER70S-6	0.08	1.45	0.84	0.025	0.13	0.002	0.002	0.12

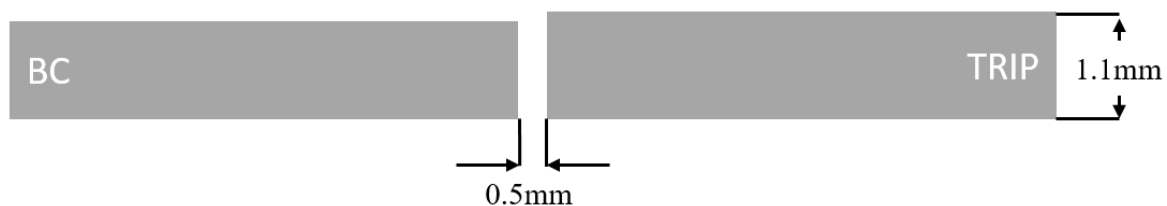


Figura 36. Diseño de junta de soldadura.

La soldadura se realizó mediante el uso de una máquina de microalambre INFRA MM 252. Para llevar a cabo la unión se hizo uso de un proceso semiautomatizado, utilizando una mesa de soldadura elaborada para fines prácticos y de investigación, equipada con una tortuga de oxicorte, de la marca CORTEC modelo CG-30. La Figura 37 muestra el arreglo experimental.



Figura 37. Arreglo experimental para soldadura semiautomática.

Los parámetros del proceso de soldadura GMAW fueron determinados mediante un proceso experimental, utilizando un gas de protección de composición 98 %Ar y 2 % O₂. Los parámetros operativos utilizados para la unión de los materiales se muestran en la Tabla 5.

Tabla 5. Parámetros operativos del proceso de soldadura GMAW.

Corriente (A)	Voltaje (V)	Velocidad de alimentación (mm s ⁻¹)	Velocidad de desplazamiento (mm s ⁻¹)	Distancia de trabajo (mm)	Calor de aporte (W)
20	20.7	59.4	16.3	9	351.9

El calor de aporte se determinó mediante la Ecuación 4:

$$Q = IV\eta \quad (4)$$

Donde I es la corriente suministrada, V es el voltaje y η es la eficiencia del proceso de soldadura, la cual se consideró del 85 % para este proceso de soldadura.

2.5.2. Caracterización mecánica de la unión disímil

Para llevar a cabo los ensayos de impacto sobre la soldadura, se procedió a remover la sobremonta de la unión como se muestra en la Figura 38. El mismo procedimiento se realizó para obtener las muestras para el ensayo de tensión bajo las mismas condiciones de la Figura 33.



Figura 38. Fresado de cordón de soldadura.

Se realizó el corte transversal al cordón de soldadura, el cual fue encapsulado, desbastado y pulido acabado espejo con la finalidad de realizar ensayos de microdureza de acuerdo con la norma ASTM E-384, para lo cual se utilizó un durómetro de marca Wilson Tukon 1102 mostrado en la Figura 39.



Figura 39. Durómetro utilizado para realizar mediciones de microdureza.

Las pruebas se realizaron en sentido longitudinal sobre la línea de medición indicada en la Figura 40. Se empleó una carga de 981 mN (0.1 Kg) aplicada durante 15 s cada 200 μm , a lo largo de 5 mm a partir del centro del cordón de soldadura.

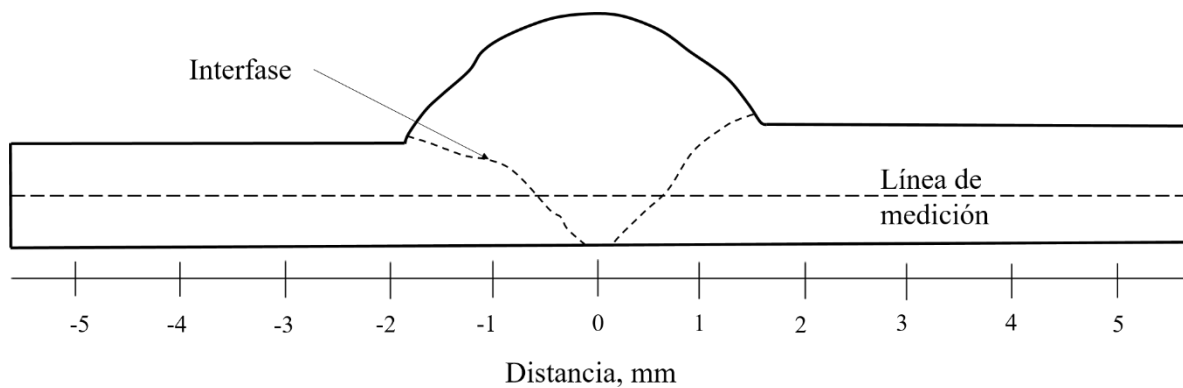


Figura 40. Perfil de microdureza del cordón de soldadura.

Capítulo 3. Análisis y discusión de resultados

3.1. Caracterización metalográfica de materiales base

3.1.1. Acero Bajo Carbono (BC)

La Figura 41a muestra la microestructura del material base acero JSC270c (BC) obtenida por MO, mientras que la Figura 41b por MEB. La microestructura está compuesta por una fase dúctil (ferrita) la cual se muestra en las micrografías de color claro y una fase moderadamente dura (perlita gruesa) identificada por un color oscuro. Esta microestructura es característica de los aceros hipoeutectoides con contenidos menores al 0.77 % de C en peso. La ferrita se forma en las regiones de mayor energía (límite de grano de la austenita) desplazando el carbono disuelto en la austenita por debajo de la temperatura eutectoide, el carbono desplazado forma láminas de carburo de hierro y ferrita dentro de la nueva fase llamada perlita. Debido al bajo contenido de carbono de este acero (0.0026 %), las colonias de perlita muestran láminas gruesas de ferrita y concentraciones más pequeñas de cementita. La resistencia de este acero es atribuida a la nucleación de nuevos granos de ferrita como resultado del proceso de deformación. El refinamiento de grano le brinda mayor resistencia y la fase blanda (ferrita) le brinda la ductilidad.

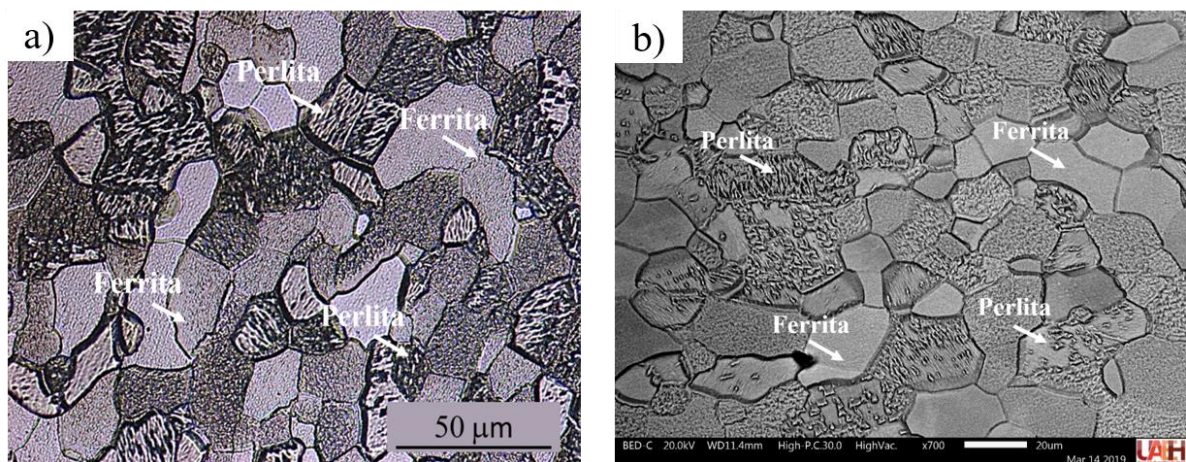


Figura 41. Micrografía de acero BC a) MO, b) MEB.

Para el análisis de imagen se utilizó la micrografía obtenida por microscopía óptica y se identificó el límite de grano mediante el uso de AutoCAD. Posteriormente se analizaron las imágenes en SigmaScan y se obtuvo el número de granos totales de cada una de las fases identificadas, como se puede apreciar en la Figura 42.

Los resultados obtenidos se muestran en la Tabla 6, estos valores fueron comparados y verificados con los valores obtenidos de la determinación de tamaño de grano mediante la técnica de intersección bajo las recomendaciones de la norma ASTM E112.

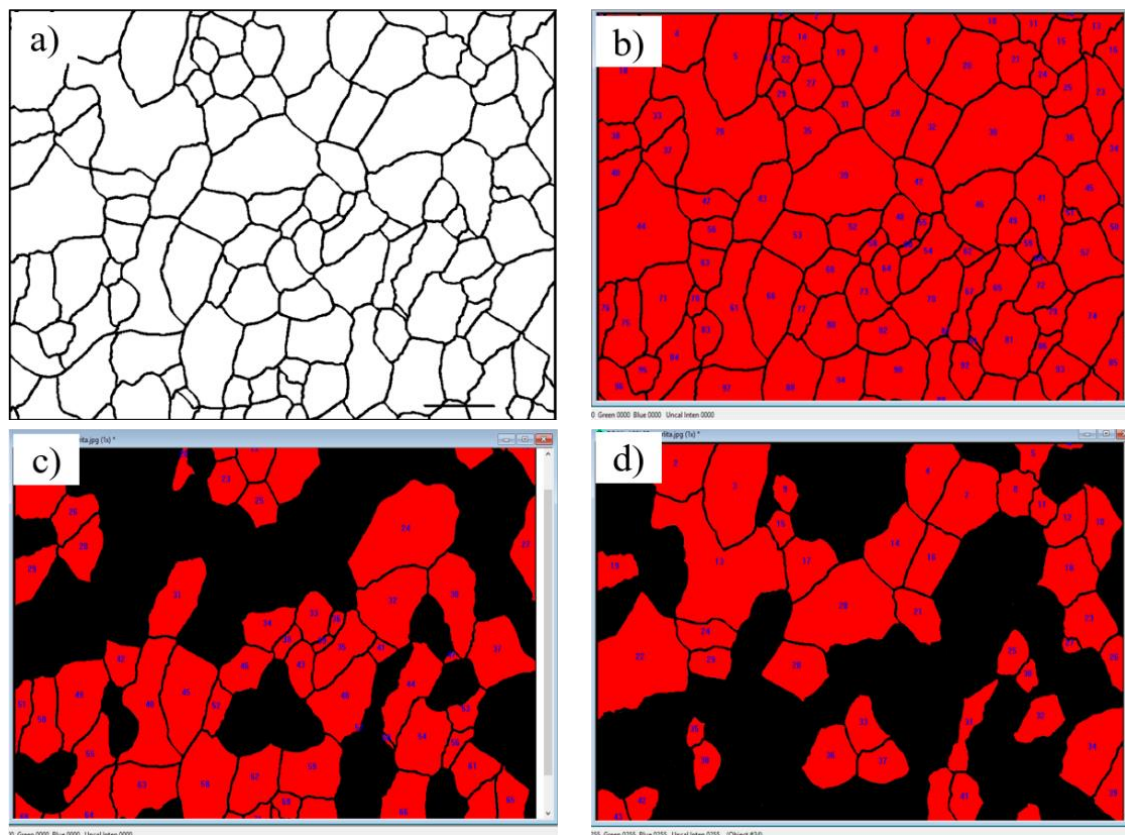


Figura 42. Análisis digital de imagen del acero BC, a) microestructura, b) conteo de granos, c) correspondiente a perlita, d) correspondiente a ferrita.

El tamaño de grano es lo más próximo al índice G 7.5 en base a la norma ASTM E112 y como resultado del método de intersección se obtuvo un valor del índice G 7, de esta manera se pudo verificar la confiabilidad del proceso de análisis digital de imagen.

Tabla 6. Fases presentes en el acero BC JSC270C.

Fase	Área de grano promedio, μm^2	Porcentaje de fase	Número de granos	Desviación estándar, μm^2
Ferrita	776.689	54%	71	669.88
Perlita	837.198	45%	54	857.70

3.1.2 Acero TRIP

La Figura 43 muestra la microestructura del material base del acero con comportamiento TRIP obtenida mediante microscopía óptica, donde se puede observar una microestructura fina compuesta por una matriz ferrítica (granos claros y de mayor tamaño), con islas de bainita y martensita (en menor cantidad) situados en el límite de grano, microestructura característica de los aceros TRIP.

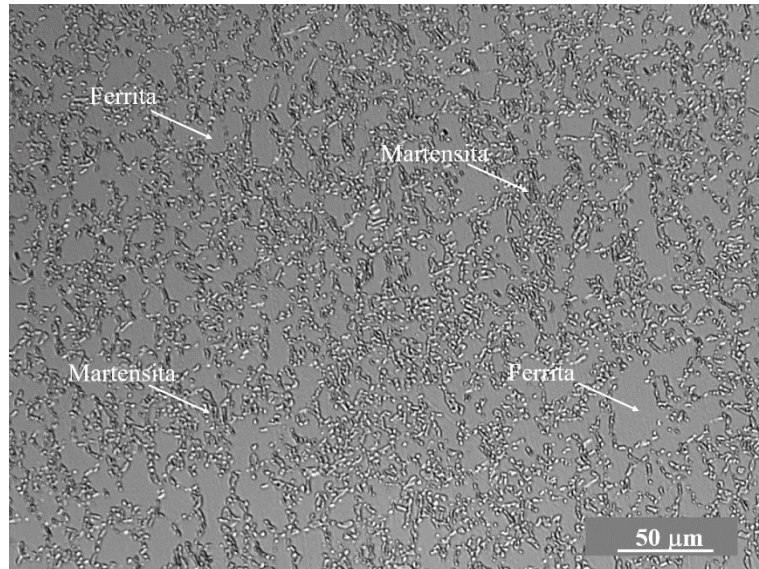


Figura 43. Microestructura del acero TRIP obtenida mediante MO.

De acuerdo con estudios realizados por Di et al. (2008) la austenita retenida se encuentra dentro de pequeñas islas de martensita, como resultado del enfriamiento súbito posterior al tratamiento isotérmico bainítico. Por otra parte Guzmán y Monsalve (2011) atribuyen la presencia de austenita retenida a la redistribución del carbono durante la transformación bainítica, mediante la inhibición de la precipitación de carburos, lo que produce un enriquecimiento de carbono en la austenita estabilizándola a temperatura ambiente dentro de los granos de bainita libres de carburos, características que corresponden a una morfología de bainita superior .

La Figura 44, muestra la microestructura obtenida mediante MEB, se pudo observar granos de bainita y martensita. Una fracción muy pequeña de austenita retenida se pudo observar dentro de granos de bainita. La fracción de austenita no es posible cuantificar por la técnica de análisis de imagen por lo que se contabilizó por discriminación de las otras fases presentes.

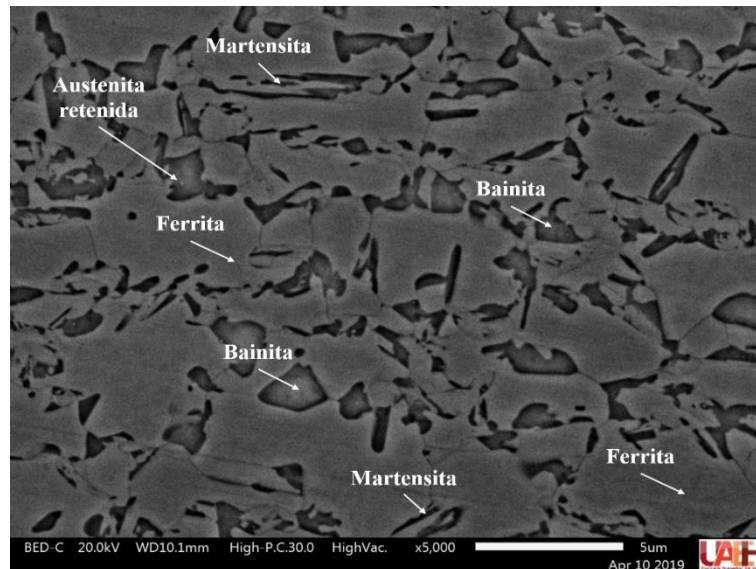


Figura 44. Microestructura del acero TRIP obtenida mediante MEB.

Las técnicas empleadas en este estudio no permiten una óptima visualización de la austenita retenida, sin embargo, la mayor presencia de esta fase está contenida dentro de los granos de bainita.

La ferrita presente en este acero es muy cercana al 78 % y exhibe un mayor tamaño de grano con respecto al resto de las fases, lo cual le brinda al material la ductilidad necesaria para obtener geometrías complejas mediante el conformado de piezas. La bainita presente en un 18 % se extiende a lo largo del límite de grano de la ferrita, su tamaño es menor a la ferrita pero brinda resistencia al acero al ser deformado, se asume que dentro de esta fase es posible encontrar la mayor cantidad de austenita retenida de menor tamaño, por lo cual no es posible visualizar mediante las técnicas empleadas. El grado del acero es definido por la cantidad de C disuelto en la austenita retenida y su tamaño de grano. La martensita presente en un aproximado al 3 % es la responsable de aumentar considerablemente la resistencia a la tensión del acero, esta última fase es el resultado de la transformación de la austenita retenida debido a los esfuerzos cortantes producidos el enfriamiento desde la región bainítica. La Tabla 7 muestra los resultados obtenidos del análisis de imagen del acero TRIP.

Tabla 7. Fases presentes en el acero TRIP400SY690T.

Fase	Área de grano promedio, μm^2	Porcentaje de fase	Número de granos	Desviación estándar, μm^2
Ferrita	1.564	78%	164	3.302
Bainita	0.270	18%	206	0.401
Martensita	0.113	3%	43	0.167
Austenita Retenida	-	1%	-	-

3.2. Caracterización mecánica de materiales base

3.2.1. Acero Bajo Carbono (BC)

Los resultados obtenidos de los ensayos de tensión en relación con la microestructura sirven como referencia para evaluar el cambio en las características microestructurales y la relación con el cambio en las características mecánicas posteriores al proceso de soldadura. La probeta ensayada del acero BC se muestra en la Figura 45.



Figura 45. Muestra de tensión del acero BC.

Como se puede observar la falla ocurrió dentro de la región calibrada, exhibiendo rasgos característicos de una fractura dúctil. La deformación que presenta el material es muy cercano al 60 %, mientras que el esfuerzo de cedencia y esfuerzo máximo alcanzan valores muy cercanos a los 140 MPa y 252 MPa respectivamente. Los niveles de resistencia concuerdan con la microestructura anteriormente mencionada característicos de los aceros bajo carbono. La Figura 46, describe la curva resultante del ensayo de tensión del acero BC.

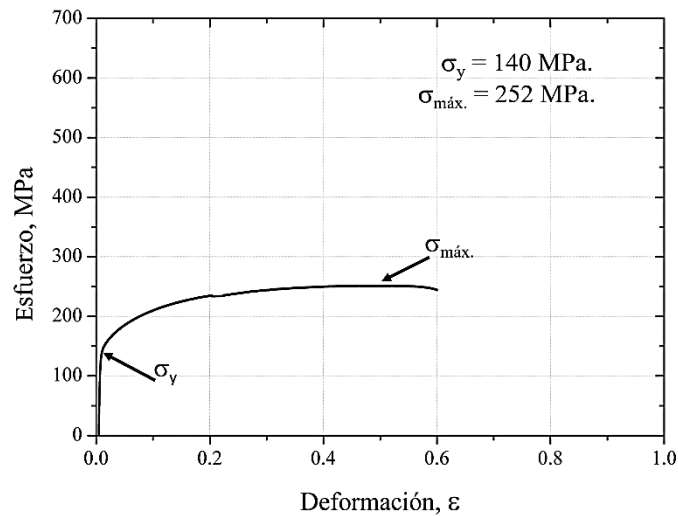


Figura 46. Gráfico esfuerzo – deformación del acero BC.

El ensayo de impacto generó una huella producida por el indentador en el acero BC. El desplazamiento del material fue registrado por el detector láser y verificado mediante la medición de la zona afectada (Figura 47), el desplazamiento corresponde a 4.1 mm con respecto a la posición original (línea de referencia).

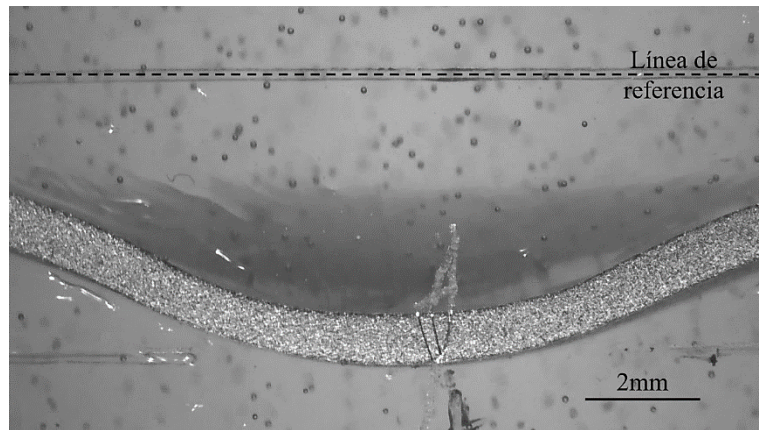


Figura 47. Muestra de impacto en el acero BC.

Con la información obtenida por la tarjeta de adquisición de datos se obtuvo el gráfico tiempo - deformación mostrado en la Figura 48, el cual describe el comportamiento a las microdeformaciones del material a consecuencia de la energía de impacto. El resultado del análisis mostró un valor máximo de 23.48 $\mu\varepsilon$ en un intervalo de tiempo de 6.22 ms.

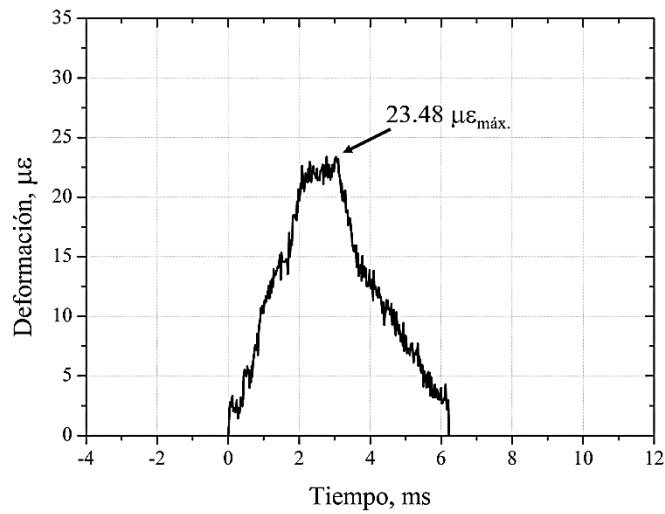


Figura 48. Gráfico deformación – tiempo del acero BC.

El comportamiento de la fuerza de impacto se determinó a partir de la Ecuación 5 resultante de la calibración de la máquina de impacto utilizada en este estudio (Martínez, 2017).

$$F = mx + b = (1.6)\mu\epsilon - 1.383 \quad (5)$$

La Figura 49 describe el comportamiento de dicha fuerza la cual exhibe un valor máximo de 36.15 kN, la cual está en función a las microdeformaciones descritas en la Figura 48.

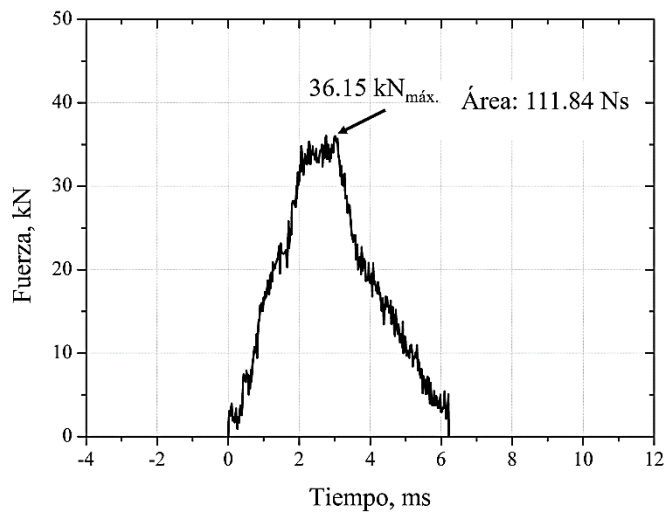


Figura 49 Gráfico fuerza – tiempo del acero BC.

Para determinar la energía que es absorbida por el material se utilizó la Ecuación 6 (Martínez, 2017).

$$E = V_0 \int_0^t F(t) dt \quad (6)$$

Donde $\int_0^t F(t) dt$ es el área bajo la curva del gráfico fuerza – tiempo y V_0 es la velocidad a la que ocurre la deformación obtenida mediante la Ecuación 7 (Martínez, 2017).

$$V_0 = \frac{\delta_{Máx}}{t} \quad (7)$$

$\delta_{Máx}$ es el desplazamiento máximo descrito en la Figura 47 entre el tiempo que dura el evento. De esta manera se obtuvo una velocidad de deformación y la energía que absorbe el material base al impacto la cual corresponde al 53.6% de la energía suministrada.

$$v_0 = \frac{4.1 mm}{6.22 ms} = .659 ms^{-1}$$

$$E_{abs} = (.659 ms^{-1})(111.84 Ns) = 73.7 J$$

La metodología utilizada con las Ecuaciones 5, 6 y 7 fue utilizada de igual forma para el acero TRIP y la unión disímil.

3.2.2. Acero TRIP

La Figura 50 muestra la probeta ensayada de acero con comportamiento TRIP, ésta presentó fractura dentro de la zona calibrada de forma perpendicular a la dirección del esfuerzo de tensión exhibiendo estricción a lo largo de toda la región. Este fenómeno se debe a la transformación martensítica la cual ocurre cuando el material es sometido a tensión o bajo deformación, al presentarse la transformación martensítica por deformación las pequeñas islas de austenita retenida transforman a martensita dando como resultado un endurecimiento localizado, la energía de deformación se extiende a lo largo de la sección. Este fenómeno reduce la formación del cuello de botella y permite un alargamiento más uniforme del acero.

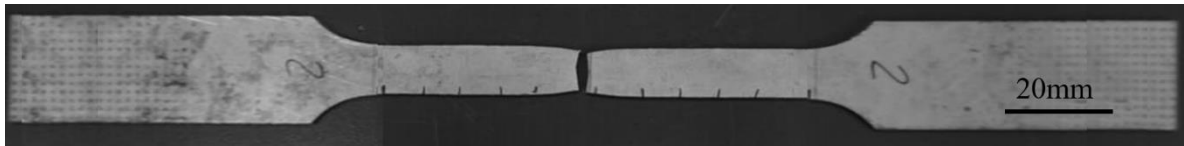


Figura 50. Muestra de tensión del acero con comportamiento TRIP.

El gráfico de la Figura 51 describe el comportamiento mecánico producido por el esfuerzo de tensión aplicado al acero TRIP. De acuerdo a las normas ASI-SAE los valores de esfuerzo de cedencia y esfuerzo máximo corresponden a los valores determinados por el grado del acero.

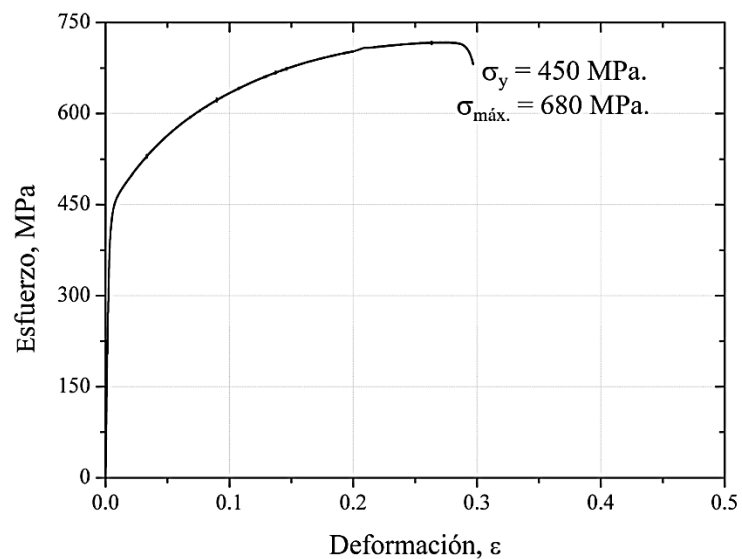


Figura 51. Gráfico esfuerzo – deformación del acero TRIP.

En lo referente al ensayo de impacto sobre el acero con comportamiento TRIP, se obtuvo un desplazamiento de 2.86 mm con respecto a la línea de referencia (Figura 52), este desplazamiento final es menor al obtenido del acero BC. Esta disminución en la deformación es atribuida al alto valor del límite elástico. Bajo estas condiciones menor cantidad de energía de impacto es absorbida por el material base y convertida en energía de deformación, la cual produce la transformación de la austenita retenida exhibiendo un endurecimiento por deformación.

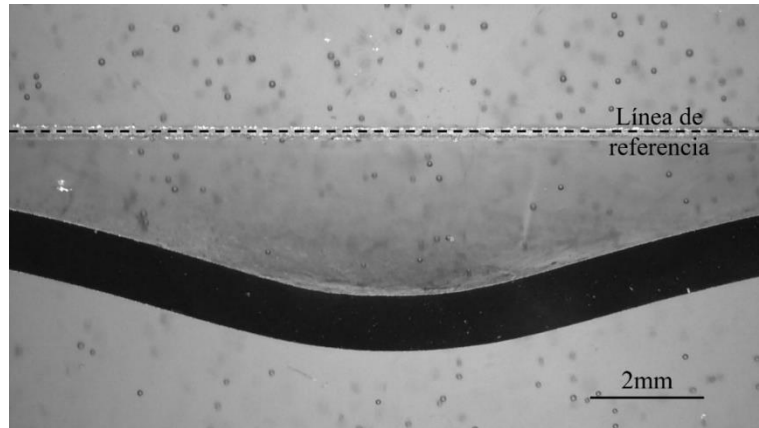


Figura 52. Muestra de impacto en el acero TRIP.

El gráfico deformación – tiempo obtenido del ensayo de impacto se muestra en la Figura 53. Se puede apreciar un aumento en los valores de las microdeformaciones exhibiendo un valor máximo de $29.97 \mu\epsilon$ y un tiempo de duración del evento de 6.64 ms; en consecuencia, la fuerza alcanza un valor máximo de 46.49 kN puesto que el material opone mayor resistencia al ser deformado (Figura 54).

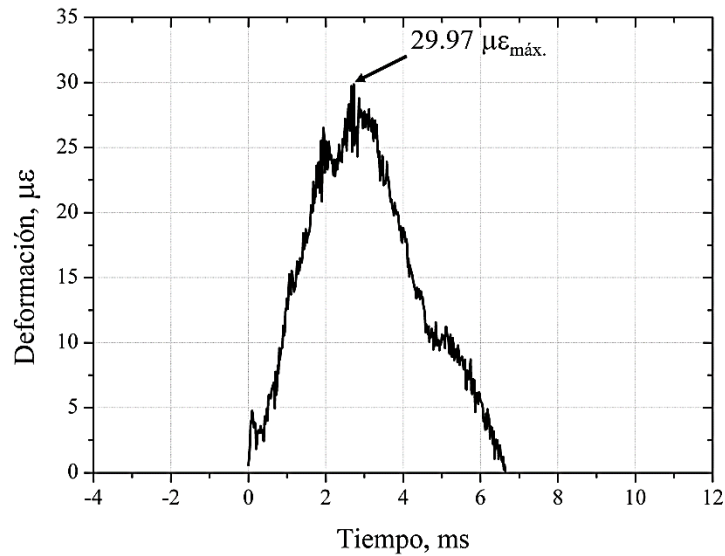


Figura 53. Gráfico deformación – tiempo del acero TRIP.

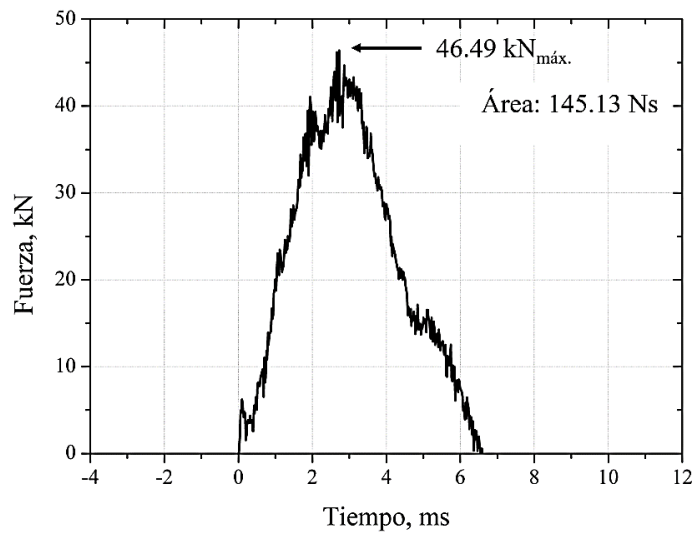


Figura 54. Gráfico fuerza – tiempo del acero TRIP.

El desplazamiento registrado mediante el sensor laser reveló un desplazamiento máximo correspondiente a 2.75 mm identificado a la mitad del lapso del evento. Como se puede apreciar el desplazamiento obtenido de la Figura 52 y la Figura 55 únicamente tiene una diferencia de 0.11 mm.

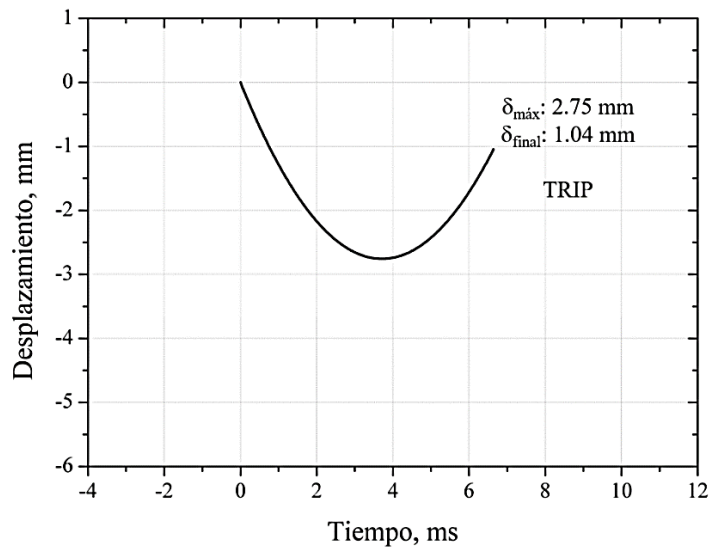


Figura 55. Gráfico desplazamiento – tiempo del acero TRIP.

Para el caso del acero con comportamiento TRIP, la velocidad de deformación fue de 0.43 ms^{-1} , mientras que la energía absorbida fue de 62.51 J. Por lo que la energía que absorbe el material base es del 45 % de la energía de impacto suministrada.

$$v_0 = \frac{2.86 \text{ mm}}{6.64 \text{ ms}} = .430 \text{ ms}^{-1}$$

$$E_{abs} = (.430 \text{ ms}^{-1})(145.137 \text{ Ns}) = 62.51 \text{ J}$$

3.3. Caracterización microestructural y mecánica de la unión disímil

Los efectos del calor de aporte del proceso de unión se observan en la macrografía de la sección transversal del cordón de soldadura mostrada en la Figura 57. El cambio microestructural importante ocurre a lo largo de la ZAT donde fue posible identificar tres subzonas.

Se nombró Zona de Crecimiento de Grano (ZCG) a las regiones adyacentes al Metal Soldado (MS), las cuales presentaron mayor tamaño de grano y los valores máximos de dureza en ambos materiales, una Zona de Grano Fino (ZGF) donde se observó la aparición de nuevos granos asociado al fenómeno de nucleación y finalmente una Zona de Material Revenido (ZMR) donde se observó una ligera disminución del tamaño de grano y la aparición de fases suaves asociado a la difusión del carbono.

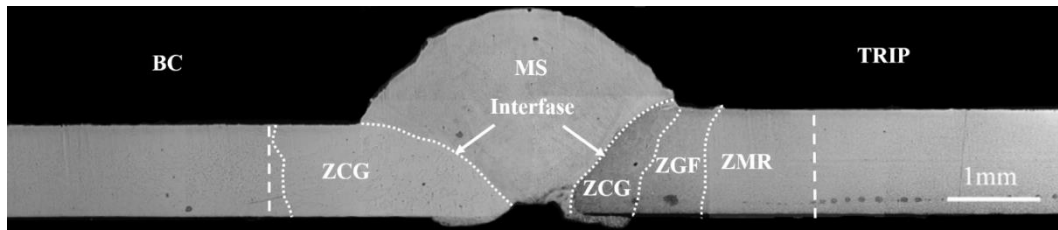


Figura 56. Zonas comprendidas dentro de la ZAT.

Para el caso del acero BC (Figura 57.2) sólo fue posible identificar la ZCG, el incremento de la temperatura en esta zona propicio la formación de nuevos granos de ferrita. Mediante el fenómeno de difusión el carbono precipitó en forma de carburo de hierro grueso dentro de la perlita. Este fenómeno es el responsable del aumento la dureza del acero en esta región permitiendo alcanzar valores máximos de 350 HV_{0.1}. Por otra parte no se observó la formación de martensita, esto se debe al bajo contenido de carbono del acero.

Las zonas del MS adyacente a los materiales base (interfaces) se pueden observar en las Figura 57.3 y la Figura 57.4. Estas zonas están compuestas por una mezcla de fases duras, martensita y bainita, pero también es posible identificar fases dúctiles de ferrita que de

acuerdo a su morfología característica, es posible obtener valores de dureza similar a los valores del material base TRIP.

Para el caso del acero con comportamiento TRIP, fue posible identificar tres subzonas, la ZCG (Figura 57.5) en la cual, la temperatura alcanzada por la fusión y la rapidez de enfriamiento permitieron la formación de una gran cantidad de martensita, lo que justifica la dureza máxima de 470 HV_{0.1} obtenida en esta zona. Del mismo modo se observó la presencia de colonias de bainita y agujas de ferrita lo cual brinda ductilidad evitando el agrietamiento del material.

En la ZGF (Figura 57.6) se observó una mezcla de fases duras de martensita y bainita de menor tamaño, aunado a esto se exhibe el crecimiento de nuevos granos de ferrita asociado al fenómeno de nucleación. En consecuencia la dureza es menor al valor máximo, sin embargo, los valores se mantienen por encima de los obtenidos por el material base.

En la ZMR (Figura 57.7) fue posible visualizar una pequeña reducción del tamaño de grano de la bainita a consecuencia de las temperaturas que indujeron un revenido parcial en esta zona propiciando el incremento de fases blandas y como consecuencia una tenue caída de la dureza.

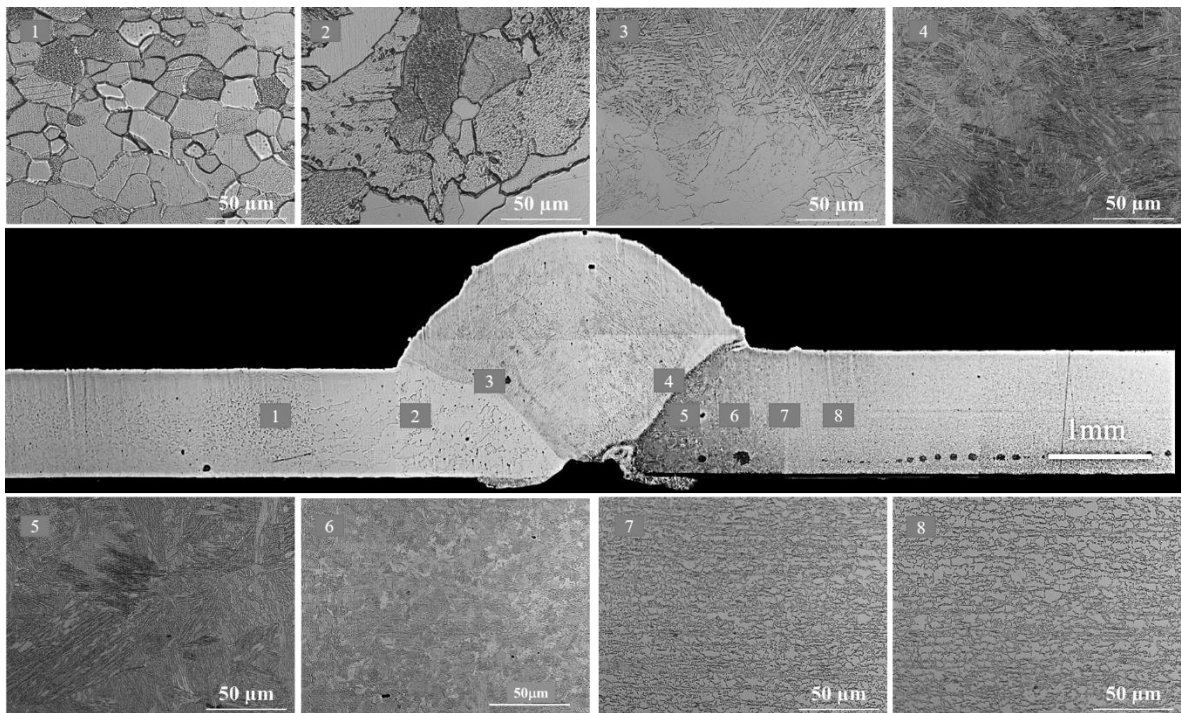


Figura 57. Macrografía del cordón de soldadura y zona afectada por el calor de la unión disímil BC-TRIP.

3.4. Caracterización mecánica de la soldadura

3.4.1. Microdureza en soldadura

El perfil de microdureza realizado justifica la microestructura revelada en cada una de las diferentes subzonas comprendidas dentro de la ZAT. En la Figura 58 se muestran los valores obtenidos de la microdureza a lo largo de la ZAT a 5 mm a partir del centro del cordón de soldadura, cabe señalar que para el acero con comportamiento TRIP los valores de la dureza no exhiben un cambio que comprometa la soldadura dentro de las regiones ZGF y ZMR.

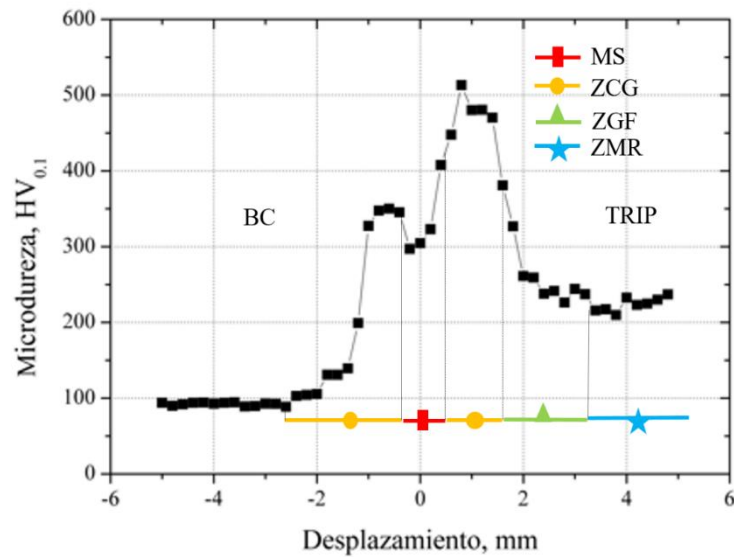


Figura 58. Perfil de microdureza de la unión disímil.

Mediante el perfil de microdureza fue posible realizar la estimación del tamaño de cada una de las subzonas comprendidas dentro de la ZAT. La Tabla 8 muestra las longitudes de las distintas regiones de la ZAT.

Tabla 8. Tamaño de las distintas regiones dentro de la ZAT, mm.

Material	MS	ZRG	ZGF	MS + ZAT
BC	0.4	2	-	2.4
TRIP	0.4	1.2	2.8	4.4

El factor determinante para la formación de las diferentes regiones dentro de la ZAT son las propiedades termofísicas de los materiales, las temperaturas y el tiempo de permanencia del calor de aporte suministrado por el proceso de soldadura.

3.4.2. Tensión en soldadura.

Como se puede observar en la Figura 59 la probeta de la unión disímil ensayada presentó fractura con características de tipo dúctil a 18.7 mm a partir del centro del cordón de soldadura en el material base del acero BC. La región donde se presentó la falla exhibió la microestructura del material base compuesta por ferrita y perlita mostrada en la Figura 57.1. La dureza del material base se muestra en la Figura 58 y corresponde al 99.6 HV_{0.1}.

La estricción es ubicada a lo largo de la región calibrada del acero BC, donde de acuerdo a la microestructura obtenida es la región que presenta menor resistencia a la tensión.

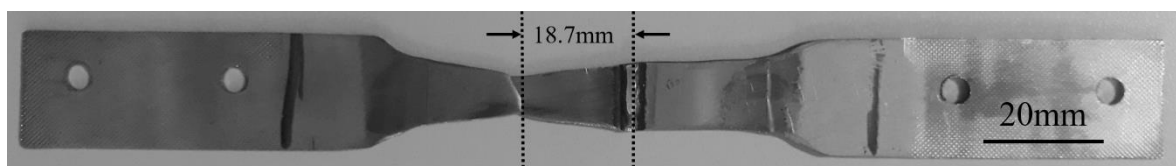


Figura 59. Muestra de tensión de la unión BC-TRIP.

La Figura 60 muestra el diagrama esfuerzo - deformación de la probeta de la unión disímil, se señalan los valores de esfuerzo de cedencia y esfuerzo máximo iguales a 170 MPa y 275 MPa respectivamente, estos valores son muy similares a los obtenidos en el ensayo de tensión del material base del acero BC observados en la Figura 46.

El porcentaje de deformación se redujo en un 0.7 % a consecuencia de que el material con la microestructura más dúctil ocupa poco menos de la mitad de la probeta de tensión y el resto de la energía de deformación es absorbida por la austenita retenida no transformada durante el proceso de unión del acero con comportamiento TRIP.

3.4.3. Impacto en soldadura

Como se puede apreciar en la Figura 61 se exhibe un desplazamiento del cordón de soldadura de 3.09 mm como resultado de las pruebas de impacto en la muestra de la unión disímil.

Debido a la rapidez de deformación fue posible identificar un comportamiento diferente en el acero BC. Este exhibe una reducción de espesor en la ZCG mostrado en la Figura 61. La energía de impacto ocasionó mayor daño en esta región debido al aumento en el tamaño de grano y aunado a la morfología que muestra la perlita. Esta microestructura explica la reducción significativa de la resistencia, permitiendo que las dislocaciones producidas por la deformación se desplacen con mayor facilidad a través de la microestructura con un mayor tamaño de grano como se observó en la Figura 57.2.

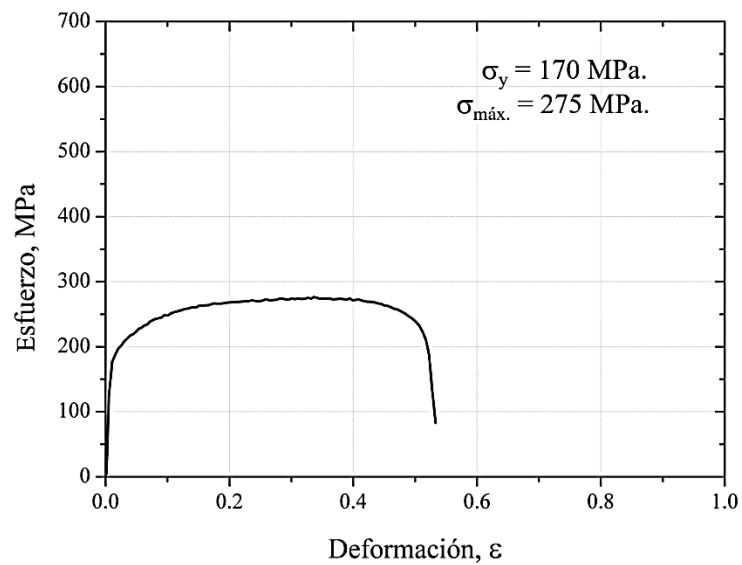


Figura 60. Gráfico esfuerzo – deformación de la BC – TRIP.

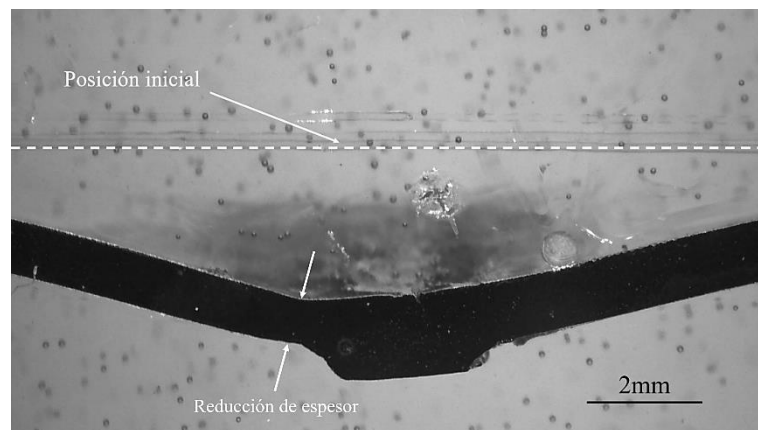


Figura 61. Muestra de impacto de la unión BC – TRIP.

Por otra parte, el acero TRIP exhibe menor deformación a lo largo de la ZAT, esto se debe principalmente a una mayor resistencia a la tensión que presenta el acero. La energía de impacto fue convertida en energía de deformación, que a su vez fue absorbida por la austenita retenida en la microestructura a lo largo de la región deformada. Manifestando de esta manera la capacidad de absorción de energía del material ante impacto.

La Figura 62 describe las microdeformaciones registradas por la tarjeta de adquisición de datos durante el intervalo del fenómeno de impacto. Se puede observar una perturbación al inicio del gráfico, denominada zona de transición, de acuerdo con Martínez (2017) está relacionado con un reacomodo del impactador al momento del contacto con la probeta. El valor máximo registrado fue de $24.9 \mu\epsilon$ en un intervalo de 7.75 ms.

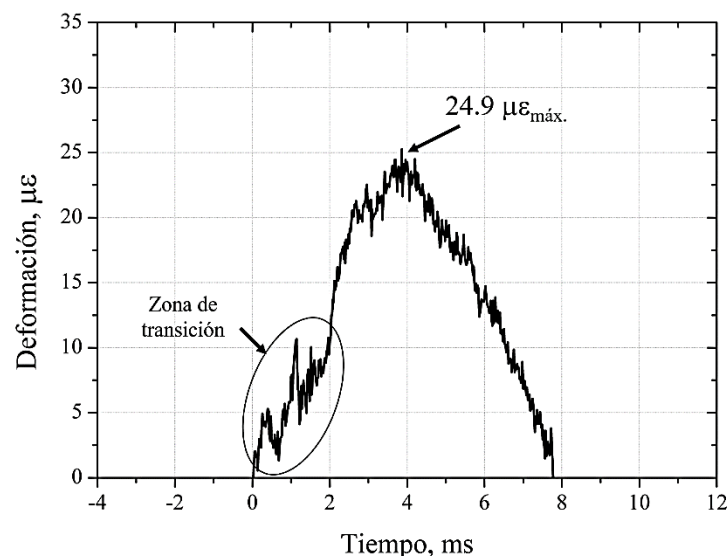


Figura 62. Gráfico deformación – tiempo de la unión BC – TRIP.

La fuerza resultante con respecto a las microdeformaciones de la Figura 62 se obtienen mediante el uso de la Ecuación 5 y los resultados se muestran en la Figura 63.

La fuerza máxima registrada es de 42 kN, este valor es ligeramente menor al registrado por el acero con comportamiento TRIP.

El gráfico de la Figura 64 muestra el desplazamiento registrado por el detector óptico de la placa soldada, una diferencia de 0.24 mm resulta de la comparación de la medición obtenida por el detector con respecto a la realizada físicamente de la muestra impactada, esta diferencia

corresponde a la sobre monta del cordón de soldadura en la muestra analizada con respecto a la superficie de referencia. El valor final de la deformación es semejante al valor obtenido del acero TRIP.

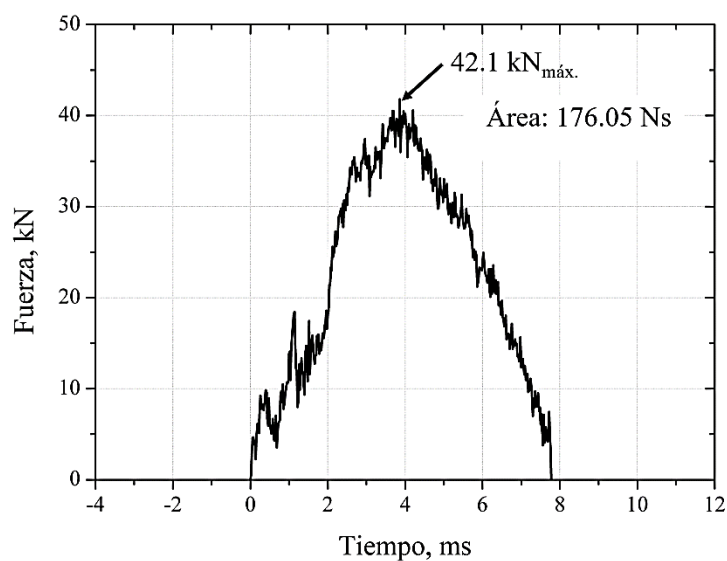


Figura 63. Gráfico fuerza – tiempo de la unión BC – TRIP.

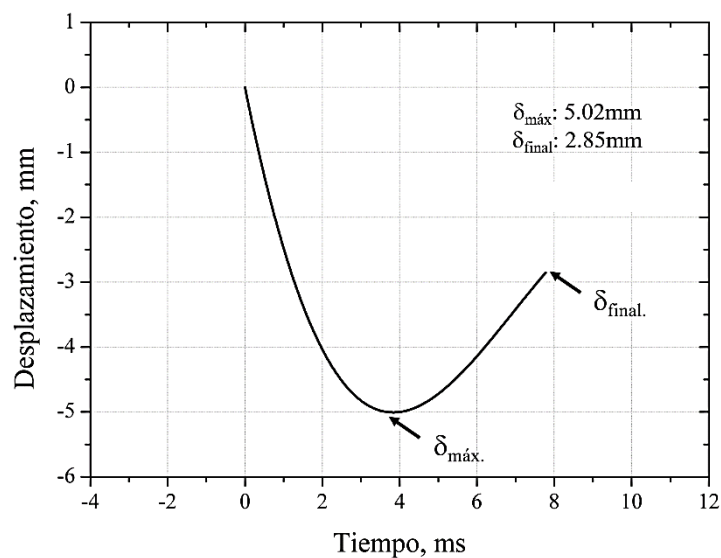


Figura 64. Gráfico desplazamiento – tiempo de la unión BC – TRIP.

Mediante el uso de las Ecuaciones 6 y 7, se determinó la energía que la unión disímil es capaz de absorber.

$$v_0 = \frac{5\text{ mm}}{7.75\text{ ms}} = .645\text{ ms}^{-1}$$

$$E_{abs} = (.645\text{ ms}^{-1})(176.053\text{Ns}) = 113.55\text{ J}$$

Como resultado del análisis se determinó que la energía absorbida es del 82.7 % de la suministrada en el ensayo de impacto, al tratarse de la combinación de un material dúctil (BC) y otro de alta resistencia (TRIP), las propiedades de ambos materiales aumentaron la eficiencia de la junta.

El proceso de soldadura llevado a cabo en este trabajo modificó las propiedades iniciales de ambos materiales como era de esperarse, sin embargo la combinación de ambas características aportaron mayor eficiencia al ser sometidas a impacto, la ductilidad que aporta el acero BC se observó ligeramente reducida, esto se debe al cambio en la microestructura adyacente al cordón de soldadura al presentar un aumento en el tamaño de grano enriquecido de carbono lo que favoreció la formación de perlita gruesa y a su vez la formación de nuevos granos de ferrita. De esta manera la energía de impacto se extiende a lo largo de la muestra permitiendo al acero TRIP absorber una fracción de la misma transformando la austenita retenida con bajo contenido de C.

Conclusiones

El resultado de los ensayos de tensión, microdureza, impacto en torre de caída libre y el análisis metalográfico mediante microscopia óptica y microscopia electrónica de barrido de la soldadura disímil BC – TRIP elaborada mediante el proceso GMAW permite concluir lo siguiente:

Las microestructura analizada en materiales base corresponde a microestructuras reportadas por la literatura consultada, de esta manera se corroboró que los materiales corresponden al grado de acero mencionado en el trabajo.

Se logró determinar las variables operativas del proceso de soldadura GMAW que permitieron obtener un cordón de soldadura de penetración completa y libre de imperfecciones en placas de acero bajo carbono y TRIP de espesores delgados.

La micrografía óptica evidenció el crecimiento de granos de ferrita en la zona de crecimiento de grano del acero BC. Asimismo se observó un incremento de la dureza debido al crecimiento de la fase perlítica y la nucleación de nuevos granos de ferrita de menor tamaño.

El perfil de microdureza reveló una reducción de 25 HV_{0.1} con respecto al material base TRIP en la zona de crecimiento de grano debido a la precipitación de fases blandas que no comprometen de manera significativa la resistencia de la soldadura.

El ensayo de impacto evidencio una absorción de energía del 82.7 % de la energía de impacto suministrada, 29.1 % más que el acero BC, sin presentar fractura del cordón de soldadura.

El ensayo de tensión en la unión de soldadura evidenció la fractura de carácter dúctil en la región correspondiente al acero BC a una distancia de 18.7mm a partir del cordón de soldadura. Los resultados obtenidos fueron similares a los obtenidos en el material base, por lo que la unión disímil fallo en una zona donde no hubo efecto del calor de aporte obteniendo de este modo una soldadura que puede ser aplicable a la industria automotriz.

Trabajos futuros

Para mayor alcance del proyecto, se pretende realizar ensayos de impacto en torre de caída libre a diferentes niveles de energía hasta llegar a la fractura, con la finalidad de evaluar:

- Propagación de grietas.
- Predecir el comportamiento en condiciones de impacto de la unión disímil mediante el análisis del cambio microestructural producido por la energía de deformación.
- Determinar la concentración volumétrica de la austenita retenida y el grado del fenómeno TRIP.
- Caracterización de inclusiones no metálicas en los materiales a usar.

Referencias

- ASESCO. (2014). Procesos de soldadura In (4 ed., Vol. 1, pp. 10). Colombia.
- Ashby, M. F., y Jones, D. R. H. (1998). *Engineering Materials 2*. Great Britain.
- Askeland, D. R. (1998). *Ciencia e ingeniería de los materiales* (3 ed.).
- ASTM. (2004). *Metallography and microstructures* (Vol. 9).
- Barajas, N. C., García, A. M., Guillén, F. E., y Ávila, L. C. (2016). Tendencia de los aceros y su aplicación en la industria automotriz. *Ciencia Cierta*, 48, 12.
- Belzunce, J. (2001). Aceros y fundiciones, tratamientos termicos y aplicaciones. In (pp. 215). Universidad de Oviedo.
- Böhme, W. (2016). Impact testing and crack arrest. *Materials Science & Engineering*, 88 - 106.
- Callister, W. (1995). *Introducción a la ciencia e ingeniería de los materiales* (Vol. 1).
- Carozzo, V. A., y Jacques, P. J. (2017). Estudio de la microestructura, propiedades mecánicas y transformaciones de fase de aceros multifásicos de efecto TRIP con adiciones de niobio. *ResearchGate*, 1-9.
- Christodoulou, P. (2017). *Effect of retained austenite transformation on the fatigue behaviour of aluminum containing TRIP steels*. (Doctor of Philosophy), University of Thessaly, Greece.
- Di, W., Zhuang, L., y Hui-sheng, L. (2008). Effect of controlled cooling after hot rolling on mechanical properties of hot rolled TRIP steel. *Journal of iron and steel research, International*, 15, 65-70.
- Escobar, J. A. C. (2014). *Resistencia al impacto sobre placas de aluminio soldadas en pruebas de caída libre* (Maestría en Tecnología Avanzada), Instituto Politécnico Nacional, México D.F.
- Fernando, R. P., Caballero, S. S., Cantó, M. Á. S., y Amorós, J. E. C. (2012). New steels TWIP/TRIP in future automobiles. *3Ciencias*, 1 - 18.
- Gould, J. E., Khurana, S. P., y Li, T. (2006). Predictions of Microstructures when Welding Automotive Advanced High-Strength Steels. *Welding Journal*, S, 111-116.
- Guzmán, A., y Monsalve, A. (2011). Introducción a los aceros con comportamiento TRIP. *remetallica*, 19, 38-45.

- Horvath, C. D. (2010). Advanced steels for lightweight automotive structures. In (pp. 35 - 78): Woodhead Publishing.
- Jeffus, L. (2012). Welding and metal abrication In D. C. Learning (Ed.), (Vol. 1, pp. 799).
- Kalpakistan, S., y Schmid, S. R. (2008). *Manufactura, ingeniería y tecnología* (5th ed.).
- Krauss, G. (1978). Martensitic Transformation, Structure and Properties in Hardenable Steels. In AIME (Ed.), *Hardenability Concepts with Applications to Steel* (pp. 229-248). Warrendale.
- Kučerová, L., y Bystrianský, M. (2016). The effect of chemical composition on microstructure and properties of TRIP steels. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 77, 5 - 12.
- Lázaro, D. G. (2009). Tipos de aceros en las carrocerías y su reparabilidad. *Carrocería y Pintura*, 41, 5.
- Li, Z., y Wu, D. (2008). Austempering of hot rolled transformation-induced plasticity steels. *Materials*, 15, 143-149.
- López, V., Reyes, A., y Zambrano, P. (2013). *Effect of the heat input in the mechanical and metallurgical properties of welds on AHSS transformed induced plasticity steel joined with GMAW process*. Paper presented at the Advances in Structural Engineering and Mechanics Jeju, Korea
- Martínez, J. Á. F. (2017). *Diseño e implementación de una maquina de impacto vertical*. (Maestría en Tecnología Avanzada), IPN - CIITEC, Cd. de México.
- Mei, Z., Lin, L., Ren-yu, F., Ji-cheng, Z., y Zi, W. (2008). Weldability of low carbon Transformation Induced Plasticity Steel. *Journal of airon and steel research*, 15, 61-65.
- Nanda, T., Singh, V., Singh, V., Chakraborty, A., y Sharma, S. (2016). Third generation of advanced high-strength steels: Processing routes and properties. *Materials: Design and Applications*, 0, 1 - 30.
- Nemani, R. K., y Arakerimath, R. (2015). Taguchi based desing optimization of side impact beam for energy absorption. *International journal for advance research in engineering and technology*, 3(IX), 100-104.

- Pérez-Medina, Y., Reyes-Valdés, A., Ferreira, H. F. L., y López-Cortéz, V. H. (2010). Integridad estructural de un acero TRIP800 soldado mediante procesos láser CO₂ y GMAW. *Ingenierías*, 13, 55-62.
- Rubio, F. (2018). Tecnología industrial. Recuperado de <https://sites.google.com/site/federubiotecindbachillerato/>
- Svobada, H., Lorusso, H., y Burgueño, A. (2010). Welding of Dual Phase steel sheet: GMAW, PAW and RSW. *Soldagem & Inspeção*, 16, 165 - 176.
- Tamarelli, C. M. (2011). *The Evolving Use of Advanced High-Strength Steels for Automotive Applications* Recuperado de University of Michigan: www.autosteel.org
- Vargas, V. H., Mejía, I., Hernández, V. H. B., y Maldonado, C. (2018). Characterization of resistance spot welded transformation induced plasticity (TRIP) steels with different silicon and carbon contents. *Journal of Manufacturing Processes*, 32, 307-317.
- Wang, H., Wang, K., Wang, W., Huang, L., Peng, P., y Yu, H. (2019). Microestructure and mechanical properties of dissimilar friction stir welded type 304 austenitic stainless steel to Q235 low carbon steel. *Materials Characterization*, 155, 1-12.