



Universidad Autónoma del Estado de Hidalgo



Escuela Superior de Cd. Sahagún

Licenciatura en Ingeniería Mecánica

Tesis

“Caracterización mecánica y microestructural de una unión disímil de un acero de bajo carbono con un acero doble fase realizada con el proceso GMAW para su aplicación en la industria automotriz”

Que para obtener el título de

Licenciado en Ingeniería Mecánica

Presenta

Erick Torres Cerezo

Asesor:

Dr. César Mendoza Gómora

Cd. Sahagún, Hgo., Noviembre 2019



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL ESTADO DE HIDALGO
Escuela Superior de Ciudad Sahagún



P.D.L.I.M. ERICK TORRES CEREZO,
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 **“Caracterización mecánica y microestructural de una unión disímil de un acero de bajo carbono con un acero doble fase realizada con el proceso GMAW para su aplicación en la industria automotriz”**, y que después de revisarlo ha 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. Jorge Zuno Silva |
| SECRETARIO | Dr. Martín Ortiz Domínguez |
| VOCAL | Dr. César Mendoza Gómora |
| SUPLENTE | Ing. Iván Espinoza Luna |

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

ATENTAMENTE
“AMOR, ORDEN Y PROGRESO”
Cd. Sahagún, Hgo., a 4 de noviembre de 2019.



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



Carretera Ciudad Sahagún-Churubusco 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

Agradezco a mi familia por el apoyo que me brindaron en los momentos más difíciles, por los consejos y valores que trasmitieron hacia mí para ser la persona que soy.

Agradezco a la Universidad Autónoma del Estado de Hidalgo por brindarme la oportunidad de formar parte ella. Asimismo, a la Escuela Superior de Cd. Sahagún por los conocimientos otorgados con la finalidad de poder aplicarlos en la sociedad.

Asimismo, agradezco al Dr. César Mendoza Gómora por haber sido mi asesor y por sus aportaciones para la elaboración de la tesis.

Agradezco al Dr. Jorge Zuno Silva por permitir hacer uso del laboratorio “Análisis de Fractura”, asimismo, por las observaciones realizadas a esta tesis.

Agradezco al Dr. Martín Ortiz Domínguez y al Ing. Iván Espinosa Luna por las observaciones realizadas para el mejoramiento de esta tesis.

Agradezco a la M en C. Yira Muñoz Sánchez por sus consejos y el apoyo brindado en el trámite de titulación.

Agradezco al Dr. Ricardo Rafael Ambriz Rojas por el apoyo brindado en la realización de los ensayos de impacto en las instalaciones de CIITEC-IPN.

De igual manera al programa PRODEP por brindar el apoyo económico para la realización de la investigación.

Agradezco a CIE PEMSA Celaya por brindar los materiales para la realización de la investigación.

A todos los amigos que he conocido a lo largo de mi vida, ya que han estado a mi lado en las buenas y en las malas.

Resumen

Durante el proceso de producción de vehículos se realizan modificaciones a los parámetros de soldadura como son velocidad de avance, corriente, voltaje, presión y tiempo en base a los materiales a unir. Por tal motivo es indispensable tener un control sobre el calor de aporte que cambia las propiedades mecánicas y microestructurales de los materiales.

El conocimiento del efecto térmico en la Zona Afectada Térmicamente (ZAT) de las soldaduras es importante cuando se unen aceros avanzados de alta resistencia del tipo doble fase y aceros de bajo carbono, debido a que los diferentes ciclos térmicos generan diferentes zonas con distinta microestructura, las cuales modifican las propiedades mecánicas iniciales de estos materiales.

El presente trabajo presenta el estudio de las propiedades mecánicas y metalúrgicas de la ZAT de una unión disímil (acero bajo carbono y doble fase) realizada por medio de un proceso de soldadura por arco metálico y protección gaseosa (GMAW por sus siglas en inglés).

Las propiedades mecánicas se evaluaron por medio de ensayos de tensión, microdureza e impacto. La evaluación metalúrgica se realizó mediante la caracterización microestructural mediante las técnicas de Microscopía Óptica (MO) y Microscopía Electrónica de Barrido (MEB), lo anterior para evaluar la transformación de las diferentes fases generadas por el efecto térmico del calor aplicado por el proceso de soldadura.

En este caso el acero doble fase presentó una estructura de ferrita y carburos de baja dureza mientras que en el acero de bajo carbono se presentó un crecimiento de grano de ferrita y de perlita.

En los aceros doble fase se presentó un aumento de microdureza en la zona de la interface a causa de un aumento en el porcentaje de martensita. Por otro lado, se observó que en la ZAT del acero de bajo carbono se generó el mismo efecto en la microdureza a causa de un incremento en la fase perlita. En el ensayo de tensión la ruptura se presentó en el material de bajo carbono, debido a la mayor resistencia del acero doble fase.

Palabras claves: Acero doble fase, soldadura GMAW, ZAT, disímil,

Abstract

Modifications are made during the vehicle production process. One of them is the welding parameters such as travel speed, current, voltage, pressure and time regarding the materials to welding. Thus, it is essential to have a control over the input heat that changes the mechanical and microstructural properties of the materials.

It is important knowing the thermal effect on the Heat Affected Zone (HAZ) of the welds when are welded advanced high strength steels and low carbon steels, because thermal cycles generate microstructures changes and modify the initial mechanical properties of these materials.

The present work studies the mechanical and metallurgical properties of the HAZ of a dissimilar weld (low carbon steel and dual phase steel) carried out by means of Gas Metal Arc Welding process (GMAW). The idea start from the necessity of automotive manufacturers who require optimal welding parameters to produce welds that meet quality requirements, in addition for obtaining the best performance of welded joints during the vehicle life.

Mechanical properties were evaluated by means of stress-strain, microhardness and impact tests. To evaluate microstructural transformations generated by the heat applied during the welding process, metallurgical evaluation was carried out through microstructural characterization by means of optical microscopy and scanning electron microscopy techniques

The dual phase steel presented a ferrite structure and low hardness carbides while the low carbon steel showed a growth of ferrite and perlite grain.

Dual phase steel presented an increment in microhardness due to an increase in martensite percentage on the interface area. On the other hand, the low carbon steel HAZ had the same effect respect to microhardness, due to an increase in the perlite phase. In the stress-strain test the rupture in the weld occurred in the low carbon material, due to the greater resistance of the dual phase steel and the welding bead.

Keywords: Dual phase steel, GMAW, HAZ, dissimilar

Índice General

| | |
|---|----|
| Introducción | 1 |
| Antecedentes | 2 |
| Problemática | 10 |
| Solución propuesta..... | 10 |
| Justificación | 10 |
| Objetivo general..... | 11 |
| Objetivos específicos | 11 |
| Aportaciones | 11 |
| Alcance | 11 |
| Limitaciones..... | 12 |
| Capítulo 1. Revisión bibliográfica | 13 |
| 1.1 Aceros al carbono..... | 13 |
| 1.1.1 Aceros alto carbono | 13 |
| 1.1.2 Aceros medio carbono | 13 |
| 1.1.3 Aceros bajo carbono | 14 |
| 1.2 Aceros de alta resistencia | 15 |
| 1.2.1 Aceros HTLA | 16 |
| 1.2.2 Aceros HSLA..... | 16 |
| 1.3 Aceros avanzados de alta resistencia | 17 |
| 1.3.1 Aceros multifase | 18 |
| 1.3.2 Aceros de fase compleja | 18 |
| 1.3.3 Aceros de plasticidad inducida por transformación..... | 19 |
| 1.3.4 Aceros ferrítico-bainítico..... | 20 |
| 1.3.5 Aceros martensíticos..... | 21 |

| | | |
|---------|---|----|
| 1.3.6 | Aceros de transformación inducida por maclado | 21 |
| 1.3.7 | Aceros doble fase..... | 22 |
| 1.3.7.1 | Aplicación de los aceros doble fase en la industria automotriz | 24 |
| 1.4 | Procesos de soldadura | 26 |
| 1.4.1 | Soldadura a gas | 27 |
| 1.4.2 | Soldadura por resistencia | 27 |
| 1.4.3 | Soldadura por arco eléctrico | 28 |
| 1.4.3.1 | Soldadura por arco eléctrico con electrodo de carbón | 28 |
| 1.4.3.2 | Soldadura por arco eléctrico con electrodo metálico protegido | 28 |
| 1.4.3.3 | Soldadura por arco eléctrico sumergido..... | 28 |
| 1.4.3.4 | Soldadura por arco eléctrico con electrodo de tungsteno y gas de protección | |
| | 29 | |
| 1.4.3.5 | Soldadura por arco de plasma | 29 |
| 1.4.3.6 | Soldadura por arco eléctrico, protección gaseosa y electrodo consumible . | 30 |
| 1.4.3.7 | Material de aporte | 31 |
| 1.4.4 | Soldabilidad | 32 |
| 1.4.4.1 | Velocidad de avance | 32 |
| 1.4.4.2 | Corriente de la soldadura | 33 |
| 1.4.4.3 | Distancia del electrodo | 34 |
| 1.4.4.4 | Polaridad | 34 |
| 1.4.4.5 | Voltaje de arco | 34 |
| 1.4.4.6 | Trasferencia de electrodo | 35 |
| 1.4.5 | Tipos de juntas | 36 |
| 1.4.5.1 | Junta a tope..... | 36 |
| 1.4.5.2 | Juntas de borde..... | 36 |

| | |
|--|----|
| 1.4.5.3 Juntas a traslape..... | 36 |
| 1.4.5.4 Junta en "T" | 37 |
| 1.4.5.5 Junta a tope con chaflán o bisel simple..... | 37 |
| 1.4.5.6 Partes de una junta | 37 |
| 1.5 Ensayos mecánicos..... | 38 |
| 1.5.1 Impacto | 38 |
| 1.5.1.1 Torre de caída libre | 39 |
| 1.5.2 Ensayo de tensión | 39 |
| 1.5.2.1 Ensayos de microdureza Vickers | 40 |
| Capítulo 2. Desarrollo experimental | 41 |
| 2.1 Preparación de mesa de trabajo..... | 41 |
| 2.2 Preparación metalográfica..... | 42 |
| 2.3 Procedimiento de soldadura | 45 |
| 2.4 Preparación de probetas para ensayos mecánicos..... | 46 |
| Capítulo 3. Análisis y discusión de resultados | 51 |
| 3.1 Caracterización microestructural y mecánica de los materiales bases | 51 |
| 3.2 Caracterización microestructural y mecánica de la unión disímil en la ZAT | 61 |
| Conclusiones | 68 |
| Trabajos futuros | 69 |

Índice de Figuras

| | |
|--|----|
| Figura 1. Microestructura de un acero al carbono de 0.30 % (Pouranvari et al., 2011) | 15 |
| Figura 2. Microestructura de HSLA con bainita acicular (Mohan et al., 2002) | 16 |
| Figura 3. Gráfica esfuerzo-deformación de diferentes tipos de aceros (Horvath, 2010)..... | 18 |
| Figura 4. Microestructura del acero TRIP utilizando MEB (Zúñig, Osorio, & Rodriguez-Baracaldo, 2014)..... | 19 |
| Figura 5. Representación esquemática del procedimiento térmico para la fabricación del acero TRIP (Kuziak, Kawalla, & Waengler, 2008)..... | 20 |
| Figura 6. Diagrama Fe-Fe ₃ C (M. C. Ruiz & E. B. Díaz, 2013)..... | 23 |
| Figura 7. Esquema de laminado en caliente para la producción de un acero doble fase (Fonstein, 2017) | 25 |
| Figura 8. Estructura simplificada de un vehículo (Horvath, 2010) | 26 |
| Figura 9. Elementos de un proceso GMAW (Granja & Hidalgo, 2013) | 30 |
| Figura 10. Representación de una junta a tope | 36 |
| Figura 11 . Partes de una junta de soldadura (Singh, 2016) | 37 |
| Figura 12. Representación del gráfico esfuerzo-deformación | 40 |
| Figura 13. Prototipo de la mesa realizado en SOLIDWORKS..... | 41 |
| Figura 14. Mesa de trabajo para el proceso GMAW semiautomático..... | 41 |
| Figura 15. Proceso de desbaste con papel de carburo de silicio..... | 42 |
| Figura 16. Pulidora PRESI-Minitech 233 utilizada para la obtención de muestras con acabado espejo. | 43 |
| Figura 17. Ataque químico por inmersión | 43 |
| Figura 18. Trazos de las diferentes fases del acero DF con el software AutoCAD..... | 44 |
| Figura 19. Trazos de las diferentes fases del acero BC con el sofware AutoCAD. | 44 |
| Figura 20. Demostración del conteo de ferrita del acero DF con el software Sigma Scan. . | 45 |
| Figura 21. Demostración de conteo de perlita del acero BC en el software Sigma Scan.... | 45 |
| Figura 22. Diseño de la junta para el proceso GMAW..... | 45 |
| Figura 23. Arreglo experimental para la aplicación semiautomática del proceso GMAW. | 46 |
| Figura 24. Dimensiones para las probetas de tensión en base a la norma ASTM E8M-9, acotación en <i>mm</i> | 47 |
| Figura 25. Proceso de maquinado para las probetas de tensión..... | 47 |

| | |
|---|----|
| Figura 26. Máquina INSTRON-8802 utilizada para las pruebas de tensión..... | 47 |
| Figura 27. Representación esquemática de la medición de microdureza en la junta soldada..... | 48 |
| Figura 28. Probeta de acero DF para la realización de prueba de caída libre..... | 48 |
| Figura 29. Probetas para el ensayo de la torre de caída libre de la unión disímil..... | 49 |
| Figura 30. Torre de caída libre..... | 49 |
| Figura 31. Microestructura del acero DF obtenida por MO..... | 51 |
| Figura 32. Microestructura del acero DF obtenida por MEB..... | 52 |
| Figura 33. Microestructura del acero BC por MO..... | 52 |
| Figura 34. Microestructura del acero BC por MEB..... | 53 |
| Figura 35. Comportamiento esfuerzo-deformación del acero DF..... | 54 |
| Figura 36. Comportamiento esfuerzo- deformación del acero BC..... | 55 |
| Figura 37. Probetas fracturadas por el ensayo de tensión a) DF y b) BC..... | 55 |
| Figura 38. Probeta de impacto del acero DF, a) vista superior, b) amplificación de la zona impactada por el percutor..... | 56 |
| Figura 39. Probeta de impacto del acero BC, a) vista superior, b) amplificación de la zona impactada por el percutor..... | 56 |
| Figura 40. Gráfica deformación-tiempo de la prueba de impacto del acero BC..... | 57 |
| Figura 41. Gráfica deformación-tiempo de la prueba de impacto del acero DF..... | 57 |
| Figura 42. Gráfica de fuerza-tiempo del acero BC..... | 58 |
| Figura 43. Gráfica de fuerza-tiempo del acero DF..... | 58 |
| Figura 44. Curva desplazamiento-tiempo de prueba de impacto del acero BC..... | 59 |
| Figura 45. Curva desplazamiento-tiempo de prueba de impacto del acero DF..... | 60 |
| Figura 46. Sección trasversal de la unión soldada identificando las diferentes zonas..... | 61 |
| Figura 47. Microestructuras de las diferentes fases en la ZAT..... | 62 |
| Figura 48. Perfil de microdureza de la unión disímil del DF-BC..... | 64 |
| Figura 49. Gráfica esfuerzo-deformación de la unión disímil DF y BC..... | 64 |
| Figura 50. Probeta de tensión fracturada de la unión disímil..... | 65 |
| Figura 51. Vista superior de la probeta de impacto de la unión disímil..... | 65 |
| Figura 52. Vista frontal de la unión disímil después de prueba de impacto..... | 65 |
| Figura 53. Gráfica deformación-tiempo en la unión disímil DF-BC..... | 66 |

| | |
|---|----|
| Figura 54. Gráfica de fuerza-tiempo de la unión disímil DF-BC | 66 |
| Figura 55 . Gráfica desplazamiento-tiempo de la prueba de impacto de la unión disímil DF-BC | 67 |

Índice de Tablas

| | |
|---|----|
| Tabla 1. Parámetros de soldadura para el proceso GMAW (Svoboda et al., 2011) | 4 |
| Tabla 2. Parámetros de soldadura del proceso GMAW para la unión de un acero DF 600 (Ramazani et al., 2013) | 5 |
| Tabla 3. Parámetros de soldadura del proceso PAW para la unión de un acero DF 600 (Kuril et al., 2019). | 6 |
| Tabla 4. Parámetros de soldadura para el proceso GMAW para la unión del acero DF600 (Antunes & Lima, 2016)..... | 7 |
| Tabla 5. Composición química de los materiales empleados (% peso)..... | 42 |
| Tabla 6. Parámetros de soldadura para el proceso GMAW..... | 46 |
| Tabla 7. Porcentaje de fases en el acero DF. | 53 |
| Tabla 8. Porcentaje de fases en el acero BC. | 54 |
| Tabla 9. Variables físicas de las pruebas de impacto del acero DF, acero BC y de la unión disímil con el proceso GMAW. | 55 |

Introducción

Existe una amplia gama de aceros disponibles para el diseño automotriz. Estos aceros proporcionan una variedad de niveles de resistencia a la tensión y ductilidad que pueden cumplir con la mayoría de los requisitos para las estructuras automotrices y, cuando se utilizan adecuadamente, permiten reducir significativamente la masa de lo que ha estado típicamente disponible en el mercado actual.

En la industria automotriz los aceros son de los materiales más utilizados. En los últimos años, el porcentaje de los aceros utilizados en los vehículos ha aumentado consideradamente, a causa de que se busca la reducción del peso y dar seguridad a los pasajeros, es por eso que se crearon los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS). Uno de los aceros AHSS que sobresalen hoy en día son los aceros Doble Fase (DF), en su microestructura contiene una matriz ferrítica con islas de martensita, esto es gracias a enfriamientos controlados que se hacen al material durante su fabricación. Estos aceros requieren de un temple que vaya transformando la austenita en martensita haciendo este material una doble fase o bifásico.

La unión disímil de un acero de bajo carbono y el acero DF con el proceso GMAW genera un reto debido a su diferente composición química, que genera distintas propiedades. Cuando se induce un gradiente de temperatura en la pieza de trabajo durante el proceso de soldadura, la microestructura se transforma localmente y por lo tanto, las propiedades mecánicas del acero DF se modifican. Por lo tanto, es esencial cuantificar la evolución de la microestructura en la junta soldada y su influencia en las propiedades mecánicas finales.

Por otra parte, es necesario controlar las variables de soldadura con la finalidad de tener buena soldabilidad en estos dos aceros, es por eso que se realizó una mesa de trabajo para poder controlar la distancia de trabajo y la velocidad de avance.

Se realizaron ensayos de microdureza ya que el gradiente de temperatura genera cambios microestructurales muy cercanos que no se pueden identificar con ensayos a mayor escala.

Por otro lado, mediante los ensayos de tensión e impacto se evaluó el comportamiento en conjunto, tanto del acero bajo carbono, cordón de soldadura y acero DF. Esto para predecir el comportamiento de la soldadura en una aplicación automotriz.

NOTA: Las figuras y tablas que no están referenciadas son de elaboración propia.

Antecedentes

Los aceros DF han sido estudiados desde hace mucho tiempo, estos materiales tienen diferentes fases en su microestructura y son unos de los aceros más utilizados en la industria automotriz. La creación de estos aceros se pueden realizar por diferentes procesos como lo demostraron Xiong, Kostryzhev, Kostryzhev, y Kostryzhev (2015), estos autores realizaron un estudio sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de un acero DF realizado a nivel laboratorio. Utilizaron un acero con composición química de 0.08 C, 0.81 Si, 1.47 Mn, 0.03 Al (% en peso). Demostraron que el acero DF que obtuvieron contiene un tamaño promedio de grano de la austenita de $117 \pm 44 \mu\text{m}$. De igual manera reportaron que el acero DF que obtuvieron estaba compuesto de una microestructura de ferrita poligonal, así como martensita con una pequeña cantidad de bainita y ferrita Widmanstätten. Lo anterior condujo a una tensión máxima de aproximadamente 623 MPa y una deformación longitudinal total correspondiente a 0.31. El modo de fractura predominante del acero estudiado fue dúctil, con la presencia de algunas facetas de escisión aisladas, cuyo número aumentó gracias a la martensita. En comparación con los aceros DF laminados en caliente, el límite elástico y la máxima resistencia a la tensión fueron menores debido al aumento en tamaño de grano de la ferrita y a la presencia de martensita gruesa y ferrita Widmanstätten. Los autores obtuvieron diagramas experimentales CCT y TTT y determinaron la temperatura del campo de la formación de la ferrita la cual es alrededor de 650°C .

Monsalve, Artigas, Castro, Colás, y Houbaert (2011) realizaron la caracterización de aceros DF obtenidos por laminación en caliente. Ellos tomaron piezas de acero de 145 mm de largo, 65 mm de ancho y 26 mm de espesor, con una composición química de 0.066 C, 1.53 Mn, 0.83 Si (% en peso), y a través de laminación en caliente obtuvieron aceros DF con microestructura y propiedades mecánicas dentro del rango teórico esperado de este material. El proceso termo-mecánico consistió en producir una reducción del espesor mediante pasadas sucesivas de laminación, a la temperatura A_3 , para posteriormente enfriar el acero durante aproximadamente 5 s, (a una rapidez de 20°C s^{-1}) en el rango de equilibrio de austenita y ferrita. La temperatura A_3 medida mediante calorimetría diferencial de barrido, fue de 890°C . Posteriormente, se realizaron templos en el rango de temperaturas de 550-675 °C, disminuyendo la temperatura de las muestras de acuerdo a la curva de enfriamiento real. La caracterización microestructural de las muestras obtenidas la realizaron mediante

Microscopía Óptica (MO), Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) y Microscopía de Fuerza Atómica (MFA). Adicionalmente realizaron una medición de texturas mediante difracción de rayos X, para el estudio de las orientaciones resultantes. La microestructura resultante consistió principalmente de ferrita y cantidades de bainita y perlita en la matriz de martensita. En algunas muestras se detectó la presencia de austenita mediante MEB en la modalidad de difracción de electrones, pero no fue posible observarla mediante MO. La ferrita es principalmente equiaxial, sin embargo, en las muestras templadas a más bajas temperaturas (550 y 575 °C) encontraron ferrita del tipo Widmanstätten. Las otras fases presentes en la microestructura (martensita, cementita, etc.) se distribuyeron de manera relativamente homogénea a lo largo del material, encontrándose algunas zonas bandeadas donde la concentración de segundas fases fue mayor, esto lo atribuyeron a la segregación de Mn en el material, que causa un aumento local en la templabilidad difundiendo el carbono hacia esos sitios. En las muestras templadas a baja temperatura no observaron una estructura bandeadada, esto se debe a que, a bajas temperaturas de temple, el tiempo es demasiado corto como para permitir la difusión de carbono de largo alcance, que normalmente es lo que evidencia el bandeadado. Al mismo tiempo, los mayores tamaños de grano se presentaron en aquellas muestras templadas a más altas temperaturas. Esto es consistente con el hecho de que a medida que disminuye la temperatura de austenización, aumenta el sobre-enfriamiento, con lo que se produce mayor cantidad de núcleos de ferrita que causan un menor tamaño de grano. Además, a menores temperaturas de calentamiento, aparecen estructuras aciculares que contribuyen a afinar dicho tamaño de grano.

Se ha demostrado que las fase ferrita y martensita en los aceros DF son importantes para sus propiedades mecánicas, ya que la fase ferrita hace que el material sea dúctil mientras que la fase martensita hace que el material sea duro. Gurumurthy, Sharma, y Kini (2018) desarrollaron un acero DF que en su microestructura tenía ferrita y bainita. En este proceso las muestras fueron calentadas hasta la zona de austenización a temperaturas intercríticas (750, 770, 790 °C durante 2 horas), posteriormente realizaron un temple a 350 °C inmediatamente en baño de sales, y se mantuvieron ahí durante 24 minutos y después se enfriaron a temperatura ambiente. Para la eliminación completa de cualquier rastro de austenita retenida y tensiones residuales presentes, realizaron un tratamiento isotérmico

subcrítico prolongado a 350 °C durante 24 horas, seguido de un enfriamiento a temperatura ambiente.

El acero doble fase ferrita-martensita presentó una resistencia a la tensión superior al acero obtenido ferrita-bainita, esto lo atribuyeron al efecto de los esfuerzo residuales generados por el baño de sales, mientras se enfriaba de 790 a 350 °C, así como al aumento de la temperatura de austenización que redujo la tetragonalidad de la bainita.

La dureza en el material doble fase ferrita-bainita disminuyó durante la retención prolongada de la formación de la estructura doble fase. Como se discutió en la prueba de tensión, la razón podría ser la generación de tensiones residuales en la muestra mientras se enfriaba de 790 a 350 °C.

Svoboda, Lorusso, y Burgueño (2011) demostraron que los aceros DF presentan un cambio de fases al momento de ser soldados, ellos utilizaron tres tipos de proceso de soldadura que fueron SMAW, PAE y el RSW. De igual manera, utilizaron tres tipos de aceros DF con diferente composición química y de diferentes espesores (1 mm y 1.3 mm) con resistencia a la tensión máxima de 550, 700 y 800 MPa. Ellos utilizaron un electrodo AWS A5.18 ER70S-6 de 0.8 mm de diámetro, y se utilizó 88% Ar-18% CO₂ como gas de protección. Los parámetros de soldadura para el proceso GMAW se muestran en la Tabla 1.

Tabla 1. Parámetros de soldadura para el proceso GMAW (Svoboda et al., 2011).

| Voltaje (V) | Caudal (L min⁻¹) | Distancia de trabajo (mm) | Corriente (A) | Velocidad de avance (mm mim⁻¹) | Energía (kJ mm⁻¹) |
|------------------------------|--|--|--------------------------------|--|---|
| 18 | 15 | 9 | 50 | 350 | 0.15 |

Los autores obtuvieron perfiles de microdureza en las uniones soldadas y observaron que la microdureza disminuye desde el metal de soldadura hasta alcanzar un valor mínimo que se encuentra en la ZAT para luego aumentar hasta el valor del material base. En la zona donde la microdureza disminuyó la microestructura consistió de una matriz ferrítica con carburos, sin presencia de martensita en mayor grado, con un tamaño de grano levemente mayor al del

material base original. Esto está asociado a que durante el calentamiento de esta zona a una temperatura menor pero cercana a la crítica inferior de transformación, la martensita original se reviene, descomponiéndose a ferrita y carburos. Luego, la microdureza final de esta zona está definida principalmente por el tamaño de grano y el endurecimiento por solución sólida de la ferrita y la distribución de los carburos precipitados.

(Ramazani et al., 2013) estudiaron el comportamiento de un acero doble fase unido con el proceso GMAW utilizando láminas de 2.5 mm de espesor las cuales tenían una microestructura de 90 % de ferrita y un 10 % de martensita. Para la aplicación del proceso de soldadura utilizaron un robot de soldadura de 6 ejes y un electrodo G3Si1 de 9 mm de diámetro. El gas protector utilizado para esta investigación consistió en 80 % Ar-20 % CO₂, con un caudal de 15 L min⁻¹, la distancia de trabajo fue de 15 mm. Los parámetros de soldadura se indican en la Tabla 2.

Tabla 2. Parámetros de soldadura del proceso GMAW para la unión de un acero DF 600 (Ramazani et al., 2013).

| Voltaje (V) | Corriente (A) | Alimentación (mm min⁻¹) | Potencia (kW) | Velocidad de avance (mm mim⁻¹) | Energía (kJ m⁻¹) |
|------------------------------|--------------------------------|---|--------------------------------|--|--|
| 20.5 | 72.9 | 250 | 2.05 | 485 | 504 |

Los resultados mostraron un incremento de bainita en la zona de fusión. En la ZAT hasta una distancia de 1.5 mm a partir de la interfase, la microestructura consistió de granos granulares de bainita con ferrita en los límite de grano, a causa del calentamiento superior a la temperatura de austenización y posteriormente un enfriamiento rápido. A una distancia de 5.5 mm se encontraron granos de ferrita y bainita mientras que a una distancia a 6 mm se encontró ferrita y martensita templada. Los ensayos de microdureza mostraron una parte blanda con una dureza de 120 HV_{1.0} siendo inferior a la del material base (175 HV_{1.0}).

Los resultados de propiedades mecánicas del ensayo de tensión para las juntas soldadas oscilaron entre 505 y 512 MPa, mientras que los valores de esfuerzo de cedencia oscilaron entre 409 y 433 MPa y el porcentaje de deformación fue del 10.7 % a 12.15 %. La ubicación

de la fractura en las probetas soldadas se produjo en la zona blanda, donde el tipo de fractura fue dúctil.

Kuril, Ram, y Bakshi (2019) estudiaron la microestructura y las propiedades mecánicas sobre un acero DF 600 de 6 *mm* de espesor unido por soldadura por plasma. Utilizaron Ar como gas de protección y los parámetros de soldadura se muestra en la Tabla 3.

Tabla 3. Parámetros de soldadura del proceso PAW para la unión de un acero DF 600 (Kuril et al., 2019).

| Voltaje (V) | Corriente (A) | Gas de plasma (L mm ⁻¹) | Velocidad de avance (mm min ⁻¹) | Gas de protección (L mm) |
|----------------|------------------|--|---|--------------------------------|
| 27-29 | 160 | 2.5 | 210 | 16 |

En la zona de fusión (ZF) se presentaron fases de ferrita Widmanstätten, ferrita acicular, bainita e islas de martensita. En una distancia corta de la ZAT encontraron fases de bainita, martensita, ferrita y martensita templada.

La formación de ferrita acicular, bainita y martensita condujo a un aumento de la dureza en la ZF, mientras que el revenido de la martensita preexistente dio lugar a una disminución de la dureza en la ZAT. La resistencia a la tensión de la junta soldada disminuyó un 8 % en comparación con el material base. El fallo se produjo en la ZAT donde se produjo un ablandamiento debido al revenido de la martensita.

Antunes y Lima (2016) realizaron una comparación entre el efecto que producen los procesos de soldadura por láser y GMAW en un acero DF 600 con espesor de 2.16 *mm*. Utilizaron como gas de protección 100 % CO₂ y los parámetros de soldadura para el proceso GMAW se muestran en la Tabla 4.

Tabla 4. Parámetros de soldadura para el proceso GMAW para la unión del acero DF600 (Antunes & Lima, 2016).

| Voltaje (V) | Corriente (A) | Velocidad de avance (mm min⁻¹) | Gas de protección (L min⁻¹) |
|------------------------------|--------------------------------|--|---|
| 18 | 148 | 400 | 9 |

En la ZF ellos encontraron dos tipos de fases, martensita y ferrita Widmanstätten. Otros de los resultados que ellos encontraron fueron las diferentes subzonas que se encuentran en la ZAT. La zona 1 se encontró cerca de la zona de fusión y pudieron observar un incremento de granos de martensita, mientras que en la zona 2 se pudo observar martensita revenida. En la zona 3 se encontró que la ferrita se mantuvo sin cambios mientras que la martensita fue alargada, la zona 2 y la zona 3 se encontraron en la temperatura A₁ y A₃ respectivamente, llevándose a cabo un revenido de la martensita, descomponiéndose en ferrita y carburos causando un ablandamiento en el material.

El mayor incremento de dureza en el proceso GMAW fue de 230 HV, mientras que en el proceso por láser fue de 370 HV, esto se debe a la presencia de la martensita y al refinamiento de grano. Por otro lado la microdureza mínima en el primer proceso fue de 190 HV, localizado a 5mm del centro del cordón de soldadura, mientras que en el proceso por láser fue de 210 HV.

En la resistencia a la tensión todas las soldaduras fueron similares, sin embargo las realizadas por el proceso de soldadura GMAW presentaron una ductilidad mucho menor que las realizadas por el proceso por láser debido a que éste causó un revenido a una temperatura alrededor de 450 °C.

Farabi, Chen, y Zhou (2010) estudiaron la evaluación del efecto del calor del aporte del proceso de soldadura por láser en las propiedades de fatiga de los aceros DF 600 y DF 980 en relación con el cambio microestructural y el ablandamiento en la ZAT. Encontraron que el grado de ablandamiento fue mayoritario en las uniones soldadas de los aceros DF 980 que

las del DF 600. La ZF de las uniones DF 600 mostró valores de dureza significativamente más altos en comparación con el metal base. Los exámenes de MEB de esta región indicaron que la microestructura en la ZF de los aceros DF 600 era predominantemente martensítica con un porcentaje de bainita. La variación de microdureza en la ZF la atribuyeron a la presencia de una microestructura multi constituyente. La formación de martensita en la ZF fue el resultado de un enfriamiento rápido en el charco de soldadura. Por el contrario, la ZF de las uniones del acero DF 980 mostró un ligero aumento en los valores de microdureza en comparación con el material base.

La variación que tuvo la unión DF 980 con respecto a la DF 600 se atribuyó a que la primera cuenta con mayor porcentaje de carbono, permitiendo un contenido mayor de martensita durante el enfriamiento.

El análisis cuantitativo indicó que la fracción volumétrica de martensita fue de 0.25 en el acero DF 600 y 0.52 en el acero DF 980, lo que llevó a una dureza mayor en el acero DF 980 (300 HV) que en el acero DF 600 (190 HV).

El grado de ablandamiento fue más severo en la unión soldada del acero DF 980 que en el acero DF 600. Esto podría estar relacionado con las siguientes razones posibles: en primer lugar, la temperatura máxima experimentada en la zona blanda durante la soldadura por láser parecía causar desaparición parcial de la martensita preexistente. Es probable que la temperatura máxima experimentada en la ZAT pudiera ser lo suficientemente alta para promover la transformación de martensita a austenita en estado sólido, mientras que en el enfriamiento posterior podría no causar la transformación a martensita nuevamente, existiendo una transformación parcial de ambas fases. En segundo lugar, si no hubiera una transformación de fase en estado sólido como la antes mencionada, la presencia de martensita en el acero DF 980 conduciría a una mayor escala de revenido de la martensita preexistente en la ZAT, dando lugar a un alto ablandamiento en este material.

Wang, Yang, Sun, Liu, y Li (2016) estudiaron el comportamiento de juntas soldadas por láser de un acero DF 1000. Utilizaron un simulador térmico Gleeble-3500 para los ciclos térmicos de soldadura de todas las subzonas de la ZAT. La dureza y la microestructura de las juntas soldadas fueron analizadas. Los resultados indicaron que el ablandamiento fue el resultado de dos cambios en la microestructura. El primer cambio fue la transformación de la

martensita dura en martensita revenida y la precipitación de carburos cuando el acero DF 1000 se calentó y enfrió durante el proceso de soldadura. El otro cambio fue la disminución en el porcentaje de martensita, mientras que el porcentaje de fases más blandas aumentó debido a que el acero DF 1000 fue calentado a la temperatura intercrítica A_3 . A esta temperatura, la ferrita se transformó en martensita y parte de la ferrita de la microestructura original se transformó en austenita. Durante el enfriamiento posterior, la austenita se transformó en fases poligonales de ferrita, bainita y martensita-austenita, por lo tanto, el porcentaje de fases más blandas aumentó.

La microdureza del material base fue de aproximadamente 320 HV. En la zona donde se registró una temperatura de 250 °C no existió un cambio en la microdureza, sin embargo a 450 °C disminuyó a 287 HV y a 550 °C 256 HV. Por lo tanto, cuando la temperatura es superior a 450 °C, la estructura interna de la muestra cambia significativamente y causa una disminución significativa en la microdureza. Donde las temperaturas son 700 °C, 730 °C y 870 °C las microdurezas son 224 HV, 228 HV y 223 HV respectivamente. Lo anterior indica que no hay diferencia microestructural en este rango de temperatura. Cuando la temperatura alcanza 1000 °C la microdureza es mayor que la del material base (386 HV). Por lo tanto, el ablandamiento del acero DF 1000 durante la soldadura láser se produce cuando la temperatura está entre 350°C y 870°C.

La microestructura del acero DF 1000 contenía en su microestructura ferrita poligonal e islas de martensita con un tamaño promedio de $4.38 \mu m$. Ellos observaron que en el acero DF a 250°C los granos sufren un ligero crecimiento de $4.58 \mu m$, este fenómeno puede ser causado por la deposición de carbono. Los carburos precipitados tuvieron una influencia relativamente pequeña en la microdureza en el material.

Pouranvari, Marashi, y Mousavizadeh (2011) estudiaron los cambios microestructurales y las propiedades mecánicas generados por el calor de aporte durante el proceso de soldadura por resistencia, de una unión disímil de un acero de bajo carbono y un DF 600. Ellos encontraron que el DF 600 consistía de una matriz de ferrita e islas de martensita. En el caso del acero bajo carbono su microestructura consistía de ferrita y perlita. En la ZF encontraron martensita, ferrita y ferrita Widmanstätten, fases generadas por el proceso de templado no controlado que sufrió el material. En la ZAT del acero bajo carbono encontraron una

microestructura compuesta de martensita templada y ferrita. Con respecto a los cambios en dureza determinaron que hubo una disminución a una distancia de 8.32 mm a partir del centro del cordón de soldadura.

En los resultados que obtuvieron en el ensayo de tensión de corte encontraron que la falla comenzó en el acero DF debido a la disminución de microdureza.

Problemática

En la industria automotriz se ha buscado la forma de reducir los costos en la fabricación de la estructura de los vehículos así como aumentar la seguridad del pasajero, sin embargo, el usar sólo los aceros AHSS generaría un costo mayor por lo cual no sería rentable, es por eso que se ha buscado utilizar estos materiales en puntos estratégicos con la finalidad de reducir precios y peso del vehículo para cumplir los reglamentos ambientales y de seguridad. Lo anterior requiere entonces el uso de soldaduras disímiles entre distintos materiales. Ante esto, es necesario unir materiales de diferente composición química (acero bajo carbono y doble fase), que se utilizan en la industria automotriz y cuantificar los efectos del calor suministrado por el proceso de soldadura para garantizar estructuras seguras.

Solución propuesta

Por medio del proceso GMAW realizar una soldadura disímil (acero bajo carbono-doble fase) de espesor delgado (aproximadamente 1 mm) y caracterizarla de manera mecánica y metalúrgica.

Justificación

Durante un proceso de soldadura por arco eléctrico se requiere un calor de aporte necesario para lograr la fusión de los materiales a unir, sin embargo, éste se distribuye por la zona cercana al cordón de soldadura elevando la temperatura del material al grado de generar cambios microestructurales que modifican las propiedades mecánicas de los materiales base. Este efecto es la razón por la que se realizan diferentes investigaciones en el área de soldadura sobre toda clase de aleaciones, y en este trabajo se estudia el efecto sobre una unión disímil entre los aceros bajo carbono-doble fase.

Objetivo general

Evaluar el comportamiento mecánico-metalúrgico de una unión disímil por medio de estudios de microscopía y ensayos mecánicos para cuantificar el efecto del calor de aporte sobre las propiedades iniciales de los materiales base.

Objetivos específicos

- Determinar las propiedades mecánicas y metalúrgicas de los materiales base por medio de ensayos mecánicos y de microscopia para determinar las propiedades iniciales de los materiales.
- Determinar los parámetros operativos de soldadura del proceso GMAW de manera experimental para la unión de dos materiales de diferente composición química.
- Determinar los efectos microestructurales (cambios de fase) generados por el calor de aporte en la zona afectada térmicamente por medio de estudios de microscopia óptica y microscopia electrónica de barrido para correlacionarlos con los estudios mecánicos.
- Determinar las propiedades mecánicas de microdureza, resistencia a la tensión y comportamiento al impacto mediante ensayos mecánicos en la junta soldada para cuantificar el efecto del calor de aporte respecto a los materiales base.

Aportaciones

La elaboración de esta tesis aporta conocimientos científicos sobre el comportamiento mecánico y metalúrgico de la unión disímil acero de bajo carbono-doble fase, que es susceptible a ser aplicada en la industria automotriz.

Alcance

Existen diversos procesos de soldadura y técnicas de caracterización que se complementan para realizar el estudio completo de una unión disímil, sin embargo, esta investigación presenta únicamente las propiedades mecánicas (microdureza, tensión e impacto) y microestructurales de los materiales base de 1 mm de espesor y de la unión disímil ya mencionada, realizada por el proceso GMAW.

Limitaciones

El procedimiento de soldadura establecido es aplicable sólo para los materiales base empleados con espesores de aproximadamente 1 *mm*, debido a que el efecto sobre las propiedades mecánicas es función del calor de aporte.

Capítulo 1. Revisión bibliográfica

1.1 Aceros al carbono

El acero es uno de los materiales más conocidos mundialmente por su gran uso en diferentes áreas de la industria y por sus aceptables propiedades, el acero básicamente contiene un porcentaje de carbono en su composición química.

Estos tipos de aceros en su estructura tienen ferrita y perlita que contribuyen a sus propiedades mecánicas y sus características metalúrgicas.

Estos tipos de materiales comúnmente tienen elementos de aleaciones para su creación. Durante su fabricación se añade Mn que se combina con el S para evitar la formación de sulfuro de hierro (FeS), de igual manera sirve como desoxidante para evitar el óxido ferroso (FeO).

El incremento del carbono aumenta sus propiedades mecánicas, pero reduce dramáticamente la tenacidad. Otra de las desventajas de tener un incremento del carbono es la soldabilidad ya que los aceros que sobresalen de 0.41 % de carbono requieren de un soldeo más cuidadoso ya sea por postcalentamiento, precalentamiento o tratamiento térmico (Belzunce, 2001).

1.1.1 Aceros alto carbono

Los aceros con alto contenido de carbono contienen en su composición un porcentaje de carbono que está entre el 0.60-1.00 % y un porcentaje de Mn mayor a 1 %. A partir del 0.75 % de carbono se denomina acero al carbono de muy alto contenido en carbono.

Se usan en aplicaciones en las que es necesario incrementar la resistencia al desgaste y la dureza que no pueden lograrse con aceros de menor contenido en carbono. En general no se utilizan trabajados en frío. Prácticamente todas las piezas son tratadas térmicamente antes de usarse, debiéndose tener especial cuidado en estos procesos para evitar distorsiones y fisuras (Singh, 2016).

1.1.2 Aceros medio carbono

Los aceros al medio carbono son aquellos que contienen un porcentaje del 0.30-0.60 % de carbono y de 0.60-0.90 % de Mn. Estos aceros tratados térmicamente son más resistentes que los aceros de bajo carbono. Los aceros de medio carbono en su microestructura presenta una

microestructura de ferrita poligonal, perlita y ferrita acicular (Madariaga, Gutiérrez, Andrés, & Capdevila, 1999). Además se utilizan para fabricar ruedas y raíles de trenes, engranajes, cigüeñales y otros componentes estructurales que necesitan alta resistencia mecánica, resistencia al desgaste y tensión.

Unas de sus características mecánicas son las siguientes:

- No es frágil.
- Son de baja soldabilidad porque se puede producir fracturas.
- Son entre duros y resistentes al desgaste.
- Es apto para la deformación en caliente pero no en frío dado que se producen esfuerzos residuales y el material se vuelve frágil.

1.1.3 Aceros bajo carbono

Los aceros bajos en carbono fueron de los primeros en ser utilizados en la industria automotriz por las demandas existentes de la época, estos aceros proporcionaron el equilibrio casi perfecto de resistencia, costo y flexibilidad de diseño que la industria necesitaba para expandirse por las regiones desarrolladas del mundo. No fue hasta los principios de la década de 1970 y la adopción de estándares de economía de combustible, que la industria comenzó a mirar seriamente hacia aceros de mayor resistencia para reducir la masa de sus vehículos y mejorar el ahorro de combustible. Desde entonces, los diseños estructurales utilizados para los automóviles y los grados de acero utilizados para fabricarlos han estado en un estado constante de evolución en respuesta no sólo a las demandas de los consumidores, sino también a la compleja gama de regulaciones para el ahorro de combustible, las emisiones y la indignación que la industria automotriz moderna debe tener en cuenta en los diseños de sus productos.

Estos tipos de materiales contienen un porcentaje menor al 30 % de carbono en su estructura, normalmente contienen 0.10 % de carbono y 0.40 % Mn (Singh, 2016). Unas de las características de estos materiales es que su resistencia a la tensión es baja, pero en ductilidad son muy eficaces. La microestructura de estos materiales contiene granos de ferrita y perlita como se muestra en la Figura 1.

Otra característica de estos materiales es su retardo de envejecimiento. Esto puede ser gracias a la eliminación de nitrógeno libre que se consigue con la adición controlada de aluminio,

que permite tener un acero prácticamente libre de envejecimiento, que consiste en la variación de las propiedades mecánicas por consecuencia de la interacción de los átomos en solución intersticial.

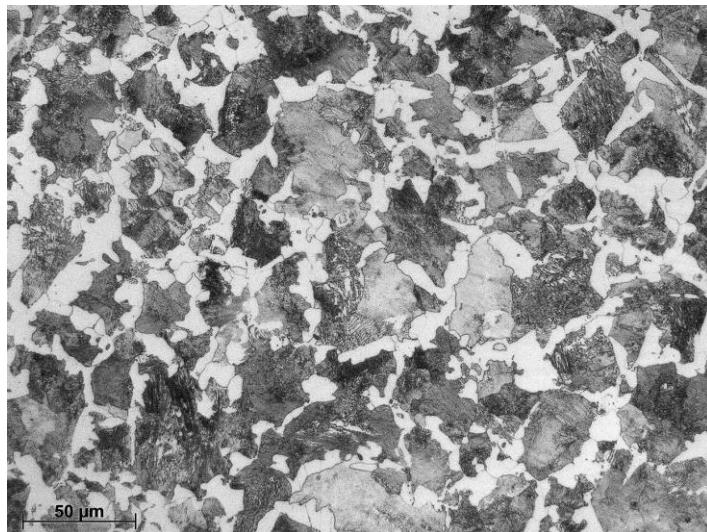


Figura 1. Microestructura de un acero al carbono de 0.30 % (Pouranvari et al., 2011).

Unos de las desventajas de estos aceros es que no se pueden endurecer por tratamiento térmico por su bajo porcentaje de carbono, pero si por medio de deformación plástica en frío o solución sólida. Estos aceros son útiles para estampados, como placa de caldera, y para piezas forjadas.

1.2 Aceros de alta resistencia

En la medida que se descubría la influencia del carbono y otros elementos químicos en las aleaciones de acero, se inventaban nuevas combinaciones de éstas dirigidas a labores cada vez más específicas de construcción o fabricación. Dentro de la gama de aceros al carbono que se comercializan en el mercado están los aceros de baja aleación tratados térmicamente (HTLA por sus siglas en inglés) y los aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA por sus siglas en inglés), estos dos grupos que cada día más se utilizan para la fabricación/construcción de equipos, elementos e instalaciones soldadas (Rana & Singh, 2017).

1.2.1 Aceros HTLA

Son aleaciones de una alta templabilidad, con cantidades de carbono entre 0.25-0.40 %, también aleados con V, Ni, Mo y Cr los cuales les generan interesantes cualidades mecánicas. El tratamiento de temple que se aplica a estos aceros persigue el objetivo de dar lugar a una estructura martensítica y el revenido posterior tiene la misión de propiciar los niveles requeridos de resistencia a la tensión, dureza, etc.

1.2.2 Aceros HSLA

Los aceros HSLA son un tipo de aceros que proporcionan mejores propiedades mecánicas y mayor resistencia a la corrosión que los aceros al carbono. Estos aceros contienen un porcentaje de carbono entre 0.05-0.25% con la finalidad de mantener la conformabilidad y la soldabilidad. Otros elementos de aleación son añadidos como Mn, Cu, Ni, Nb, N, V, Cr, Mo, Ti y Ca con la finalidad de que el material sea más fuerte. Estos elementos alteran la microestructura de los aceros al carbono, que suele ser un agregado de ferrita-perlita, para producir una dispersión muy fina de carburos en una matriz de ferrita casi pura, esto elimina el efecto de la reducción de la dureza, sin embargo, mantienen y aumentan la resistencia del material al refinar el tamaño de grano. Sus límites de elasticidad pueden ser entre 250-590 MPa. La Figura 2 muestra la microestructura de un acero HSLA (Mohan, Prakash, & Payhak, 2002).

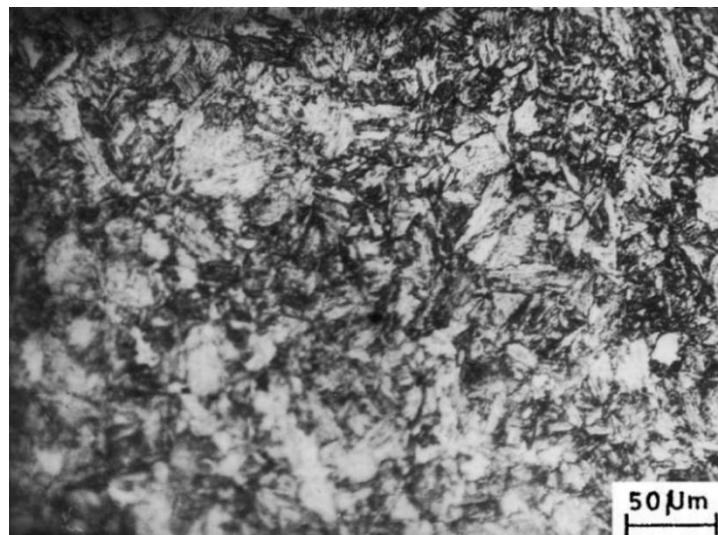


Figura 2. Microestructura de HSLA con bainita acicular (Mohan et al., 2002).

La mayoría de los aceros HSLA tienen propiedades direccionales sensibles. La conformabilidad y la resistencia al impacto pueden variar significativamente. Estos aceros son también más resistentes a la oxidación que la mayoría de aceros de carbono, debido a su falta de perlita.

Estos tipos de aceros son comúnmente utilizados en los automóviles, camiones, grúas, puentes, montañas rusas y otras estructuras. Estos aceros están diseñados para su uso en estructuras que requieren de una buena relación resistencia-peso y manejan grandes cantidades de esfuerzos. Los aceros HSLA son normalmente más ligeros (20-30 %) que el acero al carbono con la misma resistencia.

1.3 Aceros avanzados de alta resistencia

Desde hace muchos años la industria automotriz ha adquirido diferentes tipos de materiales para poder economizar la fabricación de los automóviles, desde 1980 la industria automotriz ha aumentado el uso de estos aceros, alcanzando un incremento de 55 %, por este motivo la industria automotriz ha adquirido diferentes tipos de materiales con la finalidad de reducir el peso de la carrocería y la economía de fabricación del chasis, los rines y la suspensión (Tamarelli, 2011).

Hay muchos tipos de aceros utilizados por el diseñador automotriz para reducir la masa y mejorar la absorción de energía en eventos de choque. Estos aceros se pueden dividir fácilmente en dos categorías generales, que separan los materiales por su microestructura. La primera categoría consiste en los aceros de alta resistencia de bajo carbono y convencionales que han sido la columna vertebral del diseño automotriz durante varias décadas. La segunda categoría se conoce generalmente como la primera generación de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS por sus siglas en inglés). Cada una de estas categorías tiene una serie de materiales diferentes que, aunque diferentes entre sí, comparten algunas propiedades físicas y metalúrgicas únicas que las distinguen de los materiales de otras categorías.

Los AHSS son aceros que poseen límites elásticos mayores a 500 MPa a diferencia de los aceros HSS ya que estos aceros no alcanzan los 500 MPa . Esto es posible ya que los AHSS en su estructura tienen dos fases o más como ferrita, martensita, austenita retenida y bainita.

Con el fin de dar un poco de sentido a todos estos grados, se ha utilizado comúnmente un esquema que muestra gráficamente la relación entre fuerza y ductilidad. Este gráfico ha

evolucionado a lo largo de los años hasta el punto de que es difícil determinar a quién se le ocurrió el concepto original. En la Figura 3 se muestra muy eficazmente la relación positiva de tensión y deformación para algunos AHSS en comparación con los aceros convencionales bajos en carbono, endurecibles, y endurecido por precipitación. Dentro de los AHSS se encuentran los aceros multifase, de fase compleja, los de plasticidad inducida por transformación, ferríticos-bainíticos, martensíticos, de trasformación inducida por maclado y doble fase.

1.3.1 Aceros multifase

Los aceros multifase se desarrollaron como una modificación de los aceros doble fase, éstos incorporan mecanismos de fortalecimiento para mejorar las propiedades mecánicas sin la necesidad de utilizar elementos de aleación, que no sólo reducen la soldabilidad, sino aumenta significativamente los costos. Estos tipos de aceros tienen un límite elástico aproximadamente de 980 MPa y son utilizados para la fabricación de piezas en donde se desea restringir una deformación.

1.3.2 Aceros de fase compleja

Los aceros de fase compleja (Complex Phase en inglés) o también conocidos como aceros CP contienen en su estructura una matriz de ferrita/perlita y pequeñas cantidades de martensita, este tipo de acero puede obtener un límite elástico máximo de 800 MPa .

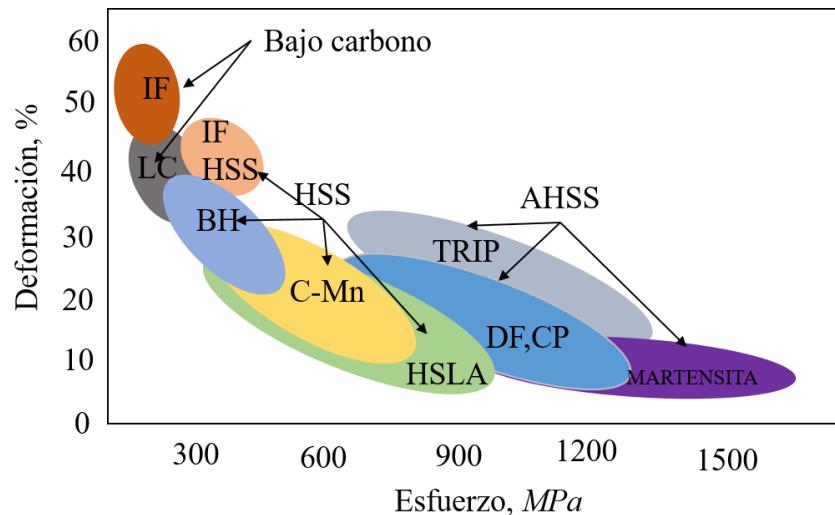


Figura 3. Gráfica esfuerzo-deformación de diferentes tipos de aceros (Horvath, 2010).

El endurecimiento por precipitación de estos aceros se logra con el uso adicional de Ti, Nb y V, además de los otros elementos de aleación. Estos aceros y la mejora de rendimiento que proporciona han dado una era de los tipos de aceros que se utilizan en la industria automotriz.

Los aceros CP son muy utilizados ya que contiene una fina y compleja microestructura que le proporciona una resistencia de estiramiento de borde. Otras de sus cualidades de este material son su buena resistencia al desgaste y a la fatiga (Tamarelli, 2011).

1.3.3 Aceros de plasticidad inducida por transformación

Los aceros de plasticidad inducida por transformación (TRIP por sus siglas en inglés) al igual que los aceros CP en su microestructura tienen ferrita, bainita, martensita y austenita retenida. Los aceros TRIP presentan un aumento de resistencia a la tensión a causa de la deformación plástica ya que la austenita retenida se convierte a martensita haciendo que el endurecimiento perdure a niveles de tensión más altos. La Figura 4 muestra la microestructura de un acero TRIP obtenido con MEB. A pesar de la complejidad de la estructura, es posible diferenciar las fases de martensita, bainita, y en una menor proporción austenita retenida y ferrita.

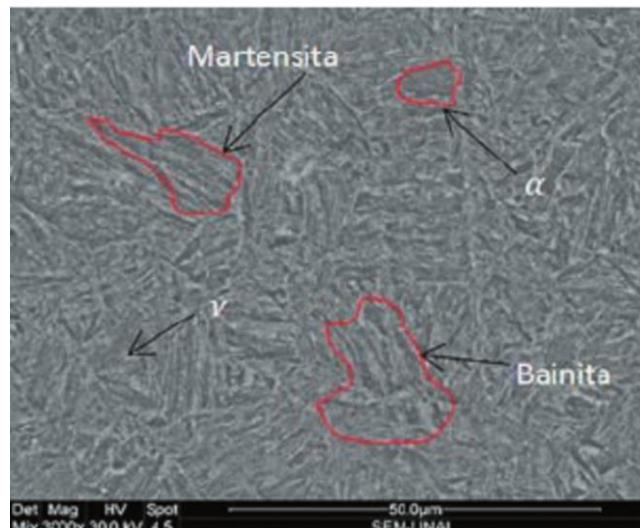


Figura 4. Microestructura del acero TRIP utilizando MEB (Zúñig, Osorio, & Rodriguez-Baracaldo, 2014).

Para la fabricación de estos aceros se requiere de una línea de recocido continuo donde se requiere una velocidad de enfriamiento lenta y una retención isotérmica a una temperatura por debajo de los niveles intercríticos. Junto con el mayor contenido de C y de Si o Al se puede producir una microestructura con cantidades de austenita como se muestra en la Figura 5.

Es por eso que en el área automotriz es muy requerido ya que puede absorber la energía de impacto durante la transformación de austenita a martensita. Una de las desventajas es su proceso de fabricación ya que es muy complejo y esto hace que este material no sea económico.

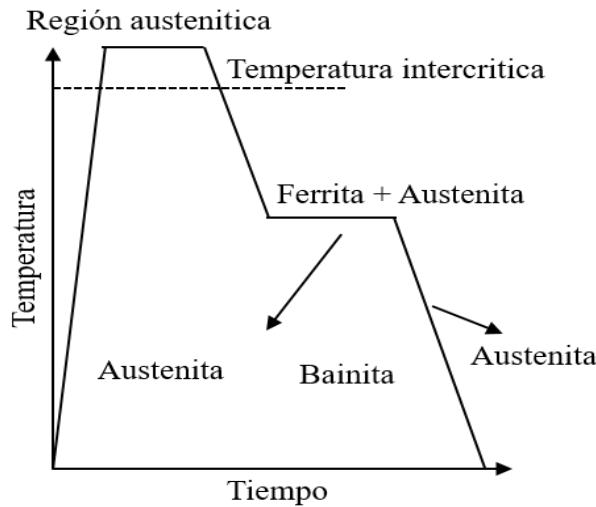


Figura 5. Representación esquemática del procedimiento térmico para la fabricación del acero TRIP (Kuziak, Kawalla, & Waengler, 2008).

1.3.4 Aceros ferrítico-bainítico

Los aceros Ferrítico-Bainítico (FB) son aquellos que en su microestructura contienen ferrita blanda y bainita dura. Este tipo de aceros sobrepasan a los HSS por su gran capacidad de deformación y resistencia.

Generalmente están disponibles sólo como productos laminados en caliente, y generalmente superan un espesor de 2.0 mm. Dadas sus restricciones de espesor, los aceros de ferrita-bainita son más valiosos en aplicaciones donde hay agujeros con bridas que experimentan altas cargas. Estas características los hacen adecuados para una serie de aplicaciones para chasis y piezas de suspensión, especialmente brazos de control. El grado más común de acero FB utilizado actualmente en aplicaciones automotrices tiene una resistencia a la tensión de 580 MPa.

Una de las limitaciones de estos aceros es que no están disponibles con recubrimientos aplicados en caliente de zinc o zinc-hierro. El tratamiento térmico causado por el baño de

zinc fundido y el horno de recubrimiento de zinc post requerido para galvanizar no son generalmente compatibles con esta microestructura.

1.3.5 Aceros martensíticos

Los aceros martensíticos o también conocidos como MS son aceros que en su microestructura tiene una matriz martensítica con pequeñas cantidades de ferrita y bainita esto se debe al tratamiento de enfriamiento rápido que se realiza al material. Una de las ventajas de este material es su alta resistencia a la tensión ya que sobrepasa los 1700 MPa a diferencia de otros materiales AHSS, sin embargo, su ductilidad es muy baja, es por eso que este material debe ser puesto a un tratamiento térmico revenido para mejorar su ductilidad.

La martensita se presenta en forma de agujas y cristaliza en la red tetragonal. La porción de carbono en la martensita no es constante, sino que varía hasta un máximo de 0.89 % aumentando su dureza, resistencia mecánica y fragilidad con el contenido de carbono, además es magnética.

La martensita es una fase singular que se forma en los aceros, posee su propia estructura cristalina y composición y está separada de las otras fases por interfaces bien definidas, pero es una fase metaestable, presente sólo porque la difusión se suprime. Si la martensita se calienta a una temperatura donde los átomos de carbono tienen movilidad, estos difunden de los sitios octaédricos para formar carburos. Como resultado, se elimina la tetragonalidad y la martensita se reemplaza por una mezcla de ferrita y cementita. La descomposición de la martensita a otras estructuras durante el calentamiento se llama revenido.

Mientras más carbono contenga el acero, mayor será la cantidad de cementita (fase dura) al final del temple y revenido, en relación con la cantidad de ferrita (fase dúctil). Así, el mayor contenido de carbono es un factor que tenderá a aumentar la dureza de la estructura templada y revenida.

1.3.6 Aceros de trasformación inducida por maclado

Los aceros de trasformación inducida por maclado (TWIP por sus siglas en inglés) son la última generación de aceros avanzados de alta resistencia que se están desarrollando para el mercado automotriz. Estos aceros están diseñados para proporcionar la combinación de alta resistencia a la tensión y una ductilidad excepcional, muy por encima de lo que está

disponible con la generación actual de AHSS. Los aceros TWIP tienen un alto contenido de Mn (17-30%), que determina que el acero sea completamente austenítico a temperatura ambiente. Esto hace que el principal modo de deformación sea el maclado dentro de los granos. El maclado causa una microestructura muy fina. Los límites de las maclas resultantes actúan como límites de grano y refuerzan el acero. El valor de endurecimiento aumenta a un valor de 0.4 % con una deformación de aproximadamente de 30% y se mantiene constante hasta una deformación total de alrededor del 50%. La resistencia a la tensión es superior a 1100 MPa.

Se espera que el costo de estos aceros se acerque al de algunos grados de acero inoxidable y del aluminio, lo que presenta un desafío significativo para este material en la industria automotriz que es muy sensible a los costos, y en última instancia puede ser uno de los factores limitantes de su éxito futuro.

Las propiedades únicas de este acero están ligadas al hecho de que permanece totalmente austenítico en todas las temperaturas en las que se ha evaluado, y que no sólo se deforma por los procesos más convencionales de capas que se deslizan entre sí.

1.3.7 Aceros doble fase

Los aceros doble fase (DF) son aquellos que en su microestructura tienen una matriz ferrítica, la cual contiene entre 5-20% de martensita (Ramazani et al., 2013), esto es debido a enfriamientos controlados que se hacen al material cuando está en la fase intercrítica de ferrita + austenita o en otros casos en la fase austenita. Algunos estudios han demostrado que los aceros DF pueden contener en su microestructura lo que es austenita retenida y una posible cantidad de bainita.

Estos aceros son producidos de manera general a partir de aceros hipoeutectoides (ferríticos-perlíticos) mediante un tratamiento térmico que consiste en un recocido o austenitización parcial a temperaturas ubicadas en la región intercrítica entre A₃ y A₁ del diagrama Fe-Fe₃C mostrado en la Figura 6. Durante el tratamiento térmico se descompone la estructura ferrítico-perlítica inicial en una microestructura ferrítico-austenítica. Al transformar la perlita en austenita, y seguido de un temple se promueve la transformación de austenita a martensita, generando un material de estructura bifásica con contenidos variables de ferrita y martensita. Los elementos de aleación comúnmente utilizados para lograr el endurecimiento requerido

incluyen C, Mn, Cr, Mo, V y Ni. Si bien se requiere un contenido adecuado de elementos de aleación, es importante equilibrar la capacidad de endurecimiento y la tasa de enfriamiento para minimizar las adiciones de elementos de aleación, debido a que no sólo son costosos, sino que su alto contenido aumenta el carbono equivalente y resulta una soldabilidad pobre. Hay mucha controversia sobre su resistencia a la tenacidad ya que no se sabe si se debe a las propiedades de la martensita o de la matriz de ferrita. Varios estudios han demostrado que la tenacidad se disminuye al aumentar la resistencia a la tensión de la ferrita. Gurumurthy et al. (2018) demostraron que los aceros que contienen ferrita y bainita muestran una baja resistencia al impacto comparados con los aceros que contiene ferrita y martensita, esto es por la temperatura intercritica más baja para poder desarrollar un DF de ferrita-bainita.

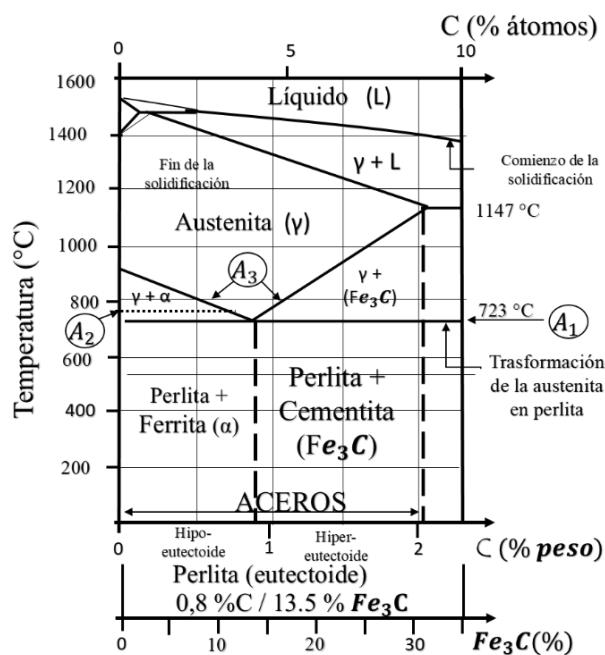


Figura 6. Diagrama Fe- Fe_3C (M. C. Ruiz & E. B. Díaz, 2013).

Una ventaja de estos aceros es su alta resistencia a la tensión ya que la tasa de endurecimiento por deformación determina la posibilidad de un endurecimiento significativo del acero después de la deformación.

Los doble fase se identifican principalmente por su dureza de la martensita en su estructura, ya que dependiendo de la martensita que tenga el material se genera la resistencia de éste. Otra de sus características es la fase de la ferrita que ayuda a los aceros doble fase a tener una ductilidad excelente.

Estos aceros pueden ser conformados en frío por lo cual no poseen envejecimiento durante el almacenamiento prolongado a temperatura ambiente.

Los aceros DF son utilizados en varias áreas de la industria ya que pueden absorber mucha energía de deformación, por lo cual, se pueden encontrar en:

- Rieles traseros y delanteros de los carros.
- Puertas.
- Partes del chasis de los automóviles.

También es importante mencionar que la característica mecánica es dependiendo de sus fracciones, morfología y de las propiedades microestructurales obtenidos del tratamiento de recocido y temple. De igual manera, es necesario tener en cuenta la rapidez de calentamiento, la temperatura de recocido y el perfil de enfriamiento.

La recristalización de la ferrita se lleva a cabo antes de que se alcance la temperatura intercrítica a causa de la presencia de Mn, Cr, Mo, Nb, por lo tanto, el calentamiento a temperaturas más bajas genera sólo la recuperación de ferrita.

Otra forma de obtener aceros doble fase es mediante el proceso de laminado en caliente mediante un enfriamiento controlado desde la zona austenítica, como se representa en la Figura 7, o desde la zona bifásica de austenita+ferrita para aceros laminados en frío con la finalidad de tener ferrita antes de que un rápido enfriamiento transforme la austenita restante en martensita. Dependiendo de la composición y el proceso específico, los aceros DF laminados en caliente que requieren capacidades óptimas de punzonado pueden contener cantidades significativas de bainita.

1.3.7.1 Aplicación de los aceros doble fase en la industria automotriz

El objetivo principal de los ingenieros en la industria automotriz es desarrollar un diseño eficiente que incorpore el material correcto en cada parte del vehículo, de manera que el material y el diseño en general trabajen juntos para permitir un diseño eficiente, con la finalidad de crear un entorno donde la economía del combustible, la seguridad y las emisiones se vuelvan importantes en la industria automotriz.

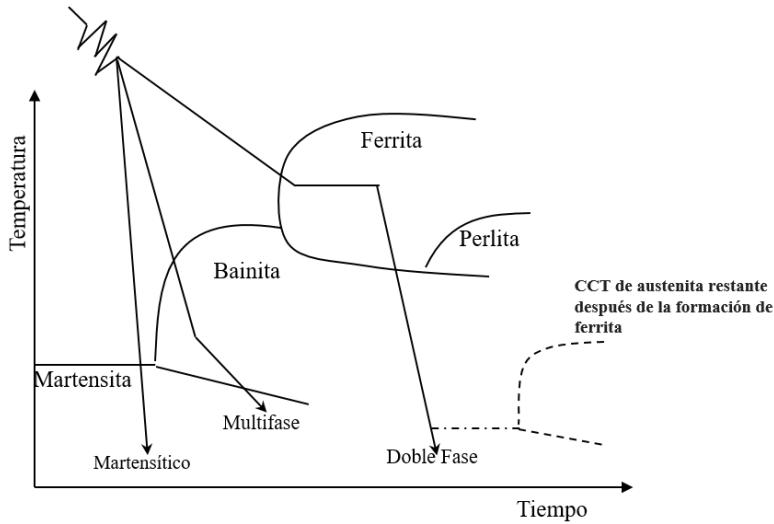


Figura 7. Esquema de laminado en caliente para la producción de un acero doble fase (Fonstein, 2017).

Es por eso que los materiales desempeñan un papel importante para el diseño del vehículo ya que al diseñar la estructura del vehículo se debe de tomar en cuenta cómo se distribuirán las cargas en los vehículos y así cómo la energía durante un impacto.

Los componentes típicos de los carros que soportan las principales cargas de impacto son: parachoques, rieles del compartimento del motor y rieles laterales debajo de la carrocería. Si bien estas partes son importantes para la estructura general del vehículo y contribuyen a la absorción de energía, la ruta de carga principal para la energía desde una colisión frontal es a través del parachoques, hasta los rieles del compartimento del motor y los rieles laterales debajo de la carrocería como se muestra en la Figura 8.

Por el contrario, la función de los rieles del compartimento del motor es absorber energía y reducir la cantidad total de energía transferida a los ocupantes. Para absorber cantidades significativas de energía, los rieles están diseñados para sufrir una deformación significativa, pero controlada. Tradicionalmente, los rieles del compartimento del motor se han fabricado a partir de aceros convencionales de alta resistencia, siendo muy comunes los aceros endurecidos por precipitación y los aceros al carbono-manganeso de alrededor de 300-350 MPa.



Figura 8. Estructura simplificada de un vehículo (Horvath, 2010).

La capacidad de los aceros doble fase para absorber energías significativamente más altas que los aceros convencionales, con el mismo límite elástico ha hecho que estos aceros se vuelvan más comunes en esta aplicación. El acero doble fase con una resistencia a la tensión de 590 MPa y un límite elástico de 340 MPa , comúnmente conocido como doble fase 600, o simplemente DF600, se ha utilizado con éxito en la fabricación de rieles del compartimento del motor y ahora está en plena producción por varios fabricantes de vehículos. Con diseños adecuados, los grados DF800 han demostrado su capacidad para transportar cargas aún más altas y también muestran una gran promesa en este tipo de aplicaciones.

1.4 Procesos de soldadura

El proceso de soldadura es la unión de dos o más piezas ya sea de un mismo material o diferentes materiales para conformar un continuo, este proceso puede ser por medio de calentamiento y/o presión, este tipo de proceso es común en la industria ferroviaria, automotriz o manufacturera.

Hay más de 40 procedimientos de soldadura, los más comunes son los de soldadura por arco eléctrico, procesos de soldadura a gas o soldadura por resistencia (Henry Horwitz, 1997).

1.4.1 Soldadura a gas

Este proceso utiliza una llama de gran cantidad de calor esto es debido a su combinación de diferentes gases combustibles como es acetileno, gas natural, propano y el butano los cuales reaccionan con el oxígeno.

Este proceso es muy utilizado en los aceros con bajo punto de fusión o metales en forma de lámina delgada, ya que es un proceso más frío, más lento y más deformante que la soldadura con arco eléctrico.

1.4.2 Soldadura por resistencia

La soldadura por resistencia o también conocido como RW es un proceso por el calentamiento que experimentan los metales a causa del efecto Joule, ya sea por una temperatura de forja o de fusión. Este calentamiento es debido a la resistencia del flujo de una corriente eléctrica. Este tipo de proceso es autógeno, es decir, no interviene un material de aporte. Los electrodos se aplican con cierta presión en los extremos del material que se va a soldar, con la finalidad de que pase la corriente eléctrica durante un instante a través del material, fundiendo los metales.

Los principales tipos de soldadura por resistencia son los siguientes:

- Soldadura por punto.
- Soldadura por proyecciones o resaltados.
- Soldadura por costura.
- Soldadura a tope.

Los beneficios de este proceso son:

- Se consigue una unión electromecánica bastante fiable.
- Es un proceso de un corto periodo de tiempo.
- Es un proceso limpio.

Las desventajas de esta son:

- La resistencia a la tensión y la resistencia a la fatiga es muy baja.
- Mayor costo del equipo y el mantenimiento a la máquina es costoso.
- Los tipos de uniones que pueden realizar se limitan a espesores delgados (lamina).

1.4.3 Soldadura por arco eléctrico

Este proceso funciona por medio de fusión del material base y del material de aporte que se lleva a cabo por el choque de electrones haciendo que los materiales se fundan y se genere el cordón de soldadura. Este tipo de proceso es el más común ya que su facilidad de aplicación y su economía lo hace el práctico para unir metales.(H. Horwitz, 1997)

Existen varios tipos de soldadura por arco eléctrico:

1.4.3.1 Soldadura por arco eléctrico con electrodo de carbón

Este tipo de proceso es por medio de un electrodo de carbono que no se consume, pero si se necesita material de aporte es necesario usar un electrodo metálico. Este proceso es más utilizado para cortar o ranurar metales.

1.4.3.2 Soldadura por arco eléctrico con electrodo metálico protegido

Este proceso también es conocido como SMAW por sus siglas en inglés, es un proceso que utiliza un electrodo consumible que está recubierto por elementos químicos, mejor conocido como fundente, el cual al quemarse genera un gas protector para que el oxígeno y el nitrógeno del aire, no generen óxidos y nitruros en el cordón de soldadura.

Por lo general este proceso es manual y se aplica en la construcción, maquinaria, en reparaciones y en la industria manufacturera.

1.4.3.3 Soldadura por arco eléctrico sumergido

El proceso de soldadura por arco eléctrico sumergido (SAW por sus siglas en inglés) es un proceso que utiliza un electrodo continuo desnudo, que a medida que se va consumiendo es alimentado automáticamente. Este arco es cubierto y protegido por un polvo conocido como fundente que está compuesto por silicatos y minerales para proteger la soldadura de los gases atmosféricos para que forme un cordón libre de poros y que no haya pérdida de calor.

Las ventajas de este proceso son:

- Alta deposición del metal.
- Penetración profunda.
- Cordón de buen acabado.
- Escoria fácil de remover.

1.4.3.4 Soldadura por arco eléctrico con electrodo de tungsteno y gas de protección

Este proceso es conocido como (GTAW por sus siglas en inglés) y utiliza un electrodo de tungsteno no consumible, y una atmósfera protectora inerte suministrada en forma externa, generalmente de helio, argón, o una mezcla de ambos. El tungsteno es un gran material ya que su punto de fusión es de 3410 °C y cuando se usa un material de aporte éste se agrega desde un electrodo separado que se funde mediante el calor del arco eléctrico.

Las aplicaciones de este proceso son buenas para unir dos tipos de materiales diferentes, como es el aluminio y el acero inoxidable pero malo para unir acero colado, el hierro fundido y el plomo. Este proceso generalmente es más lento y más caro que otros procesos como es la soldadura con arco eléctrico y electrodo consumible.

Las ventajas de usar este proceso es por su gran calidad, no hay salpicadura de soldadura y no se requiere limpieza, esto se debe al tipo de gas inerte que se utiliza para la protección de la soldadura. El argón es utilizado por su gran rendimiento permitiendo soldaduras con un bajo flujo para ejecutar el proceso, el helio genera un arco más caliente aumentando un elevado voltaje de 50-60 %, esto es útil cuando la soldadura es aplicada en secciones de gran espesor.

1.4.3.5 Soldadura por arco de plasma

Este proceso es una forma especial del proceso GTAW donde se dirige un arco de plasma hacia la zona a soldar. Este proceso también se puede conocer por TIG evolucionado.

Es un proceso de soldadura que usa un arco contenido entre un electrodo no consumible y el baño de fusión (arco trasferido) o entre el electrodo y la boquilla (arco no trasferido). La protección para este tipo de procesos es mediante un gas ionizado suministrando a la antorcha. Este proceso se utiliza para unir materiales como el Ni, Ni-Cu, Ni-Fe-Cr, Cu y Ti.

Las ventajas de este proceso son:

- Genera menor distorsión de la pieza.
- Presenta mayor rapidez de deposición de soldadura y mejor tolerancia al cambio de distancia de la antorcha.

1.4.3.6 Soldadura por arco eléctrico, protección gaseosa y electrodo consumible

Este proceso es conocido como GMAW y emplea un arco entre un electrodo consumible y el charco de soldadura. El proceso se realiza bajo un escudo de gas suministrado externamente y sin aplicación de presión. La Figura 9 muestra los elementos importantes del proceso GMAW.

El proceso GMAW puede operar en modalidades mecanizada, semiautomática o automática. Todos los metales de importancia comercial, como el acero al carbono, el acero de baja aleación de alta resistencia mecánica, el acero inoxidable, el aluminio, el cobre, el titanio y las aleaciones de níquel se pueden soldar bajo este proceso.

Existen dos variantes del proceso GMAW:

- MIG: emplea protección con gas inerte (Ar, He, etc.), para metales no ferros (Al, Mg, etc.).
- MAG: el gas protector empleado es activo (CO_2), es decir, que interviene en el arco de forma más o menos decisiva.

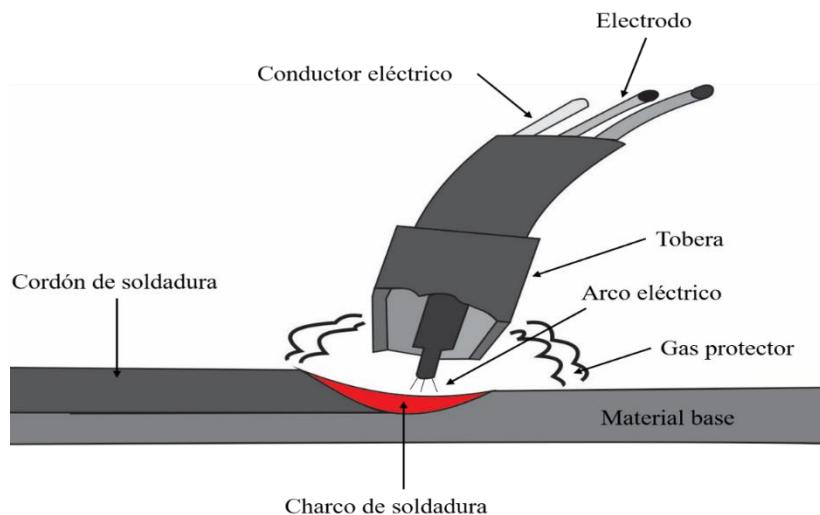


Figura 9. Elementos de un proceso GMAW (Granja & Hidalgo, 2013).

Características de los gases que se emplean en estos procesos:

- CO_2 : se trata de un gas de carácter oxidante que a elevada temperatura tiende a disociarse, es decir, se separa en pequeñas moléculas.

El oxígeno resultante de la disociación es particularmente activo. Se combina con el carbono del acero para formar CO, con lo que se produce un empobrecimiento en carbono si no se utiliza un electrodo con suficiente contenido de elementos desoxidantes, como el Si, el Mn y la cantidad adecuada de C. Si la densidad de corriente es elevada, provoca una mayor disociación del oxígeno convirtiéndole en más activo todavía.

El carácter oxidante de la atmósfera de CO₂ obliga a utilizar electrodos de aporte ricos en elementos desoxidantes. No se debe utilizar en la soldadura de aceros al Cr-Mo por el riesgo de oxidación del cromo tanto del metal base como del aportado en el electrodo, ni en la de los aceros inoxidables austeníticos, pues favorece la formación de carburos de cromo ocasionando pérdida de resistencia a la corrosión.

Es un gas mucho más barato que el Ar, capaz de conseguir penetraciones mucho más profundas y anchas en el fondo del cordón, lo que mejora su contorno. Además reduce el riesgo de socavados y faltas de fusión.

Su principal inconveniente estriba en que produce arcos relativamente enérgicos y que, por tanto, provocan un gran número de proyecciones (chisporroteo).

- Argón + CO₂: se suelen utilizar estas mezclas con cantidades de CO₂ que van del 15 al 25 %. Con esta mezcla se consigue una mejor visibilidad del charco del cordón, un arco más suave, con menor turbulencia, un charco de soldadura de fusión más frío, un mejor aspecto del cordón, menos proyecciones y una mayor estabilidad del arco.
- N: es un gas no soluble y no combustible. Su temperatura de ebullición es muy baja, por lo que es un magnífico aliado en procesos de refrigeración o congelación. Este gas se utiliza como elemento auxiliar en soldadura de corte y como protección.
- He: es el gas de protección de preferencia para la soldadura láser de gran potencia y alta velocidad. El He tiene una conductividad térmica alta que confiere a las soldaduras una excelente proporción dimensional y alta capacidad de ionización, consiguiendo una excelente supresión del plasma y altas velocidades de soldadura.

1.4.3.7 Material de aporte

También se le conoce como electrodo, y es todo aquello que da a la soldadura un mejor volumen, que fortalezca la unión de soldadura y que proporcione una densidad de corriente uniforme. Hay dos tipos de electrodo que son los consumibles y los no consumibles.

A) Electrodos no consumibles.

La mayoría de estos electrodos son de tungsteno o de carbono con la finalidad de resistir la fusión por el arco eléctrico. Otra característica es que se debe de añadir un material de aporte similar al material base, comúnmente este tipo de electrodo es acompañado con gas inerte para la protección del cordón.

B) Electrodos consumibles.

Estos tipos de electrodos son varillas o alambres que pueden ser desnudos o con revestimiento. Estos electrodos presentan distintas funciones, por ejemplo:

- Funciones eléctricas: permiten el empleo de la corriente alterna y facilita el encendido del arco.
- Funciones metalúrgicas: protegen de los gases atmosféricos ya que en el aire contiene Ni que facilita la aparición de óxido y nitruros debilitadores.

1.4.4 Soldabilidad

Es la capacidad que tienen los materiales de la misma o diferentes naturaleza para hacer unidos de manera permanente mediante procesos de soldadura, sin presentar trasformaciones estructurales perjudiciales, tensiones o deformaciones que puedan ocasionar distorsiones. Esto puede referirse a que las piezas soldadas experimenten propiedades mecánicas y físico-químicas adecuadas sin necesidad de utilizar técnicas auxiliares.

Los factores que afectan en la soldabilidad son:

- Tipo de material base.
- Tipo de juntas y proceso de soldadura.
- Velocidad de enfriamiento.
- Temperatura de precalentamiento.
- Secuencia de la soldadura.
- Trasferencia del electrodo.

1.4.4.1 Velocidad de avance

La velocidad de avance o de desplazamiento es la tasa de movimiento lineal del arco a lo largo de la junta soldada, con todas las otras condiciones constantes. La penetración de la

soldadura es máxima con una velocidad de avance intermedia. Cuando se reduce la velocidad de avance, se aumenta la deposición del metal de aporte por unidad de longitud.

Cuando se pone a una velocidad baja, el arco de la soldadura actúa más en el charco de metal de soldadura que sobre el metal base, con lo que reduce la penetración efectiva, esta condición produce un cordón de soldadura más ancho.

A medida que la velocidad de avance aumenta, la cantidad de energía térmica por unidad de longitud de soldadura trasferida desde el arco hacia el metal base disminuye ya que el arco actúa directamente sobre el metal base.

Si se aumenta más la velocidad de avance, habrá una tenencia a producir socavando a lo largo de los bordes de cordón de soldadura debido a que no hay suficiente deposición del metal de aporte para llenar el trayecto fundido por el arco.

1.4.4.2 Corriente de la soldadura

Cuando todas las otras variables se mantienen constantes, el amperaje de soldadura varía con la velocidad de alimentación del electrodo, en una relación no lineal.

Cuando la velocidad de alimentación del electrodo se varía, el amperaje de soldadura variará en forma similar si se está utilizando una fuente de potencia de voltaje constante.

En los niveles bajos de corriente para cada tamaño de electrodo, la curva es aproximadamente lineal.

La relación entre la velocidad de alimentación del electrodo y la corriente de soldadura se ve afectada por la composición química del electrodo.

Cuando se mantienen constantes todas las otras variables, un incremento en la corriente de soldadura resultará lo siguiente:

- Un aumento en la penetración de la soldadura (profundidad y ancho del cordón).
- Un aumento en la velocidad de deposición.
- Un aumento en el tamaño del cordón de soldadura.

1.4.4.3 Distancia del electrodo

La extensión del electrodo es la distancia entre el extremo de la boquilla de contacto y el material base del electrodo. Cuando se aumenta la extensión del electrodo se produce un aumento en su resistencia eléctrica.

El calentamiento por resistencia, a su vez, hace que la temperatura del electrodo se eleve, lo que resulta un pequeño incremento de la velocidad de fusión del electrodo. En general, la mayor resistencia eléctrica produce una caída de voltaje mayor entre la punta del electrodo y la pieza de trabajo.

Esta situación es censada inmediatamente por la fuente de poder, la cual compensa este aumento con una reducción en la corriente. Esto de inmediato disminuye la fusión del electrodo y permite que se acorte la longitud física del arco. En consecuencia, a menos que haya un incremento de voltaje en la máquina de soldar, el metal de aporte se depositará en un cordón angosto y de corona alta.

1.4.4.4 Polaridad

El término polaridad se utiliza para describir la conexión eléctrica de la pistola de soldadura con relación a los terminales de una fuente de poder que produzca corriente continua. Cuando el cable de la pistola se conecta al terminal positivo de la máquina, la polaridad es conocida como corriente directa electrodo positivo (CDEP), también conocida como polaridad invertida. La mayoría de las aplicaciones en GMAW utilizan CDEP. Esta condición proporciona un arco estable, una transferencia suave del metal de soldadura, salpicaduras relativamente bajas, buenas características del cordón de soldadura y una mayor profundidad de la penetración para un amplio rango de corrientes de soldadura.

1.4.4.5 Voltaje de arco

Voltaje es la capacidad física que tiene un circuito eléctrico de conducir electrones con mayor o menor potencia.

En el proceso GMAW voltaje de arco es una variable crítica que debe ser cuidadosamente controlada. Por ejemplo, en la transferencia por spray con protección de argón, un arco que sea demasiado corto experimenta cortos circuitos momentáneos. Estos cortocircuitos causan fluctuaciones de presión que bombean aire hacia el chorro del arco, produciendo porosidad

y pérdida de ductilidad por el Ni absorbido. Si el arco fuese demasiado largo, éste tiende a desviarse, afectando tanto la penetración como el perfil de la cara de la soldadura.

El voltaje de arco depende de la longitud de arco así como de muchas otras variables tales como la composición química, dimensiones del electrodo, el gas de protección y la técnica de soldadura. El voltaje del arco es un medio aproximado de medir la longitud física del arco en términos eléctricos, aunque el voltaje de arco también incluye la caída de voltaje en la extensión del electrodo que sobresale de la boquilla de contacto.

Si todas las variables se mantienen constantes, el voltaje de arco está directamente relacionado con la longitud de arco. Aunque la longitud de arco es la variable de interés y la variable que debería ser controlada, el voltaje es más fácil de monitorear.

Ejercicios de ensayo y error son requeridos con el objetivo de ajustar el voltaje de arco para producir las características de arco más favorables y la apariencia del cordón de soldadura. Estos ensayos son esenciales porque el voltaje de arco óptimo depende de una variedad de factores, incluyendo el espesor del material base, el tipo de junta, la posición de soldadura, el tamaño del electrodo, la composición del gas protector y la categoría de soldadura.

A partir de un valor específico del voltaje de arco, un aumento en el voltaje tiende a aplanar el cordón de soldadura e incrementa el ancho de la zona de fusión. Un voltaje excesivamente alto puede causar porosidad, salpicaduras y socavado. La reducción en el voltaje resulta en un cordón de soldadura más angosto con una corona más alta y una penetración más profunda.

1.4.4.6 Trasferencia de electrodo

Existen diferentes tipos de trasferencia como es:

- Trasferencia por corto circuito: también conocido como “arco corto” esta trasferencia ocurre cuando un corto circuito eléctrico es establecido, esto es cuando la punta del alambre hace contacto con el metal fundido.
- Trasferencia globular: el proceso ocurre cuando las gotas de metal fundido son lo suficientemente grandes para caer por la influencia de la fuerza de gravedad.
- Trasferencia por rociado: este proceso también conocido como “spray arc” ocurre cuando diminutas gotas son arrancadas de la punta del alambre y son proyectadas

por la atracción electromagnética hacia la soldadura fundida (Granja & Hidalgo, 2013).

1.4.5 Tipos de juntas

1.4.5.1 Junta a tope

Este tipo de junta es la más simple de todas las juntas, principalmente se utiliza para unir dos objetos que reposan en el mismo plano. La junta entre los dos objetos se puede consistir en dos bordes cuadrados, en forma de “V” o de “U” como se muestra en la Figura 10. El tipo de perfil es dependiendo de los materiales que se desean soldar y también depende de las aplicaciones que se le desea dar a esos materiales.

1.4.5.2 Juntas de borde

Una junta de borde es similar a la de tope, pero se usa sobre los bordes de dos objetos de distribución vertical, por ejemplo: este tipo de junta se utiliza principalmente para crear una lámina doble de acero. Para añadir fuerza a la unión se deben de soldar dos o más bordes.

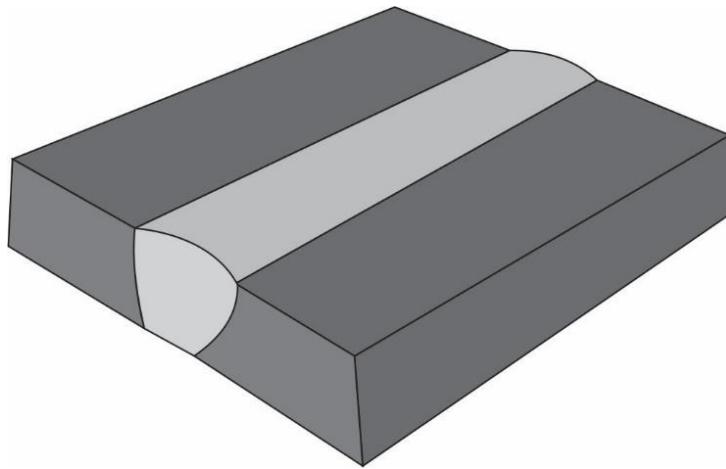


Figura 10. Representación de una junta a tope.

1.4.5.3 Juntas a traslape

Las juntas a traslape se utilizan para sobreponer dos objetos que no reposan directamente uno sobre el otro. En su lugar, se soldan las juntas donde el borde de uno de los objetos toca al otro. Una junta traslapada se colocaría en la intersección de cada objeto vertical con el escalón horizontal. Se utiliza normalmente para la fabricación de carrocerías de vehículos.

1.4.5.4 Junta en "T"

Las soldaduras en "T" se utilizan para unir dos objetos en el ángulo adecuado para formar una forma de "T". Este tipo de junta es la más utilizada en la soldadura con arco eléctrico y en la de oxígeno y gas combustible porque requiere una mínima preparación de los bordes; se usan los bordes cuadrados básicos de las partes.

1.4.5.5 Junta a tope con chaflán o bisel simple

Este tipo de junta tiene por objetivo unir piezas con espesores superiores a 3 mm, por lo que es necesario un chaflanado o bisel antes de la ejecución de la soldadura, con la finalidad de conseguir la mayor penetración lo que dará a la soldadura una mayor resistencia. Se aplica en construcciones de estanques, trenes, refinerías y construcciones de gran envergadura.

1.4.5.6 Partes de una junta

Las partes o elementos de las juntas soldadas o a soldarse son relativamente numerosas. Para poder interpretar y describir correctamente cualquier junta, es necesario identificar y ubicar cada una de sus partes, en la Figura 11 se muestra un ejemplo de una junta a tope con bisel.

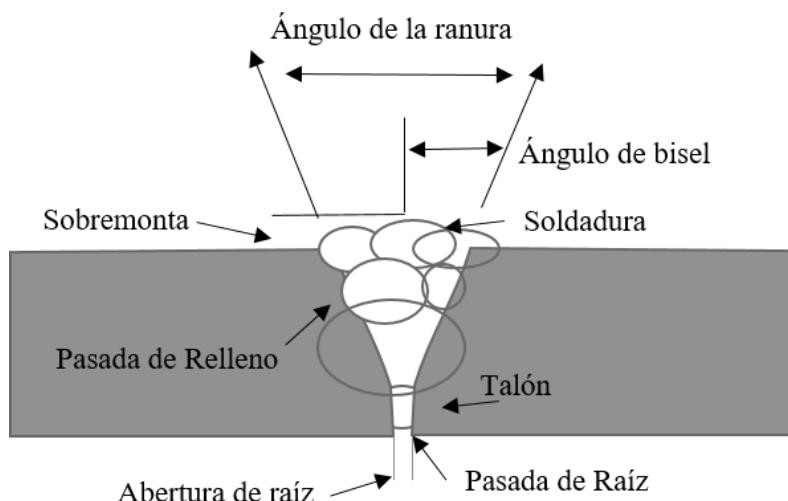


Figura 11 . Partes de una junta de soldadura (Singh, 2016).

- **Abertura de raíz:** es la dimensión que hay entre las piezas de trabajo en la raíz de la junta.

- Bisel: es la preparación angular de los bordes y puede tener varias formas dependiendo del diseño.
- Ángulo de bisel: es el ángulo que se mide entre el bisel y un plano imaginario perpendicular a la superficie del miembro.
- Profundidad del bisel: es la distancia perpendicular desde la superficie del metal base, hasta el borde de la raíz o el inicio de la cara de la raíz.
- Ángulo de la ranura: es el ángulo que se mide entre los biseles de las dos piezas de trabajo, la mayoría de las veces es igual al doble del ángulo del bisel.
- Radio de la ranura: este aplica en el caso de las juntas con forma de J o U sea sencillo o doble.

1.5 Ensayos mecánicos

1.5.1 Impacto

Los ensayos mecánicos en los materiales sirven para comprobar cuál es la respuesta que ofrecen ciertos materiales al ser manipulados. Mediante distintos esfuerzos mecánicos se cuantifica el límite del material. De esta forma se puede comprobar cuál es la resistencia que presentan. Conocer este tipo de información es vital para destinar unos materiales a un servicio u otro. Pueden clasificarse de acuerdo con la rapidez de deformación, definida como la relación de deformación sobre unidad de tiempo. Bajo este criterio se clasifican los ensayos de impacto estático y dinámico.

El término impacto hace referencia a aquel momento en que un objeto o materia choca de manera violenta y fuerte contra otro objeto o materia. El impacto siempre supone algún tipo de alteración en las características de ese elemento aunque esto puede ser sólo en una porción de tal objeto, dependiendo de dónde golpee y dónde se genere el impacto. Esto es así debido a que el golpe generado por el choque o impacto siempre es muy dañino y fuerte.

Los ensayos de impacto se utilizan para determinar la energía absorbida, además del comportamiento del material cuando es golpeado por una masa conocida, la cual se deja caer desde una altura determinada. Por medio de los ensayos de impacto es posible determinar las condiciones necesarias para que existan fracturas frágiles; ya sea modificando la velocidad, la energía de impacto, la temperatura, o la existencia de concentradores de esfuerzos en la probeta.

1.5.1.1 Torre de caída libre

La caída libre se puede describir como un movimiento vertical de cualquier objeto en movimiento libre, es decir, se puede observar éste cuando un objeto es lanzado con una velocidad inicial igual a cero. Un objeto al caer libremente está sujeto a la influencia única de la gravedad y se define como la variación de velocidad que experimentan los cuerpos en su caída libre. El valor de la aceleración que experimenta cualquier masa sometida a una fuerza constante depende de la intensidad de esa fuerza y ésta, en el caso de la caída de los cuerpos, no es más que la atracción de la Tierra.

El ensayo de caída libre determina el comportamiento de un material mediante las condiciones ambientales especiales, con la finalidad de producir una deformación o ruptura de la probeta con la energía necesaria. De igual manera el ensayo de caída libre permite considerar la relación de la ruptura frágil del material, para esto es necesario identificar la variación de temperatura en el experimento y así determinar la energía necesaria para producir la fractura, es decir, cuando el material pasa de deformarse de forma dúctil a frágil.

1.5.2 Ensayo de tensión

Este ensayo es utilizado para medir la resistencia de un material a una fuerza estática o aplicada lentamente. Esta prueba consiste en alargar una probeta de ensayo por fuerza de tensión, ejercida gradualmente, con el fin de conocer ciertas propiedades mecánicas de materiales en general: su resistencia, rigidez y ductilidad. El resultado del ensayo de tensión es una curva de carga frente a alargamiento, que transformados en tensión y deformación respectivamente, aportan una información más general (Miguel Cervera Ruiz & Elena Blanco Díaz, 2013). La Figura 12 muestra un gráfico esfuerzo-deformación, donde se indica la información más relevante que se puede obtener.

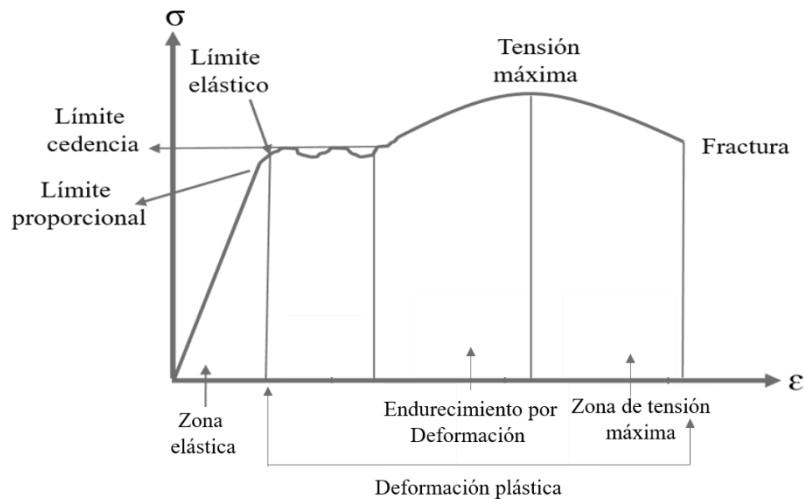


Figura 12. Representación del gráfico esfuerzo-deformación.

1.5.2.1 Ensayos de microdureza Vickers

Este ensayo se realiza mediante un identador de diamante muy pequeño, de geometría piramidal y es forzado a penetrar en la superficie de la muestra. Se consideran ensayos de microdureza debido a la magnitud de la carga y el tamaño del indentador. Las cargas que se aplican son comúnmente entre 1 y 100 g, la marca resultante se observa en el microscopio y se miden las longitudes diagonales de la impresión dejada por el indentador. Las mediciones se convierten en HV mediante la Ecuación 1.

$$HV = 1.8544 \frac{P}{d^2} \quad (1)$$

donde:

- HV= Número de dureza de Vickers.
- P= Carga aplicada.
- d= Diagonal promedio de la huella.

Capítulo 2. Desarrollo experimental

2.1 Preparación de mesa de trabajo

La Figura 13 muestra el prototipo de la mesa de trabajo que se realizó en SOLIDWORKS. Para la fabricación de la mesa se cortaron perfiles rectangulares de acero A32 y se unieron por el proceso SMAW como se muestra en la Figura 14. Lo anterior para ejecutar un proceso de soldadura GMAW semiautomático para tener el control de la velocidad de avance y la distancia de trabajo.

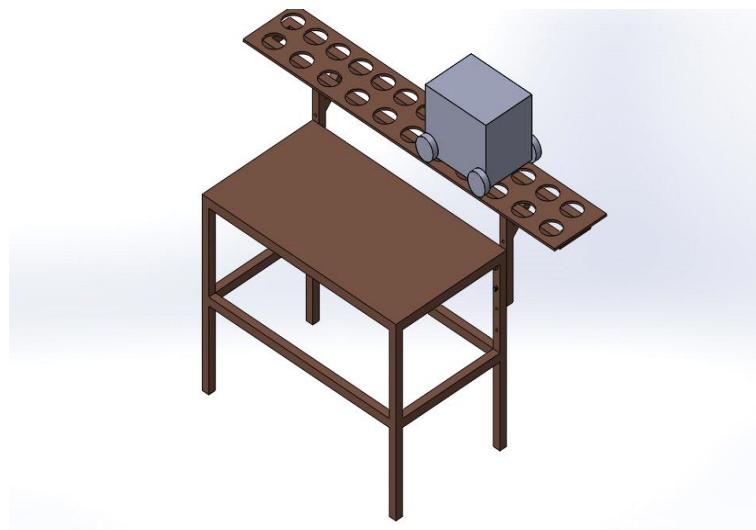


Figura 13. Prototipo de la mesa realizado en SOLIDWORKS.



Figura 14. Mesa de trabajo para el proceso GMAW semiautomático.

2.2 Preparación metalográfica

Los materiales empleados fueron láminas de DPC340Y590T (acero DF) con un espesor de 0.8 mm y un JSC270C (acero de bajo carbono BC) con un espesor de 1 mm . La composición química de los materiales empleados se indica en la Tabla 5.

Tabla 5. Composición química de los materiales empleados (% peso).

| | M | C | Cu | Al | Mn | P | Cr | Co | S | Ni | Si | Fe |
|----------|----------|-------|-------|------|-------|------|------|-------|-------|-------|-------|------|
| | O | | | | | | | | | | | |
| DF | 0.0013 | 0.104 | 0.022 | 0.79 | 2.0 | 0.01 | 0.02 | 0.003 | 0.013 | 0.02 | 0.422 | 96.5 |
| | | | | | | 7 | | 8 | | | | 7 |
| BC | 0.0018 | 0.002 | 0.022 | 0.03 | 0.087 | 0.01 | 0.02 | 0.013 | 0.001 | 0.005 | 0.005 | 99.7 |
| | | 6 | 4 | 7 | | 3 | 2 | 4 | 6 | 7 | 7 | 8 |
| ER70S -6 | 0.002 | 0.08 | 0.12 | 0 | 1.45 | 0.00 | 0 | 0 | 0.011 | 0.013 | 0.84 | 0 |
| | | | | | | 8 | | | | | | |

Se cortaron muestras del material base DF y BC con dimensiones de $1\times 1\text{ cm}^2$ y posteriormente se encapsularon en resina epóxica para su manipulación. Para el desbaste de las mismas se utilizaron lijas abrasivas (Figura 15) de carburo de silicio de distintos grados 400, 600, 800, 1000, 1200, 1500 y 2000.



Figura 15. Proceso de desbaste con papel de carburo de silicio.

Posteriormente con el equipo PRESI-Minitechco se pulieron las probetas acabado espejo con pasta de diamante de 3 y 1 μm como se muestra en la Figura 16.



Figura 16. Pulidora PRESI-Minitech 233 utilizada para la obtención de muestras con acabado espejo.

Para el revelado microestructural del acero DF y del acero BC las probetas fueron atacadas con el reactivo Nital 3%. El ataque químico se realizó por inmersión como se muestra en la Figura 17. El tiempo de ataque fue de 60 s para el BC y 5 s para el DF. Las muestras fueron analizadas con un microscopio óptico marca Nikon. La misma técnica fue utilizada para la junta soldada.



Figura 17. Ataque químico por inmersión.

Una vez obtenida la microestructura de los materiales base, ésta fue redibujada con el software AutoCAD como se muestra en la Figura 18 y Figura 19.

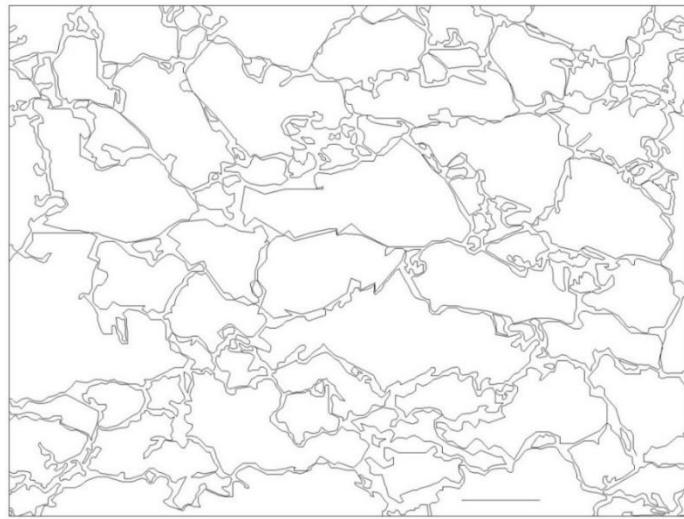


Figura 18. Trazos de las diferentes fases del acero DF con el software AutoCAD.

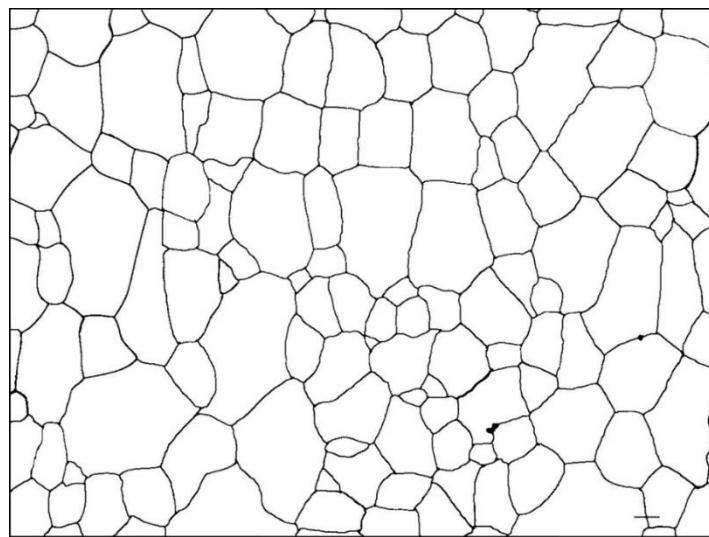


Figura 19. Trazos de las diferentes fases del acero BC con el software AutoCAD.

Con el software Sigma Scan se realizó la cuantificación del porcentaje de las diferentes fases y se determinó el tamaño grano. En la Figura 20 se observa cómo se realizó el conteo de fases del acero DF utilizando la Figura 18. La Figura 21 muestra cómo se fue realizando el conteo de la perlita del acero BC utilizando la Figura 19.

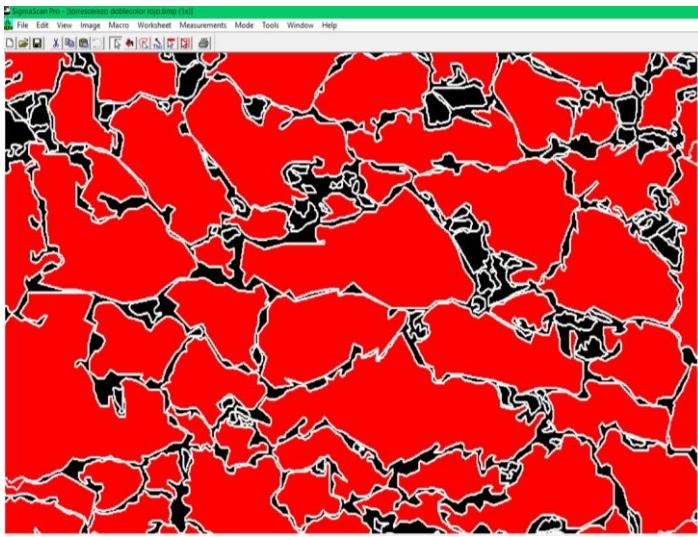


Figura 20. Demostración del conteo de ferrita del acero DF con el software Sigma Scan.

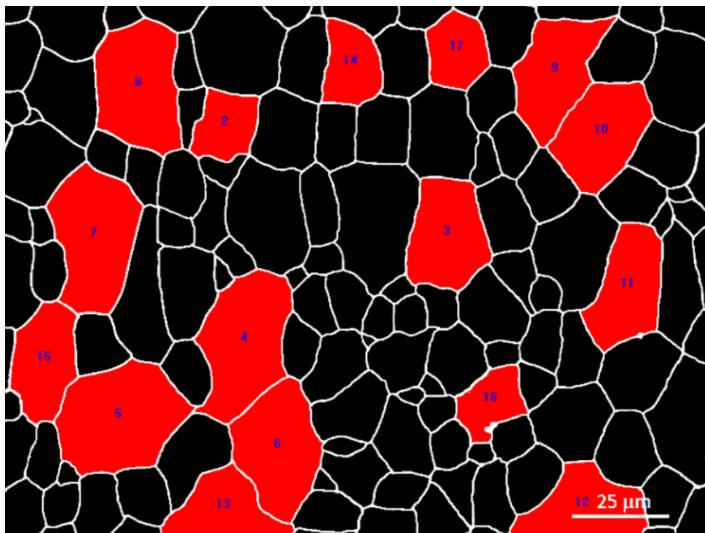


Figura 21. Demostración de conteo de perlita del acero BC en el software Sigma Scan.

2.3 Procedimiento de soldadura

Para la preparación de las juntas se utilizaron láminas de cada material con dimensiones de $200\text{ mm} \times 100\text{ mm}$ con un espesor de 0.8 mm para el acero DF y 1 mm para el BC con una separación de 0.30 mm . La Figura 22 muestra el diseño de la junta que se utilizó.

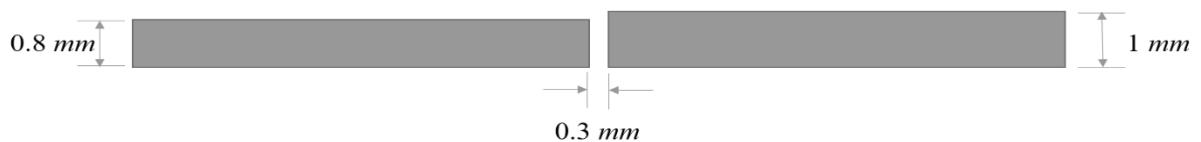


Figura 22. Diseño de la junta para el proceso GMAW.

El proceso de soldadura que se aplico fue el GMAW y se utilizó como material de aporte un electrodo ER70S-6 de 0.9 mm de diámetro. Como gas de protección se utilizó una mezcla 98 % Ar-2 % O₂ a un caudal de 16.51 L min⁻¹. Los parámetros operativos que se utilizaron para el proceso de soldadura se muestran en la Tabla 6.

Tabla 6. Parámetros de soldadura para el proceso GMAW.

| Voltaje (V) | Corriente (A) | Velocidad de alimentación (mm s ⁻¹) | Velocidad de avance (mm s ⁻¹) | Distancia de contacto (mm) |
|----------------|------------------|---|---|----------------------------------|
| 20 | 24 | 59.4 | 14 | 9 |

La Figura 23 muestra cómo se realizó el proceso de soldadura GMAW de la unión disímil. Se puede apreciar cómo se sujetaron las láminas con la finalidad de disminuir la distorsión que se genera por el calentamiento y enfriamiento de los materiales.



Figura 23. Arreglo experimental para la aplicación semiautomática del proceso GMAW.

2.4 Preparación de probetas para ensayos mecánicos

Las pruebas de tensión se realizaron en base a la norma ASTM E8M-09 (ASTM, 2010b). La forma de las probetas se muestra en la Figura 24, mientras que la Figura 25 muestra el proceso

de maquinado que se realizó para la obtención de las probetas. Los ensayos de tensión se realizaron en la máquina de tensión INSTRON-8802 que se muestra en la Figura 26.

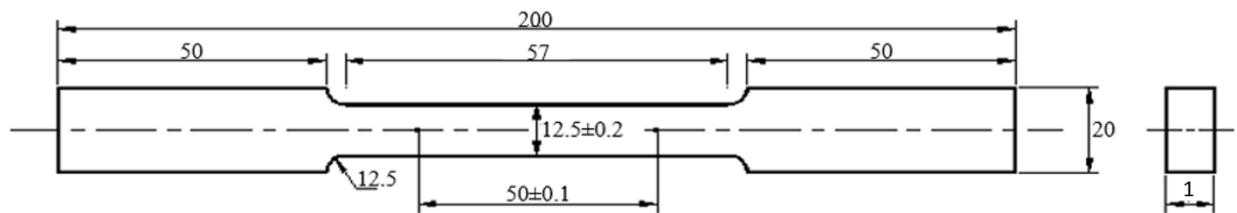


Figura 24. Dimensiones para las probetas de tensión en base a la norma ASTM E8M-9, acotación en mm.



Figura 25. Proceso de maquinado para las probetas de tensión.



Figura 26. Máquina INSTRON-8802 utilizada para las pruebas de tensión.

Se realizó un corte trasversal al cordón de soldadura para obtener el perfil de microdureza. La probeta obtenida fue maquinada y pulida acabado espejo. Posteriormente se realizaron mediciones en sentido longitudinal sobre la línea de medición como se representa en la Figura 27. Las identaciones se realizaron en base a la norma ASTM-E384 (ASTM, 2010a) y la carga aplicada fue de 0.1 kg durante 15 s . Las mediciones se realizaron cada $200 \mu\text{m}$ a partir del centro del cordón de soldadura hasta una distancia de 5 mm .

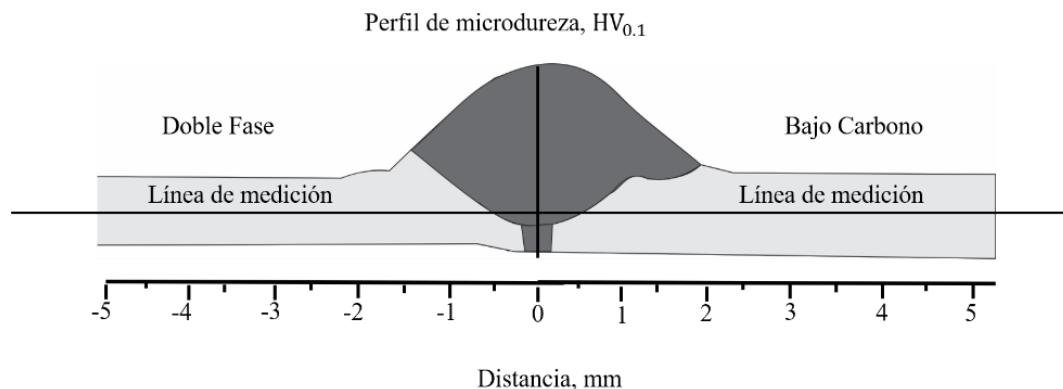


Figura 27. Representación esquemática de la medición de microdureza en la junta soldada.

Para el ensayo de impacto en torre de caída libre se cortaron probetas de $200 \text{ mm} \times 200 \text{ mm}$ de los materiales base (Figura 28) y de la junta soldada (Figura 29). La Figura 30 muestra la torre de caída libre donde se hicieron las pruebas de impacto a baja rapidez de deformación.

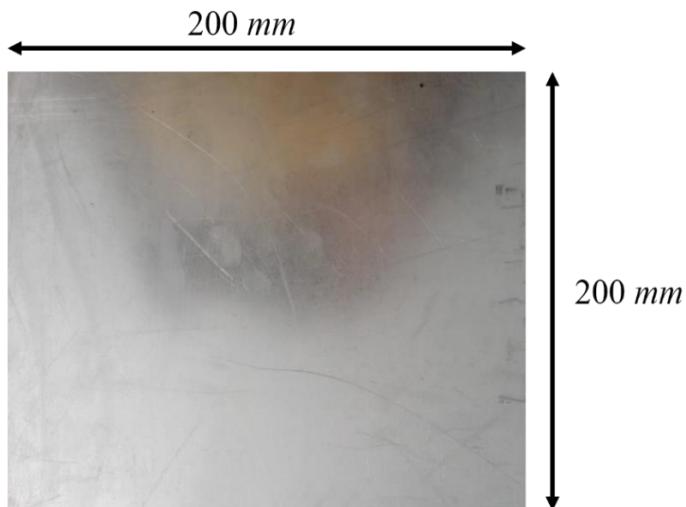


Figura 28. Probeta de acero DF para la realización de prueba de caída libre.

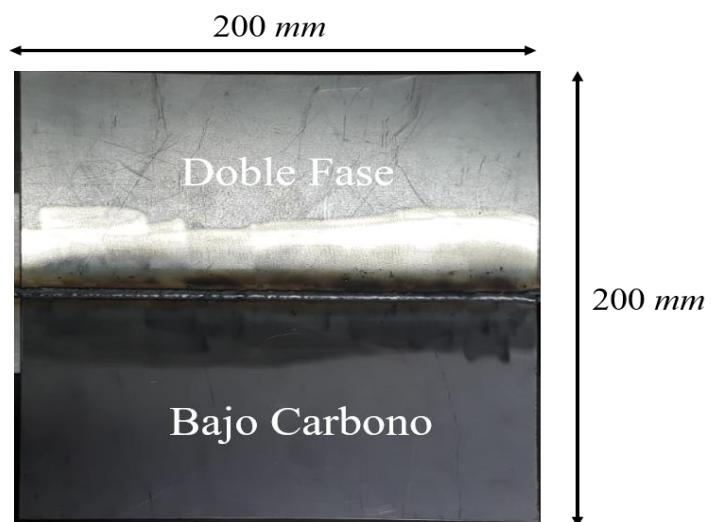


Figura 29. Probetas para el ensayo de la torre de caída libre de la unión disímil.



Figura 30. Torre de caída libre.

Capítulo 3. Análisis y discusión de resultados

3.1 Caracterización microestructural y mecánica de los materiales bases

La Figura 31 muestra la microestructura del acero DF obtenido por Microscopía Óptica (MO) en la cual se puede apreciar la matriz ferrítica, sin embargo la fase martensita no se logra visualizar por esta técnica, ante esto, se analizó la muestra por Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) para observar a más detalle la fase martensita. La Figura 32 muestra a más aumentos la microestructura del acero DF. Se logra identificar nuevamente la matriz de ferrita y se observa ahora la presencia de martensita como lo indica la literatura Monsalve et al. (2011).

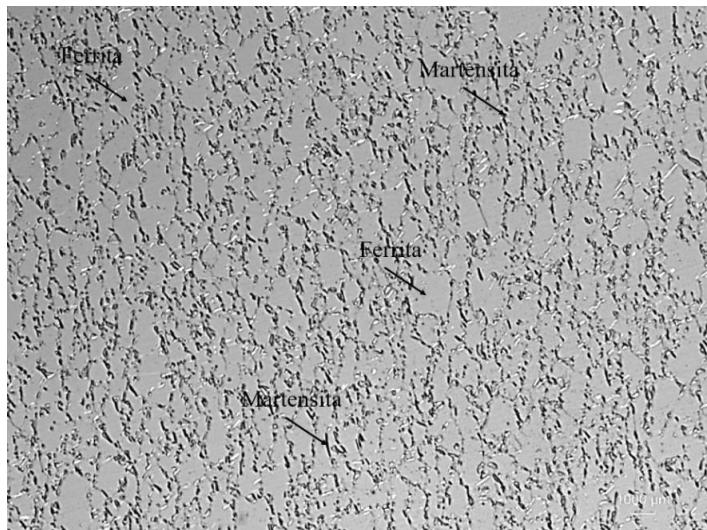


Figura 31. Microestructura del acero DF obtenida por MO.

La Figura 33 muestra la microestructura del acero BC obtenido por MO, se puede observar la fase ferrita (regiones claras) y la fase de perlita (regiones oscuras).

De igual manera se realizó el estudio por MEB del acero BC. Se puede apreciar en la Figura 34 la presencia nuevamente de la fase ferrita y perlita lo cual es característico de estos aceros (Askeland, Fulay, & Wright, 2013), no obstante, los fases presentes no se observan con claridad como con la técnica de MO, lo que indica que para analizar el acero BC a esta escala es mejor la técnica de MO.

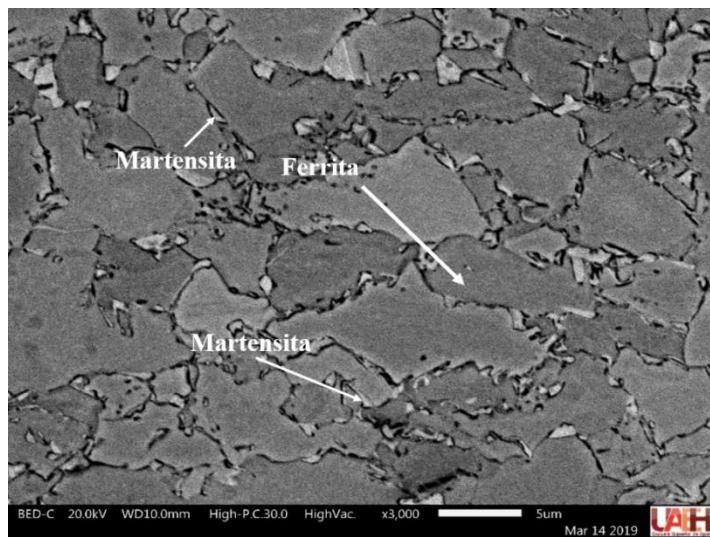


Figura 32. Microestructura del acero DF obtenida por MEB.

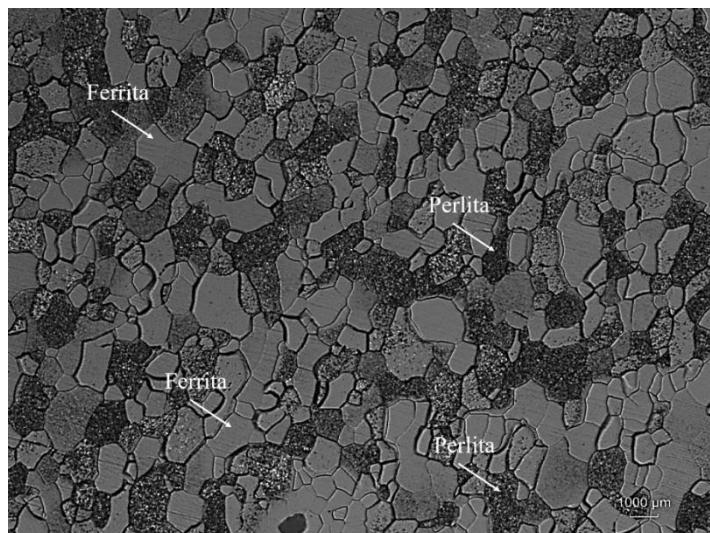


Figura 33. Microestructura del acero BC por MO.

La Tabla 7 muestra el porcentaje de fases y el tamaño de grano del acero DF. Los resultados obtenidos (80 % de ferrita, 18 % de martensita y 2 % de austenita retenida) son similares a los obtenidos por Krajewski y Nowacki (2013), lo que corrobora que se está trabajando con un acero DF.

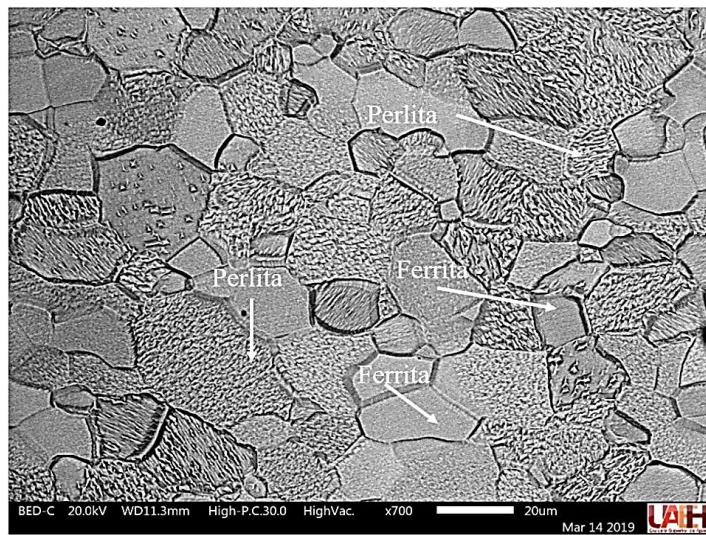


Figura 34. Microestructura del acero BC por MEB.

Tabla 7. Porcentaje de fases en el acero DF.

| Fase | Área (μm^2) | Porcentaje (%) |
|------------|--------------------------|----------------|
| Ferrita | 21 | 80 |
| Martensita | 1.156 | 18 |
| Austenita | 0.32 | 2 |

Por otro lado la Tabla 8 muestra el porcentaje de fases así como el tamaño de grano del acero BC. Esta relación de fases es similar a lo reportado por Romero-Nieto y Olaya-Flórez (2013) con lo que se demuestra que el material empleado es un BC.

La Figura 35 muestra el comportamiento esfuerzo-deformación del acero DF. El esfuerzo máximo ($\sigma_{\text{máx.}}$) soportado por este material fue de 595 MPa , que es el reportado para este material (Monsalve et al., 2011). El esfuerzo de cedencia ($\sigma_{0.002}$) fue de 320 MPa . Como se puede apreciar hubo un incremento de 275 MPa durante la parte plástica del gráfico, lo que demuestra la capacidad de este material de endurecer por deformación (Xiong et al., 2015).

Tabla 8. Porcentaje de fases en el acero BC.

| Fases | Área (μm^2) | Porcentaje (%) |
|---------|--------------------------|----------------|
| Ferrita | 168.6 | 48.79 |
| Perlite | 228. | 51.21 |

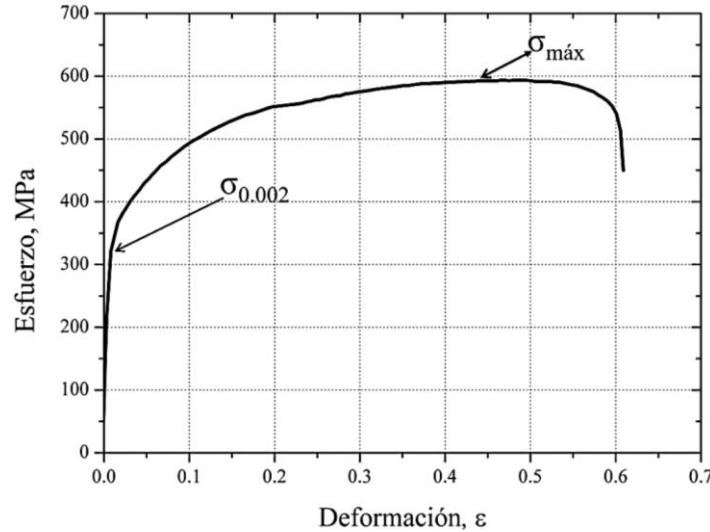


Figura 35. Comportamiento esfuerzo-deformación del acero DF.

En el caso del acero BC con las mismas condiciones de carga se obtuvo un $\sigma_{\text{máx}} = 250 \text{ MPa}$ y un $\sigma_{0.002} = 156 \text{ MPa}$ como se muestra en la Figura 36. En este acero se observó que hubo una deformación mayor que en el acero DF, esto se debe al alto contenido de ferrita que tiene en su microestructura ya que esta fase promueve el incremento de ductilidad en los materiales. Sin embargo, se puede apreciar que por carecer de fases duras su resistencia a la tensión es inferior a la del acero DF que cuenta con martensita.

La Figura 37 muestra las probetas de tensión fracturadas de los materiales base. Como se puede apreciar, la Figura 37b correspondiente al BC muestra el alargamiento mayor con respecto al acero DF (Figura 37a) lo cual corresponde con los resultados obtenidos de deformación máxima.

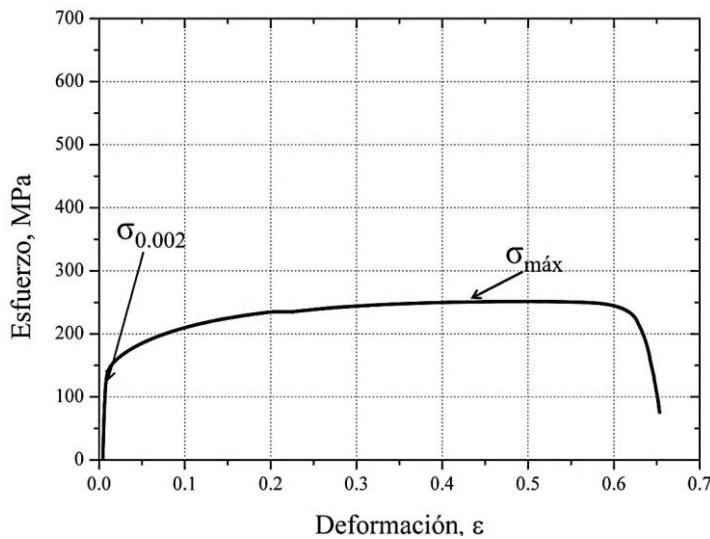


Figura 36. Comportamiento esfuerzo- deformación del acero BC.

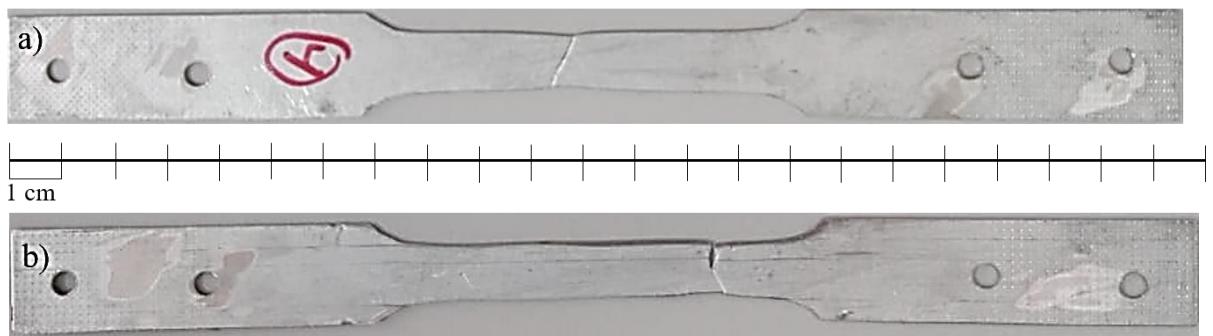


Figura 37. Probetas fracturadas por el ensayo de tensión a) DF y b) BC.

La Tabla 9 muestra los parámetros con lo que se llevó a cabo la prueba de impacto en los materiales base y la soldadura.

Tabla 9. Variables físicas de las pruebas de impacto del acero DF, acero BC y de la unión disímil con el proceso GMAW.

| Altura (m) | Masa (kg) | E_p (J) | E_c (J) | Velocidad (ms^{-1}) |
|---------------|--------------|--------------|--------------|--------------------------|
| 1 | 14 | 137.3 | 137.34 | 4.429 |

Durante el impacto el percutor dejó una huella sobre las probetas como se puede observar en la Figura 38a correspondiente al acero DF. Una amplificación de la zona de impacto se puede apreciar en la Figura 38 b. Se puede apreciar que el material adoptó la forma circular del percutor y que la energía suministrada no fue suficiente para llevar a la ruptura al material.

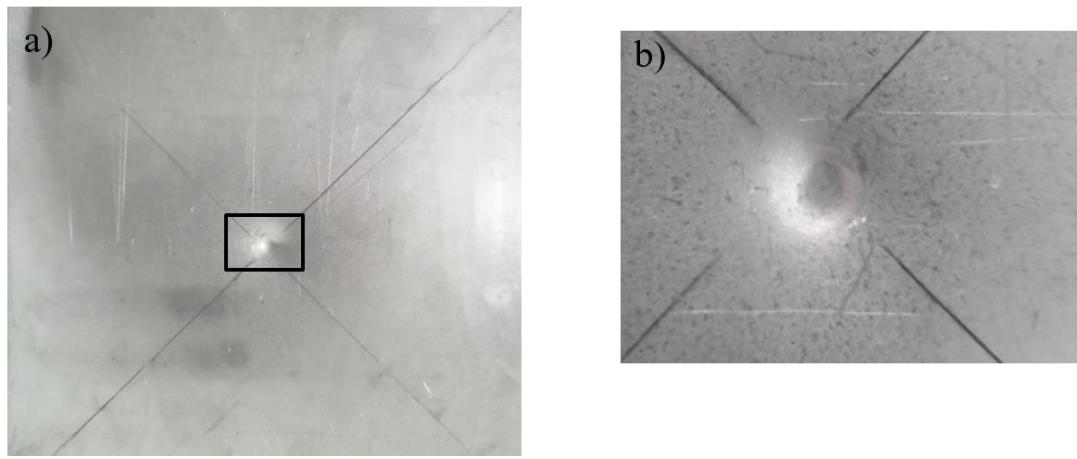


Figura 38. Probeta de impacto del acero DF, a) vista superior, b) amplificación de la zona impactada por el percutor.

De igual manera la Figura 39a muestra la probeta impactada del acero de BC con su respectiva amplificación (Figura 39b).

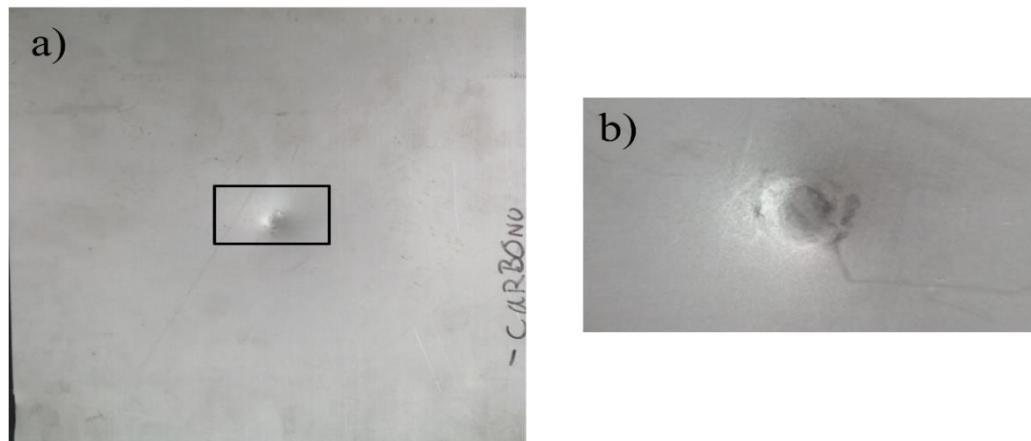


Figura 39. Probeta de impacto del acero BC, a) vista superior, b) amplificación de la zona impactada por el percutor.

La Figura 40 muestra la curva de microdeformación en función del tiempo del acero de BC obtenida a partir del ensayo de impacto. Se puede observar que presenta una microdeformación máxima ($\mu\varepsilon_{\text{Máx}}$) de 23.3 en un tiempo de 3.86 ms. En la Figura 41 se muestra la gráfica del acero DF donde se puede observar una $\mu\varepsilon_{\text{Máx}}$ de 30.3 en un tiempo de 3.06 ms.

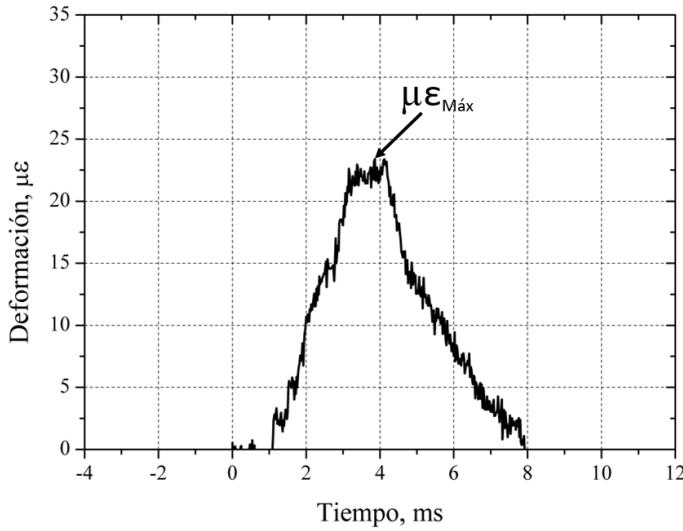


Figura 40. Gráfica deformación-tiempo de la prueba de impacto del acero BC.

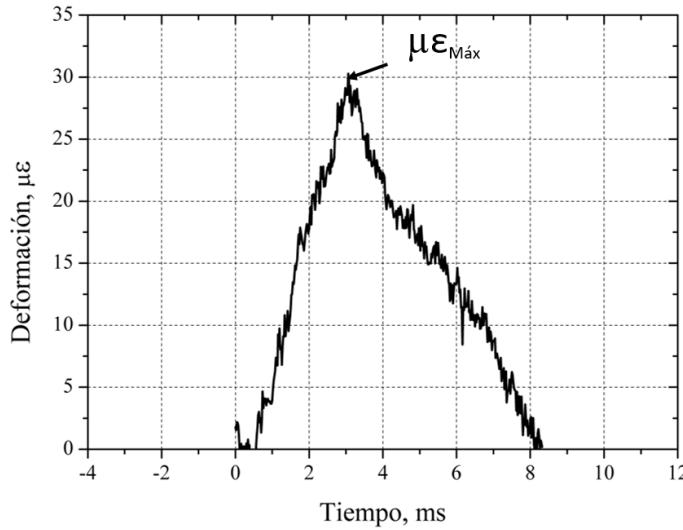


Figura 41. Gráfica deformación-tiempo de la prueba de impacto del acero DF.

Para la obtención de la evolución de la fuerza que soportan los materiales durante el ensayo, es necesario utilizar la Ecuación 2, la cual fue obtenida a partir de regresiones lineales del comportamiento del percutor (Martínez, 2018). Cabe mencionar que esta expresión es válida únicamente para los ensayos realizados en esta torre de caída libre.

$$F = mx + b = (1.6)\mu\varepsilon - 1.383 \quad (2)$$

- Donde $\mu\varepsilon$ es la deformación medida por la tarjeta.

La Figura 42 muestra la curva de fuerza en función del tiempo del acero BC, la cual presenta una fuerza máxima ($F_{\text{máx}}$) de 36.02 kN en un tiempo de 3.86 ms, mientras que la Figura 43 muestra la curva de fuerza en función del tiempo en el acero DF, donde el nivel de fuerza máximo es 47 kN en un tiempo de 3.06 ms.

Como se puede observar el acero DF presenta mejor comportamiento al impacto en cuanto a la fuerza de reacción obtenida. Esto se atribuye a que su microestructura presenta una combinación de fase dúctil (ferrita) y fase dura (martensita).

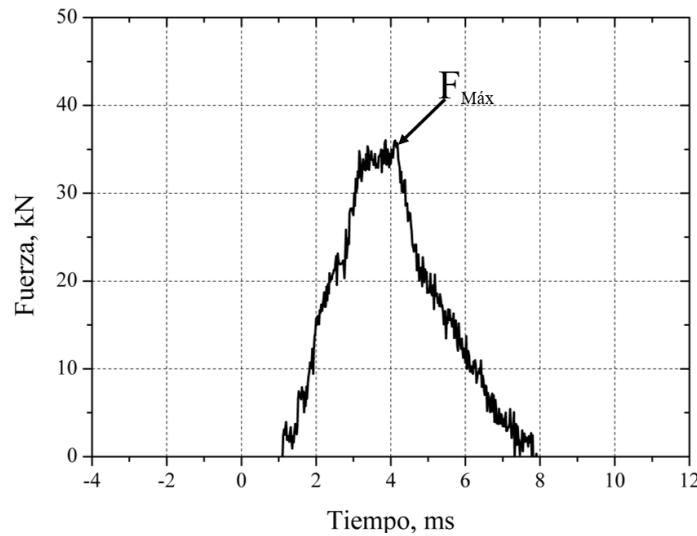


Figura 42. Gráfica de fuerza-tiempo del acero BC.

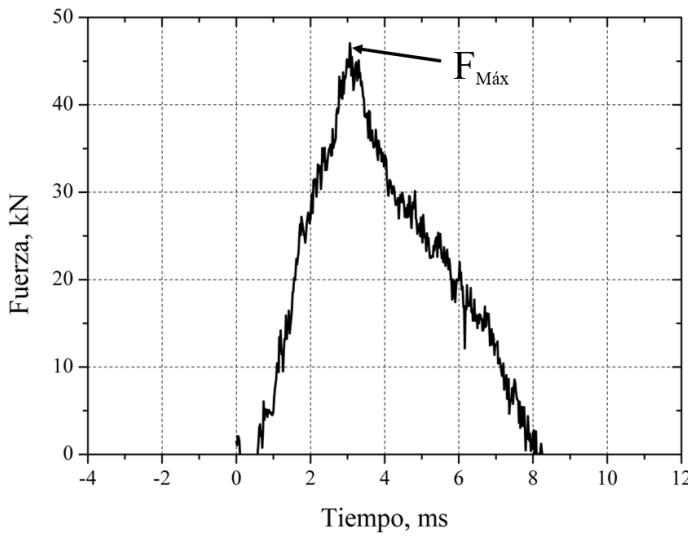


Figura 43. Gráfica de fuerza-tiempo del acero DF.

La Figura 44 muestra la curva de desplazamiento en función del tiempo del acero BC donde se observa un desplazamiento máximo de 4.73 mm en un tiempo de 3.86 ms , posterior a este tiempo el material comienza a recuperarse elásticamente, esto es debido a que en ese punto se alcanzó el nivel máximo de absorción de fuerza, y después la energía elástica almacenada se libera y se ve reflejado en el rebote del percutor.

En la Figura 45 se observa la curva de desplazamiento en función del tiempo del acero DF la cual muestra un desplazamiento máximo de 4.06 mm en un tiempo de 3.12 ms , después de ese tiempo, al igual que el acero BC el material DF comienza a recuperarse.

Para la obtención de la energía absorbida al impacto para los dos tipos de aceros se utilizó la Ecuación 3 (Martínez, 2018).

$$E = V_0 \int_0^t F(t) dt \quad (3)$$

Donde V_0 es la velocidad de deformación que se produjo en la probeta y se obtiene a partir de la Ecuación 4

$$V_0 = \frac{\text{Desplazamiento}_{\text{Máx}}}{\text{Tiempo}} \quad (4)$$

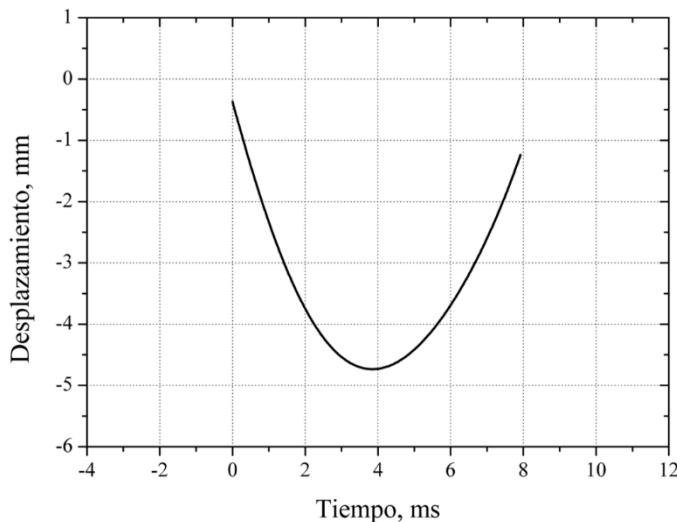


Figura 44. Curva desplazamiento-tiempo de prueba de impacto del acero BC.

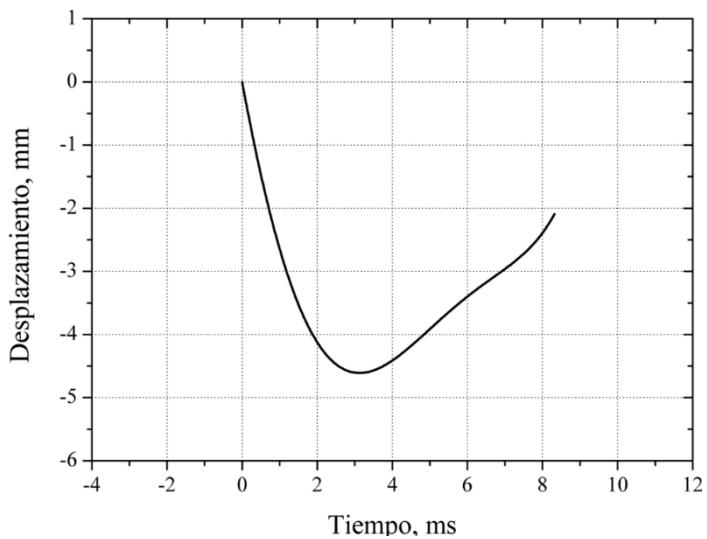


Figura 45. Curva desplazamiento-tiempo de prueba de impacto del acero DF.

La integral determina el área bajo la curva de las gráficas de fuerza-tiempo. El área bajo la curva del acero DF es de 167.680 y para el acero BC es de 109.055.

La V_0 para el acero DF se determinó con los datos de la Figura 45, y posteriormente se sustituyeron en la Ecuación 4.

$$V_{0_{DF}} = \frac{0.00460932}{0.00832} = 0.554 \text{ ms}^{-1}$$

De igual manera se sustituyeron los datos para los aceros de BC.

$$V_{0_{BC}} = \frac{0.0047344}{0.00792} = 0.597 \text{ ms}^{-1}$$

Y sustituyendo $V_{0_{DF}}$ en la Ecuación 3 se obtiene la energía absorbida del acero DF.

$$E = (0.554)(167.680) = 92.895 \text{ J}$$

De igual manera se obtiene la energía absorbida del acero BC sustituyendo $V_{0_{BC}}$ en la ecuación 3.

$$E = (0.59777)(109.055) = 65.190 \text{ J}$$

Los resultados obtenidos indican que el acero DF absorbe el 67.63 % de la energía impactada, mientras que el acero BC el 47.46 %. Como se logra apreciar el acero DF presenta mejor comportamiento al impacto que el acero BC debido a la microestructura que los compone.

3.2 Caracterización microestructural y mecánica de la unión disímil en la ZAT

La Figura 46 muestra la sección trasversal del cordón de soldadura donde se encuentran las diferentes regiones donde el material sufrió un cambio microestructural, estas zonas se dividen en Material Base (MB), Zona de Recristalización de grano Fino (ZRF), Zona de Recristalización de grano Grueso (ZRG) y la Zona de Fusión (ZF)(Svoboda et al., 2011).

La ZF presenta una microestructura de fase martensita templada, ferrita acicular y ferrita como se muestra en la Figura 47d, esto se debe a que la temperatura llegó a la zona de austenización por lo cual surgió un temple creando martensita como lo demuestra Farabi et al. (2010). Ellos soldaron un acero DF600 por láser y determinaron que en la zona de fusión existía una microestructura de martensita, ferrita, y bainita.

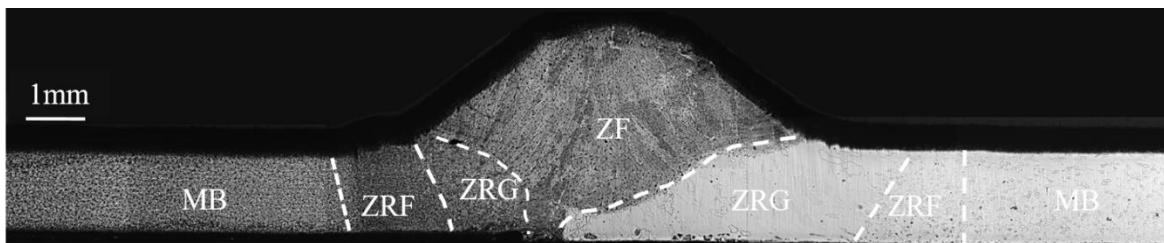


Figura 46. Sección trasversal de la unión soldada identificando las diferentes zonas.

Los resultados obtenidos por Ahiale et al. (2013) mostraron que en la zona de fusión se encontró martensita, ferrita Widmanstätten y ferrita acicular. No obstante, Ramazani et al. (2013) reportaron una microestructura de ferrita y bainita en una soldadura de un acero DF600 donde se utilizó un electrodo G3Si1. Hay que recordar que la zona a analizar está dentro del cordón de soldadura y este cambio se puede deber principalmente al cambio de composición química entre el electrodo empleado en esta investigación y el empleado por estos últimos autores.

En la ZRG del acero DF (Figura 47c) se encuentra una recristalización de grano grueso en la que se presentó un crecimiento de granos de ferrita. De igual manera se aprecia martensita templada. En el estudio realizado por Svoboda et al. (2011), se reportó un crecimiento de grano ferrítico como es el caso. Lo anterior está atribuido a las altas temperaturas que se alcanzaron, llegando a la temperatura de austenización y durante el enfriamiento transformó la ferrita.

En la Figura 47b se muestra parte de la ZRF, donde se puede apreciar granos más finos que el material base, esto se debe a la recristalización, que genera granos de ferrita pequeños.

Como se puede ver en la Figura 47a, la microestructura es similar a la obtenida en la Figura 32 lo que sugiere que no se llevaron a cabo trasformaciones microestructurales en el acero DF.

La Figura 47f y Figura 47g muestra la interfase y la zona aledaña a la ZF correspondiente al acero BC. En estas zonas se encontró un crecimiento de grano, perlita y ferrita en forma de placa. Debido a que es un material con bajo contenido de carbono no es posible la aparición de martensita, la cual se forma durante el temple en otros aceros al alcanzar la temperatura de austenización seguido de un enfriamiento rápido. En este caso se alcanza la temperatura de austenización y en esta condición existe un incremento en el tamaño de grano austenítico y durante el enfriamiento la austenita transforma en perlita y ferrita. Los resultados mostrados son similares a los obtenidos por Romero-Nieto y Olaya-Flórez (2013) y Reyes-Carcasés, Fernández-Columbié, Alcántara-Borges, y Rodríguez-González (2017), quienes reportaron que la transformación se lleva a cabo porque durante el proceso de soldadura la zona adyacente al cordón de soldadura alcanza las temperaturas más altas en todo el material base, superando la temperatura A_3 y durante el enfriamiento se presentan las fases mencionadas.

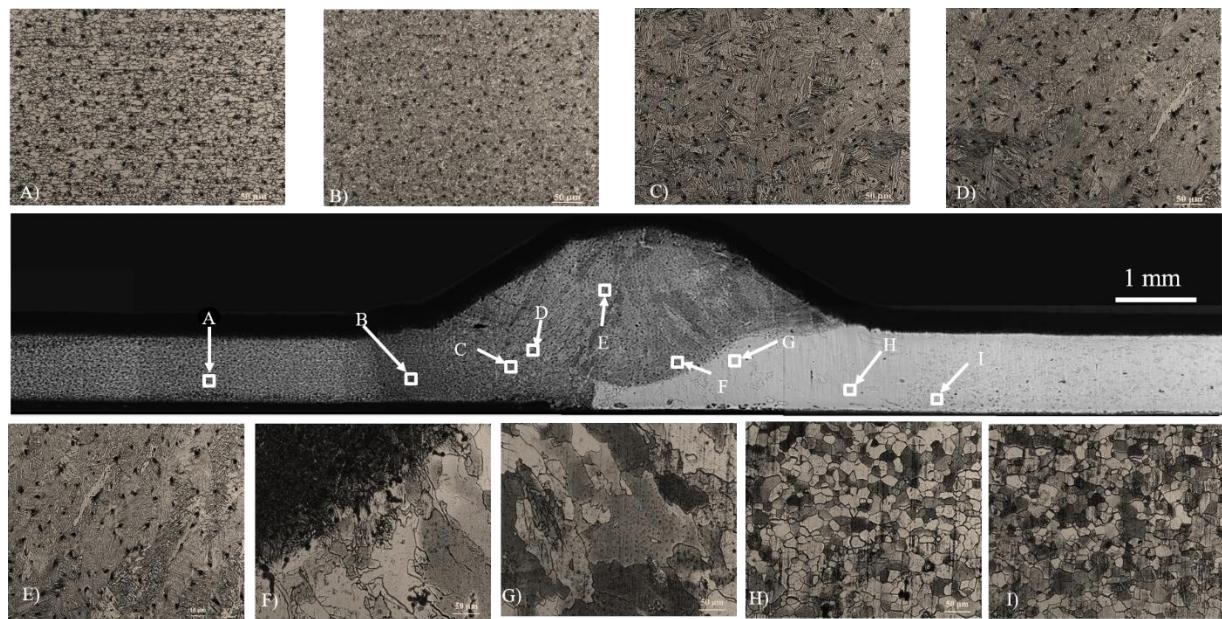


Figura 47. Microestructuras de las diferentes fases en la ZAT.

La Figura 47h muestra la parte ZRF donde se puede observar un ligero refinamiento de grano con una mezcla de fase ferrita-perlita muy parecida al material base.

Los cambios microestructurales presentados en la Figura 47 están relacionados con los cambios de dureza como se muestra en la Figura 48. En la ZRG del acero BC se encuentra un aumento en la dureza pese al crecimiento de grano, este aumento se debe al incremento de la fase perlita que es más dura que la ferrita. En la ZRF del mismo acero se aprecia un pequeño incremento de la dureza a causa del refinamiento de grano y no tanto por el cambio de fases. Seguido de esta última zona se alcanza la dureza inicial del material base.

Con respecto al acero DF, se puede observar que en la ZRG se encuentra la mayor dureza de la unión soldada ($401 \text{ HV}_{0.1}$). Como se puede ver en la Figura 47d, esta zona presenta la mayor presencia de la fase dura martensita templada, esto debido a las altas temperaturas alcanzadas y después al temple no controlado que se lleva acabo. Con respecto a la ZRF del acero DF puede notarse un ligero incremento de dureza el cual está atribuido al refinamiento de grano. A una distancia de aproximadamente de 3.2 mm existe una ligera caída de dureza, zona que algunos autores han denominado zona subcrítica, sin embargo aquí no se puede definir como tal.

En el estudio de Svoboda et al. (2011) se encontró una variación de microdureza en la ZAT en soldaduras de aceros, DF500, DF700 y DF800, en las cuales los aceros 700 y 800 presentaron un ablandamiento en su microestructura por debajo de la dureza inicial, mientras que el acero DF500 con composición química C-Mn fue el menor afectado. Esto se atribuye a que al efecto del endurecimiento por la fracción de martensita en el acero DF 500 fue menor y por lo tanto no presentó perdida de endurecimiento, es decir una zona subcrítica, mientras que el DF 700 y 800 sí la presentaron. Lo anterior conlleva a generar la idea de que a más resistencia a la tensión mayor será el efecto de la perdida de dureza en la zona denominada subcrítica.

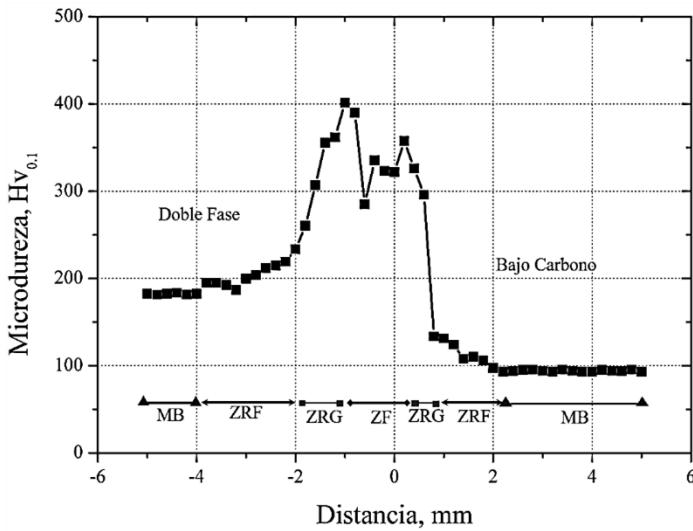


Figura 48. Perfil de microdureza de la unión disímil del DF-BC.

La Figura 49 muestra el comportamiento esfuerzo-deformación de la unión disímil, se puede apreciar que el material presentó un $\sigma_{máx}$ de 280 MPa y un $\sigma_{0.002}$ de 187 MPa. Como se puede ver los valores obtenidos corresponden al acero BC, denotado que la unión fue desarrollada adecuadamente al no fracturar en el cordón de soldadura. Sin embargo, la deformación redujo un 30 %, esto se atribuye a que el esfuerzo aplicado se distribuyó por 2 materiales distintos, concentrándose al final en el material de menor resistencia, además hay que recordar que en la soldadura existe sólo el 50 % del acero BC.

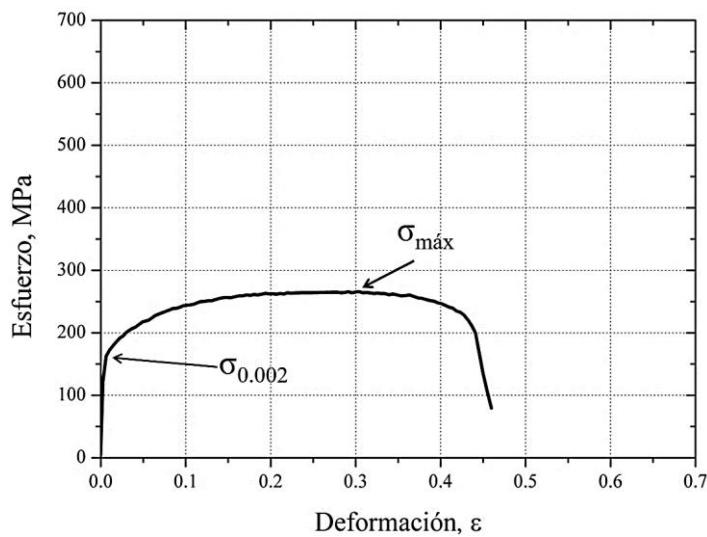


Figura 49. Gráfica esfuerzo-deformación de la unión disímil DF y BC.

La Figura 50 muestra la probeta de tensión fracturada de la unión disímil. Como se puede apreciar, el lado derecho corresponde al acero BC que fue donde se presentó la fractura a una distancia de *2.9 cm* del centro del cordón de soldadura.

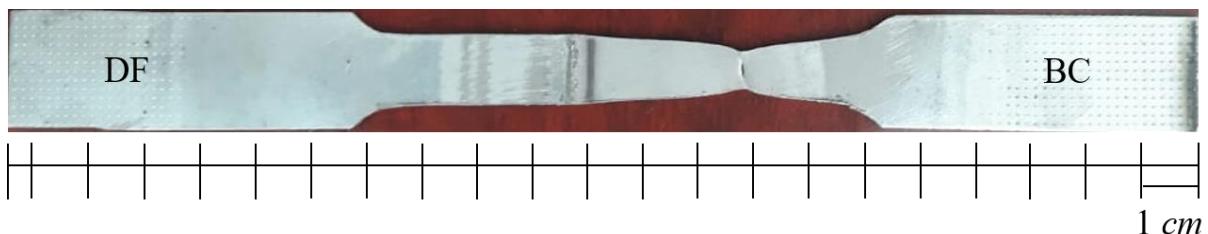


Figura 50. Probeta de tensión fracturada de la unión disímil.

Con respecto al ensayo de impacto, la Figura 51 muestra la vista superior de la probeta disímil después de la prueba de impacto y se logra identificar que tiene un comportamiento similar a los materiales base, es decir, la unión en la zona de impacto tomó la forma del percutor y no llegó a la fractura.

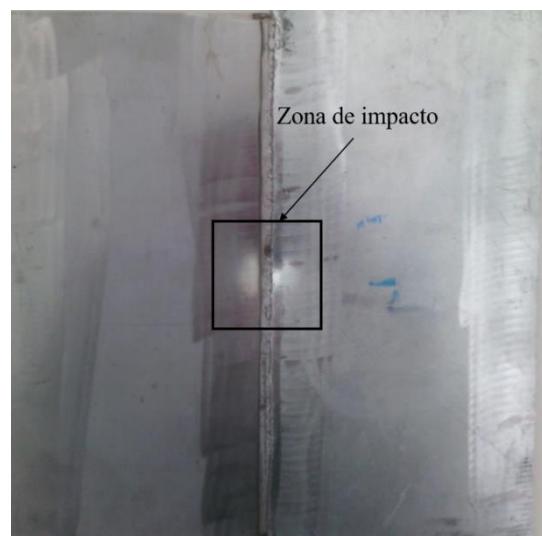


Figura 51. Vista superior de la probeta de impacto de la unión disímil.

La Figura 52 muestra la vista frontal de la unión disímil después de la prueba de impacto donde se puede apreciar el desplazamiento del material sin llegar a la fractura.



Figura 52. Vista frontal de la unión disímil después de prueba de impacto.

La Figura 53 muestra la curva de microdeformación en función del tiempo de la unión disímil impactada. Se logra identificar una microdeformación máxima de 22.4 a un tiempo de 2.24 ms. Para la realización de la gráfica de la curva de fuerza en función del tiempo se utilizó la Ecuación 2 y se obtuvo la gráfica como se muestra en la Figura 54. Como se puede apreciar la fuerza de reacción máxima es 34.49 kN en un tiempo de 2.42 s.

En los gráficos de impacto suelen aparecer en la primera parte un comportamiento diferente al resto de la curva, esto se denomina fase transitoria (Figura 54) que es en donde la carga aplicada se trasfiere a los soportes (Field, Walley, Proud, Goldrein, & Siviour, 2004).

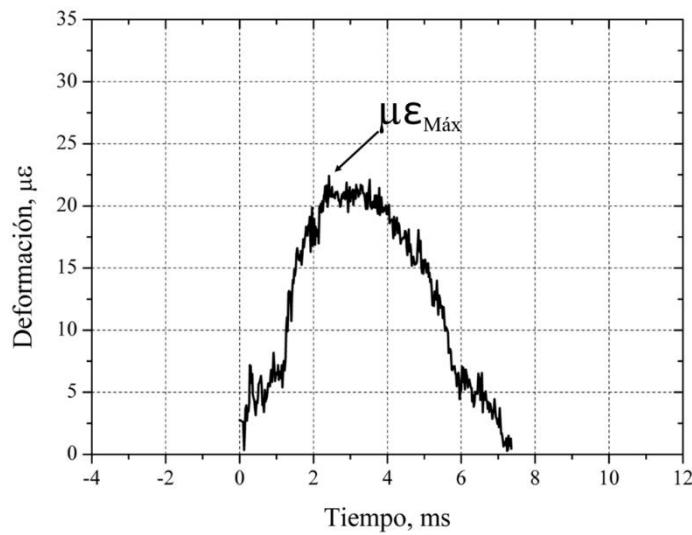


Figura 53. Gráfica deformación-tiempo en la unión disímil DF-BC.

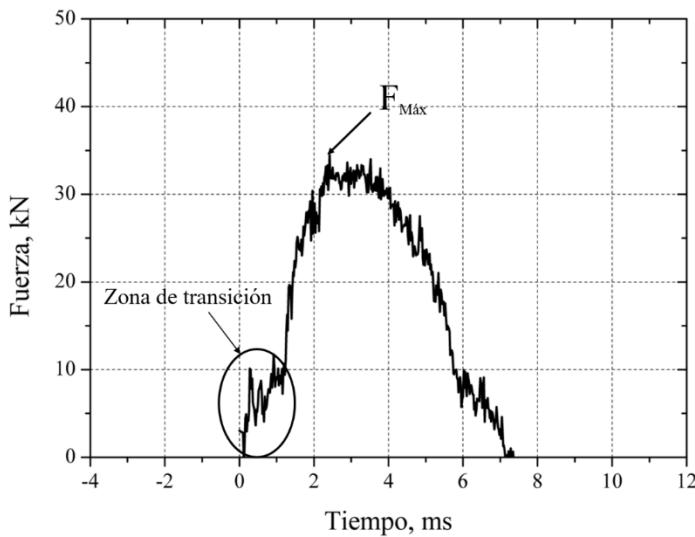


Figura 54. Gráfica de fuerza-tiempo de la unión disímil DF-BC.

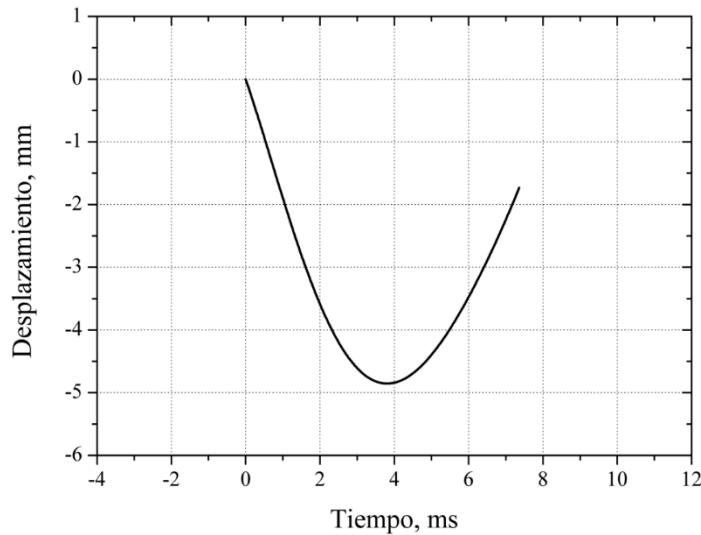


Figura 55 . Gráfica desplazamiento-tiempo de la prueba de impacto de la unión disímil DF-BC.

En la Figura 55 muestra la curva de desplazamiento en función del tiempo en la unión disímil, la cual tuvo un desplazamiento máximo de 4.85 mm y posteriormente tuvo una recuperación elástica en donde el desplazamiento final fue de 1.73 mm .

Para la obtención de la energía absorbida al impacto de la unión disímil se utilizó la ecuación 4 y los datos de la Figura 55, entonces:

$$V_{0_d} = \frac{0.00485}{0.00736} = 0.658967 \text{ ms}^{-1}$$

Sustituyendo V_{0d} en la Ecuación 3 y sabiendo que el área bajo la curva del diagrama fuerza-tiempo de la unión disímil es 136.850.

$$E = (.659)(136.850) = 90.179 \text{ J}$$

Los resultados mostrados indican que la unión disímil absorbe el 65.66 % de la energía impactada, 18 % más que el acero bajo carbono, lo anterior a la combinación de fases duras y dúctiles.

Conclusiones

- En el caso del acero DF se identificó una matriz de ferrita con islas de martensita. Por otro lado, el acero BC presentó una microestructura de perlita más ferrita. Las microestructuras concuerdan con lo reportado en la literatura para estos materiales.
- La soldadura por GMAW se puede utilizar con éxito para soldar láminas de acero DF y BC mediante los parámetros establecidos.
- El calor de aporte generó diferentes zonas dentro de la ZAT, obteniéndose la mayor dureza en la zona aledaña al cordón de soldadura dentro del acero DF a causa de un incremento de la fase martensita.
- No se identificó una zona subcrítica en el acero DF debido a que no se presentó un efecto del calor de aporte sobre el endurecimiento por la fracción de martensita presente en el material.
- Durante el ensayo de tensión en la soldadura, la falla se generó en una zona retirada al cordón de soldadura en el acero bajo carbono, debido a que el calor de aporte causó un incremento de fases duras en la zona afectada térmicamente que la endurecieron.
- El comportamiento al impacto de la unión disímil fue ligeramente inferior al acero DF. Sin embargo, presentó un mejor comportamiento que el acero BC, lo que sugiere que se obtuvo una unión disímil aceptable.

Trabajos futuros

Los estudios realizados hasta el momento muestran un avance en cuanto a la caracterización al impacto de esta unión disímil. Se recomienda realizar más estudios para cuantificar la evolución de la resistencia al impacto variando paulatinamente la cantidad de energía aumentando la masa del percutor hasta llegar a la fractura de la probeta.

Referencias

- Ahiale, G. K., Oh, Y.-J., Choi, W.-D., Lee, K.-B., Jung, J.-G., & Nam, S. (2013). Microstructure and fatigue resistance of high strength dual phase steel welded with gas metal arc welding and plasma arc welding processes. *Metals and Materials International*, 19, 933-939. doi:10.1007/s12540-013-5005-3
- Antunes, W. D., & Lima, M. S. F. d. (2016). Experimental development of dual phase steel laser-arc hybrid welding and its comparison to laser and gas metal arc welding. *Soldag. Inspeçao*, 21, 379-386
- Askeland, D. R., Fulay, P. P., & Wright, W. J. (2013). *Ciencia e ingeniería de materiales* (6 Ed.).
- ASTM. (2010a). Standard test method for knoop and vickers hardness of materials. *ASTM E384*. Pennsylvania.
- ASTM. (2010b). Standard test methods for tension testing of metallic materials *ASTM E8/E8M-09*. Pennsylvania.
- Belzunce, F. J. (2001). *Aceros y fundiciones: estructuras, transformaciones, tratamientos térmicos y aplicaciones* (1 ed.). Universidad de Oviedo.
- Farabi, N., Chen, D. L., & Zhou, Y. (2010). Fatigue properties of laser welded dual-phase steel joints *Procedia Engineering*, 835-843. doi:10.1016/j.proeng.2010.03.090
- Field, J. E., Walley, S. M., Proud, W. G., Goldrein, H. T., & Siviour, C. R. (2004). Review of experimental techniques for high rate deformation and shock studies. *International Journal of Impact Engineering*, 1, 725-775. doi:10.1016/j.ijimpeng.2004.03.005
- Fonstein, N. (2017). Dual-phase steels *Automotive Steels*, 169–216. doi:10.1016/b978-0-08-100638-2.00007-9
- Granja, M., & Hidalgo, V. (2013). Proceso de soldadura GMAW para aceros ordinarios al carbón, aceros inoxidables y aluminio. *Revista Politécnica*, 32, 43-50.
- Gurumurthy, B. M., Sharma, S. S., & Kini, A. (2018). Ferrite-bainite dual phase structure and mechanical characterization of AISI 4340 steel. *materialstoday: Proceedings*, 5, 24907-24914. doi:10.1016/j.matpr.2018.10.290
- Horvath, C. D. (2010). Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles. *General Motors*, 35-78. doi:10.1533/9781845697822.1.35

- Horwitz, H. (1997). *Soldadura aplicaciones y practica* (7 ed.). Col. Del Valle, 03100, México, D.F.: Alfaomega.
- Horwitz, H. (1997). *Soldadura aplicaciones y practica* (7 Ed.). Col. Del Valle, 03100, México, D.F.: Alfaomega.
- Krajewski, S., & Nowacki, J. (2013). Dual-phase steels microstructure and properties consideration based on artificial intelligence techniques. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 14, 278-286. doi:10.1016/j.acme.2013.10.002
- Kuril, A. A., Ram, G. D. J., & Bakshi, S. R. (2019). Microstructure and mechanical properties of keyhole plasma arc welded dual phase steel DP600. *Journal of Materials Processing Technology*, 19. doi:10.1016/j.jmatprotec.2019.02.018
- Kuziak, R., Kawalla, R., & Waengler, S. (2008). Advanced high strength steels for automotive industry *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 8, 113-117.
- Madariaga, I., Gutiérrez, I., Andrés, C. G.-d., & Capdevila, C. (1999). Acicular ferrite formation in a medium carbon steel with a two stage continuous cooling. *Pergamon*, 41, 229-235.
- Martínez, J. Á. F. (2018). *Diseño e implementación de una máquina de impacto vertical*. Instituto Politécnico Nacional, Ciudad de Mexico
- Mohan, S., Prakash, V., & Payhak, J. P. (2002). Wear characteristics of HSLA steel *Wear*, 16-25. doi:10.1016/S0043-1648(01)00834-1
- Monsalve, A., Artigas, A., Castro, F., Colás, R., & Houbaert, Y. (2011). Caracterización de aceros dual-phase obtenidos por laminación en caliente. *Department of metallurgy and materials science*, 47, 5-14. doi:10.3989/revmetalmadrid.0914
- Pouranvari, M., Marashi, S. P. H., & Mousavizadeh, S. M. (2011). Dissimilar resistance spot welding of DP600 dual phase and AISI 1008 low carbon steels: correlation between weld microstructure and mechanical properties. *Ironmaking and Steelmaking*, 38, 471-480. doi:10.1179/1743281211Y.0000000024
- Ramazani, A., Mukherjee, K., Abdurakhmanov, A., Prahl, U., Schleser, M., Reisgen, U., & Blecka, W. (2013). Micro-macro-characterisation and modelling of mechanical properties of gas metal arc welded (GMAW) DP600 steel. *materials science y engineering*, 589, 1-14. doi:10.1016/j.msea.2013.09.056

- Rana, R., & Singh, S. B. (2017). *Automotive Steels Design, Metallurgy, Processing and Applications* (1 Ed. Vol. 1). Woodhead Publishing.
- Reyes-Carcasés, D., Fernández-Columbié, T., Alcántara-Borges, D., & Rodríguez-González, I. (2017). Soldadura con los electrodos revestidos E 6010 y E 7018 en acero AISI 1025. *Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa, Holguín, Cuba*, 112-125.
- Romero-Nieto, S. P., & Olaya-Flórez, J. J. (2013). Influencia de la transferencia por arco sobre la microestructura de uniones soldadas usando arco pulsado. *Ingeniería Mecánica*, 16, 1-12.
- Ruiz, M. C., & Díaz, E. B. (2013). *Mecánica de estructuras, resistencia de materiales* (Vol. 1).
- Ruiz, M. C., & Díaz, E. B. (2013). *Mecánica de estructuras, resistencia de materiales* (upc Ed. septiembre del 2003 ed.).
- Singh, R. (2016). *Applied welding engineering* (2 Ed.): Butterworth-Heinemann.
- Svoboda, H., Lorusso, H. N., & Burgueño, A. (2011). Soldadura de aceros Dual Phase en chapa fina: GMAW, PAW y RSW. *Soldag. insp. São Paulo*, 16, 165-176.
- Tamarelli, C. M. (2011). *AHSS 101: The evolving use of advanced high-strength steels for automotive applications* (Vol. 1): steel market development institute.
- Wang, J., Yang, L., Sun, M., Liu, T., & Li, H. (2016). A study of the softening mechanisms of laser-welded DP1000 steel butt joints. *Materials and desing*, 97, 118-125. doi:10.1016/j.matdes.2016.02.071
- Xiong, Z. P., Kostryzhev, A. G., Kostryzhev, A. G., & Kostryzhev, A. G. (2015). Microstructures and mechanical properties of dual phase steel produced by laboratory simulated strip casting. *Materials and desing*, 18, 537-549. doi:10.1016/j.matdes.2015.09.031
- Zúñig, A. F. N., Osorio, J. M. A., & Rodriguez-Baracaldo, R. (2014). Caracterización de la transformación inducida por deformación plástica en aceros 0,23% C-1,11% Mn-0,23% Ni-0,68% Cr. *Iteckne*, 10, 209-219.