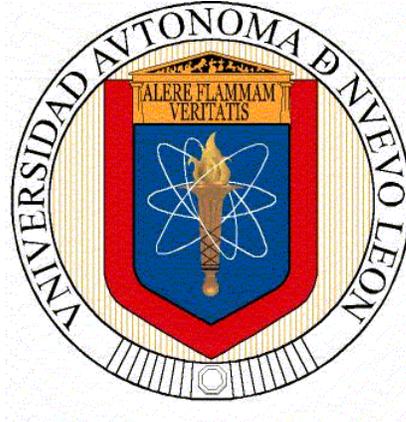


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA



Soldabilidad y mecanismos de transformaciones de fase en uniones de aceros avanzados de alta resistencia Martensíticos y TRIP por los procesos Láser y FSW.

MONTERREY, NUEVO LEÓN

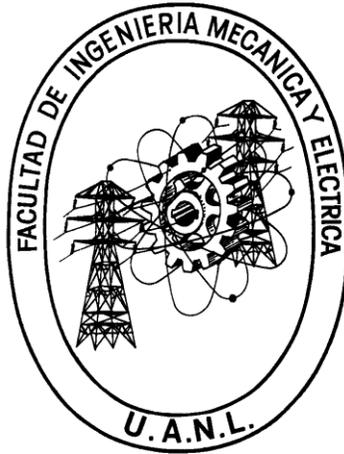
POR

GLADYS YERANIA PÉREZ MEDINA

Como requisito parcial para obtener el Grado de
DOCTORADO en Ingeniería de Materiales

Diciembre, 2012

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA
Y ELÉCTRICA



**Soldabilidad y mecanismos de transformaciones de
fase en uniones de aceros avanzados de alta
resistencia Martensíticos y TRIP por los procesos Láser
y FSW.**

MONTERREY, NUEVO LEÓN
POR
GLADYS YERANIA PÉREZ MEDINA

Como requisito parcial para obtener el Grado de
DOCTORADO en Ingeniería de Materiales

Diciembre, 2012

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

Los miembros del comité tutorial recomendamos que la tesis “Soldabilidad y mecanismos de transformaciones de fase en uniones de aceros avanzados de alta resistencia Martensíticos y TRIP por los procesos Láser y FSW” realizada por la M.T. Gladys Yerania Pérez Medina sea aceptada para su defensa como opción al grado de Doctorado en Ingeniería de Materiales.

El Comité de Tesis

Asesor

Dra. Patricia del Carmen Zambrano Robledo

Coasesor

Dr. Facundo Almeraya Calderón

Coasesor

Dra. Citlalli Gaona Tiburcio

Coasesor

Dr. Felipe Arturo Reyes Valdés

Coasesor

Dr. Felipe de Jesus Garcia Vazquez

Vo. Bo.

Dr. Moisés Hinojosa Rivera

San Nicolás de los Garza, N. L., Diciembre de 2012

Agradecimientos

A Dios:

Por darme la oportunidad de encontrarme con personas que me ayudaron en todo momento en la realización de esta tesis y por darme salud, habilidades y bendiciones para lograrlo.

A FIME:

Por haberme aceptado para cursar este programa doctoral, por brindarme todas las instalaciones y apoyo para lograrlo; y por permitirme conocer a tanta gente que durante las actividades programadas me apoyaron incondicionalmente.

A COMIMSA:

Por darme la oportunidad de seguir preparándome profesionalmente y brindarme todas la herramientas e infraestructura necesaria.

A mis maestros y asesores:

Por compartir todos sus conocimientos y apoyo incondicional en la realización de esta tesis. Especialmente al Dr. Arturo Reyes, la Dra. Patricia Zambrano y al Dr. Hugo López por brindarme su gran amistad y permitirme aprender de su amplia experiencia.

A mi madre:

Por darme siempre su cariño, amor y comprensión, además de ser un ejemplo de lucha y perseverancia.

A mi novio:

Por darme siempre su apoyo, paciencia y comprensión en cualquier decisión importante durante nuestros años juntos.

A mis amigos:

Por siempre darme ánimos, consejos y compartir con migo todas sus aventuras.

Dedicatoria

Esta tesis es dedicada principalmente a mí primo Jonathan Edgardo Pérez que si Dios le hubiera permitido continuar un poco más de tiempo entre nosotros, sin dudarlo llegaría a ser un gran científico como él lo hubiese querido.

Nacemos para vivir, por eso el capital más importante que tenemos es el tiempo, es tan corto nuestro paso por este planeta que es una pésima idea no gozar cada paso y cada instante, con el favor de una mente que no tiene límites y un corazón que puede amar mucho más de lo que suponemos.

Facundo Cabral

Resumen

En el presente trabajo, aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) fueron estudiados con el objetivo de determinar sus cambios microestructurales y propiedades mecánicas al ser soldados por diferentes procesos.

Los aceros AHSS tipo martensíticos, cuya microestructura principal es una matriz martensítica con pequeñas islas de ferrita, fue sujeto a un proceso de soldadura en estado sólido; de la misma manera los aceros TRIP, los cuales son aceros multifasicos; compuestos por ferrita, pequeñas áreas de martensita, bainita y principalmente austenita retenida, esta última transforma a martensita cuando un esfuerzo es inducido, principalmente en una colisión, con el objetivo de absorber la energía de impacto. Debido a la microestructura multifasica de los aceros TRIP, se estudio también el cambio de fases que ocurre y principalmente la cantidad de austenita retenida que transforma a martensita cuando es sometido a un proceso de soldadura por fusión.

Los procesos de unión empleados son: soldadura por fricción agitación (FSW) para aceros martensíticos y TRIP, utilizando una herramienta de nitruro de boro cúbico policristalino; así como el proceso de soldadura por fusión láser CO₂.

En esta tesis se emplearon técnicas de metalografía a color aplicadas a soldaduras de aceros AHSS con el objetivo de conocer las transformaciones de fase y poder distinguir las con un color en particular, así como también una amplia gama de técnicas de caracterización que parten desde los procesos convencionales hasta las tecnologías avanzadas, como son difracción de electrones retrodispersados (EBSD) y microscopia electrónica de transmisión (TEM).

Índice general

1. Introducción	10
1.1 Antecedentes	10
1.2 Problema	12
1.3 Justificación	13
1.4 Objetivos	14
1.5 Hipótesis	14
1.6 Beneficios y Aportaciones	15
1.7 Alcances	15
2. Estado del arte	16
2.1 Aceros avanzados de Alta Resistencia (AHSS)	16
2.1.1 Materiales de peso ligero para la industria automotriz	16
2.1.2 Historia del desarrollo de los aceros AHSS	18
2.1.3 Aceros TRIP Plasticidad Inducida por Transformación	19
2.1.4 Aceros Martensíticos	23
2.2 Procesos de soldadura	24
2.2.1 Soldadura por fricción agitación FSW	24
2.2.2 Soldadura Láser	31
2.3 Transformaciones de fase ocurridas durante el enfriamiento de aceros al carbono	34
2.3.1 Transformaciones de reconstrucción	36
2.3.2 Transformación de desplazamiento	37

3. Metodología de experimentación	45
3.1 Condiciones de los procesos de soldadura	46
3.2 Caracterización Microestructural	51
3.2.1 Ataque químico “Color Tint etching”	51
3.2.2 Difracción de rayos “X” (XRD)	54
3.2.3 Microscopia electrónica de barrido (SEM)	55
3.2.4 Microscopia electrónica de transmisión (TEM)	55
3.2.5 Difracción de electrones retrodispersados (EBSD)	57
3.2.6 Pruebas de dureza y ensayos mecánicos	57
4. Análisis de resultados y discusiones	58
4.1 Caracterización del metal base	58
4.2 Aceros TRIP soldados por LBW	60
4.2.1 Caracterización de la zona afectada por el calor (HAZ) y zona de fusión (FZ).	60
4.2.2 Microdureza	66
4.2.3 Pruebas de tensión	67
4.3 Aceros TRIP soldados por el proceso FSW	69
4.3.1 Caracterización del botón de soldadura (WN), zona afectada por el calor (HAZ) y zona afectada termomecánicamente (TMAZ).	69
4.3.2 Microdureza y Pruebas de tensión	88
4.4 Aceros martensíticos soldados por FSW	92
4.4.1 Caracterización del botón de soldadura (WN), zona afectada	

por el calor (HAZ) y zona afectada termomecánicamente (TMAZ).	92
4.4.2 Microdureza y Pruebas de tensión	96
5. Conclusiones y recomendaciones	100
6. Bibliografía	104
7. Índice de figuras	107
8. Índice de tablas	112

Capítulo 1

Introducción

1.1 Antecedentes

En un intento por reducir el peso de los vehículos y mantener la seguridad de los pasajeros, los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) como los aceros de plasticidad inducida por transformación (TRIP) y los aceros martensíticos han sido desarrollados. Estos aceros exhiben relativamente alta tenacidad y buena formabilidad [1-2]. La microestructura predominante en los aceros martensíticos es una matriz martensítica con pequeñas islas de ferrita, mientras que para los aceros TRIP presentan una mezcla de fases como lo son bainita (B), ferrita (F), pequeñas cantidades de martensita (M) y una cantidad significativa de austenita retenida (RA). Sin embargo la identificación de esta fase es difícil de alcanzar por medios de metalografía típicos. En particular la austenita retenida es difícil de determinar debido a su morfología, tamaño y relativamente baja fracción de volumen (<13 %) [3.4].

Estos materiales de alta tecnología que requiere la industria automotriz, los cuales presentan cambios microestructurales una vez que se someten a un proceso de soldadura por fusión como lo es el proceso Láser CO₂ (LBW) que con lleva a velocidades de enfriamiento relativamente altas permitiendo la

transformación de la austenita en fases de no equilibrio tales como la bainita y la martensita.

Caso contrario cuando se emplea un proceso de soldadura en estado sólido, en este proceso, soldadura por fricción agitación (FSW), en donde la herramienta funge tres funciones primarias: calentar la pieza de trabajo, mover el material para producir la unión y mantener el metal caliente a través del hombro de la herramienta. Como resultado de la acción de la herramienta sobre la pieza de trabajo actuando adecuadamente, una unión en estado sólido es producida, es decir, sin fusión, llevando a cabo una deformación plástica, permitiendo que la microestructura presente en el metal base cambie, debido al alto grado de deformación ocasionado por una gran fuerza motriz.

Los cambios en las velocidades de enfriamiento y los altos grados de deformación en los aceros AHSS determinan, en gran medida, las propiedades mecánicas de la unión y afectan el desempeño del producto final.

1.2 Problema

Por muchos años, los científicos han empleado diversidad de reactivos más ataques químicos a color en metalografías de aceros, haciendo un esfuerzo por revelar la RA con un color determinado que pudiese distinguir fácilmente. En muchos de los casos estos esfuerzos han fallado. En el año 1999 el Dr. Vander Voort publicó un artículo sobre la adición de 1 % de solución de cloruro de benzalconio, un agente que se agrega frecuentemente a picral de 4 % para incrementar la velocidad de ataque. Pudiendo ser revelada la RA creando un fuerte contraste entre la martensita oscura y la austenita no atacada. Este autor afirmó ser capaz de ver y medir, por conteo de puntos RA debajo de 2 % en los aceros. Así, mas estudios se han realizado con el propósito de revelar la RA principalmente en el metal base (BM), pero muy pocos estudios existen acerca de la revelación de está e incluso de las otras fases como bainita y martensita en las zonas afectadas por el calor (HAZ) y en las zonas de fusión (FZ) con colorimetría en aceros AHSS soldados por diferentes procesos.

La razón principal de revelar la RA en aceros AHSS soldados, es debido a que cuando un esfuerzo es aplicado al acero durante pruebas de tensión, conformado de componentes automotrices o en una colisión, la RA en la región de concentración de esfuerzos transforma a martensita teniendo como función absorber la energía de impacto, de este manera es necesario determinar un reactivo que nos permita revelar la RA en la HAZ y en la FZ, así mismo revelar las fases presentes con diferente colores permitiendo realizar una cuantificación de fases que nos ayuden a determinar la cantidad de RA que transforma a martensita. Es importante complementar esta técnica de caracterización con otras más avanzadas como son difracción de rayos X (XRD), microscopia electrónica de barrido (SEM), microscopia electrónica de transmisión (TEM), así como también difracción de electrones retrodispersados (EBSD) que nos ayuden a determinar la cuantificación exacta de las fases presentes en aceros AHSS soldados por proceso por fusión y en estado sólido, permitiendo así una comparación entre ambos procesos, destacando la variación de fases presentes en cada uno.

1.3 Justificación

Hoy en día en la industria automotriz la competencia por lograr mejores productos con mejores materiales va cada día en aumento. Los aceros AHSS han ido cobrando un gran auge en la industria automotriz en los últimos años. Sus características y propiedades mecánicas únicas son de gran utilidad para componentes estructurales de automóviles tanto comerciales como de alto desempeño.

Como ya sabemos los materiales en un automóvil se encuentran sometidos a diferentes esfuerzos y condiciones, como por ejemplo en el proceso de soldadura, que es el método de unión de mayor importancia en este tipo de industria. Por ende la caracterización microestructural es de gran precedencia para conocer las transformaciones de fase que se puedan llevar a cabo en este tipo de materiales cuando se someten a un proceso de soldadura. De esta manera seremos capaces de identificar los cambios presentes, las propiedades mecánicas y adelantarnos un poco al comportamiento y posibles fallas que estos materiales podrían presentar.

El proceso de soldadura láser CO₂ es un método relativamente nuevo para este tipo de materiales, por consiguiente el trabajo brindara una notable comparación entre este y un proceso aun mas nuevo en su aplicación con estos materiales y que además no requiere de aplicar fusión para lograr la unión como es en el caso de FSW.

1.4 Objetivos

Objetivo General:

Estudiar y aplicar las técnicas de caracterización como lo son OM, SEM, TEM, XRD, EBSD, así como técnicas de metalografía a color empleadas para explicar los fenómenos de evolución microestructural durante el ciclo térmico de calentamiento – enfriamiento y su efecto en las propiedades mecánicas, al cual se somete un acero martensítico (M) y de plasticidad inducida por

transformación (TRIP) cuando es unido por soldadura Láser y soldadura por fricción-agitación (FSW); la aplicación que tienen estas técnicas para la identificación y cuantificación de fases presentes, en particular cuantificar la cantidad de AR presente en el metal base (BM), zona de fusión (FZ), botón de soldadura (WN), zona afectada por el calor (HAZ), incluyendo la zona afectada termo-mecánicamente (TMAZ).

Objetivos Específicos:

1. Establecer las metodologías correctas para realizar la caracterización de uniones soldadas de los aceros AHSS: martensíticos y TRIP en BM, FZ, HAZ, WN y TMAZ.
2. Investigar el efecto de los parámetros óptimos del proceso FSW y LBW en las transformaciones de fase y propiedades mecánicas exhibidas.
3. Revelar cualquier susceptibilidad microestructural usando técnicas de colorimetría en los aceros TRIP soldados por FSW y LBW.
4. Cuantificar AR usando XRD y analizador de imágenes (image pro plus analyzer) en BM, FZ, HAZ, WN y TMAZ.

1.5 Hipótesis

Al revelar el impacto de las variables asociadas con los procesos de soldadura LBW y FSW en las microestructuras y propiedades mecánicas exhibidas de las uniones soldadas de los aceros martensíticos y TRIP a través del uso de herramientas analíticas avanzadas, incluyendo TEM y otras técnicas de caracterización, se espera determinar toda transformación de fase y su cuantificación en los aceros AHSS sometidos a un proceso de unión. Como resultado de este trabajo será viable establecer el efecto de los parámetros de

soldadura en las fases presentes de las diferentes regiones/zonas, así como también el impacto en las propiedades mecánicas.

1.6 Beneficios y aportaciones

La aportación principal de esta tesis es científica, ya que se publicarán artículos con los resultados obtenidos de la experimentación desarrollada con los aceros martensíticos y TRIP soldados por los procesos LBW y FSW. El beneficio de esta publicación involucrará, principalmente, a la industria automotriz, ya que se determinará en base a los procesos de soldadura empleados, las transformaciones de fase ocurridas durante el enfriamiento de estos aceros, afectando principalmente el desempeño de la unión soldada la cual se verá reflejada en las propiedades mecánicas.

1.7 Alcances

Determinar los métodos de caracterización que nos ayuden a estipular los cambios de fase que ocurren cuando un acero M y TRIP es sometido a un proceso de calentamiento-enfriamiento como es la soldadura.

Estipular la cantidad de RA que transforma a martensita cuando un acero TRIP es soldado mediante el proceso LBW y FSW.

Evidenciar la importancia del conocimiento de los aceros AHSS aplicados en el sector automotriz, con la finalidad de reducir el peso de los vehículos, y principalmente asegurar el bienestar del usuario. La característica principal de estos aceros es que son multifásicos, lo que resulta de un balance resistencia-ductilidad, superior a los aceros convencionales.

Comprender el comportamiento de estos aceros al momento de ser soldados radica en la descripción de la metalurgia fundamental, así como en sus remarcables propiedades mecánicas que dependen de su particular procesamiento y estructura.

Capítulo 2

Estado del arte

2.1 Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS)

2.1.1 Materiales de peso ligero para la industria automotriz

El incremento en el consumo de petróleo, la contaminación urbana, los cambios climáticos que acontecen año con año, la demanda de automóviles con menos emisiones y la eficiencia en el consumo de combustibles son un gran desafío que tiene que enfrentar el sector automotriz. La Tabla 2.1 ilustra los tópicos potenciales en donde los productores de automóviles esperan ganar un 35 % en la eficiencia del consumo de combustibles [5], así como también la Figura 2.1 ilustra la regulación en las emisiones de gases [6]. El reto en la reducción de peso es doble, por un lado, los componente adicionales que constantemente se agregan para mejorar las emisiones y por otro lado, los dispositivos de seguridad e información/entretenimiento que coadyuvan a incrementar el peso. Sin embargo la reducción del peso puede alcanzarse por diferentes caminos, como son materiales, diseño estructural y tecnologías de unión.

Tradicionalmente, los hierros y los aceros suaves se usaban ampliamente como materiales dominantes en un vehículo. Las investigaciones actuales van dirigidas a identificar el peso ligero en materiales de alto esfuerzo y tecnologías

de procesamiento que pueden contribuir al costo efectivo, mientras se mantenga o mejore la durabilidad y seguridad. Recientemente materiales de alto esfuerzo y peso ligero, han sustituido a los aceros suaves en un vehículo y las aplicaciones se han reducido a cinco tipos principales: aleaciones de aluminio, aleaciones de magnesio, compuestos de fibra reforzada, compuestos de matriz metálica y aceros avanzados de alta resistencia.

La razón principal de reducir la masa de los automóviles a través de los aceros avanzados, es porque el acero es un material dominante el cual forma un elemento crítico en la estructura. La permanencia del acero es porque sigue siendo un material de bajo costo comparado con otros materiales competitivos, como son aluminio, magnesio y compuestos. Además el acero tiene una base experimental extensa en la industria automotriz, esto reduce grandemente el costo por desarrollo de nuevos diseños, manufactura, procesos y tecnologías de conformado.

Tabla 2.1 Temas potenciales para lograr en el año 2020 un 35 % de ahorro en combustible de acuerdo a los productores automotrices [5],

Tópico potencial de ahorro de combustible	Eficiencia esperada (%)
Eficiencia en tren motriz	10-20
Reducción de peso	3-10
Mejoras aerodinámicas/otras	5



Figura 2.1 Regulación de emisiones de combustible global económico/vehículo [6].

2.1.2 Historia del desarrollo de los aceros AHSS

Para llevar a cabo el cumplimiento de los requerimientos para un acero con alto esfuerzo mientras mantenga sus propiedades de formabilidad, los aceros AHSS fueron desarrollados durante mediados de 1990 y son definidos por Bhattacharya [7]. Refiriéndose a los aceros con 500 MPa o más de esfuerzo a la tensión y microestructura compleja como es bainita, martensita y austenita retenida. Los mecanismos de endurecimiento que envuelven los AHSS incluyen el endurecimiento por solución sólida, endurecimiento por precipitación, refinamiento de grano y transformaciones de fase. Hay dos generaciones de los aceros AHSS en los que se basa su microestructura. La primera generación de los AHSS tiene como base la ferrita, incluyendo los aceros doble fase (DP), martensíticos (M), fase compleja (CP) y los aceros de plasticidad inducida por transformación (TRIP).

Hace algunos años, una segunda generación de los aceros AHSS se desarrolló basándose principalmente en microestructura austenítica. Los aceros de plasticidad inducida por maclaje (TWIP), los aceros de peso ligero con plasticidad inducida (LI-P) y los aceros de plasticidad inducida por la formación de bandas de corte (SIP), los cuales también se pueden encontrar en diferente

grado. Una matriz de austenita dúctil provee una mejor formabilidad a los aceros de 2da. generación que a los de 1ra. generación. Sin embargo, el alto contenido de estabilizador de la austenita, el cual es 20 % e. p de manganeso y níquel, limita el uso de la 2da. generación de los aceros AHSS, además de su alto costo [8].

El uso de estos aceros en la industria automotriz se ha ido incrementando por décadas y continuará dominando al mercado como material estructural de los vehículos.

2.1.3 Aceros TRIP Plasticidad Inducida por Transformación

La microestructura de los aceros TRIP, usualmente consiste de bainita, martensita y austenita retenida integrada en una matriz continua de ferrita suave Fig. 2.2. La microestructura es alcanzada a través de un mantenimiento isotérmico debajo de la temperatura de inicio de bainita, durante el enfriamiento, desde la temperatura de recocido intercrítico. Por lo tanto altas cantidades de carbono, silicio y/o aluminio se usan para la fabricación de estos aceros. La presencia de austenita retenida, fase que da como resultado una transformación a martensita durante la deformación mecánica, lo cual en general explica la alta elongación de los aceros TRIP como sigue:

- Al comienzo de la inestabilidad microscópica, el incremento de esfuerzo en el área de deformación localizada, da pie a la transformación de austenita a martensita, lo cual fortalece localmente el material y lo compensa por la reducción de la sección transversal. El encuellamiento local no cede más y provoca cambios en la deformación, ocasionando una región más débil, la cual se deforma nuevamente hasta que la transformación martensítica ocurre y así sucesivamente.
- La inestabilidad plástica macroscópica no ocurre hasta que la velocidad de transformación de austenita a martensita es muy baja para ser compensada por la reducción de la sección transversal del área o

cuando básicamente toda la austenita transforma a martensita. El nivel de esfuerzo en el cual la austenita retenida en los aceros TRIP comienza a transformar a martensita es controlado por el contenido de carbono y el tamaño de grano de austenita retenida [9].

El carbono juega un rol importante en los aceros TRIP al fortalecer la austenita, debido al endurecimiento por solución sólida intersticial, éste difunde y puede enriquecer la austenita durante la transformación bainítica, además de estabilizar la austenita retenida a temperatura ambiente. A bajos niveles de carbono la austenita transforma casi inmediatamente, incrementando el endurecimiento por trabajo durante la formabilidad de piezas estampadas. A altos contenidos de carbono, la austenita es más estable y comienza la transformación solo a niveles de esfuerzo más altos que los que se requieren en un proceso de conformado. A estos niveles de esfuerzo la austenita persiste, permitiendo la transformación a martensita durante niveles subsecuentes, como lo es en una colisión [11]. El silicio inhibe la formación de cementita durante la transformación bainítica, la adición de 1.48 % e. p de silicio en los aceros TRIP permite una alta fracción de volumen de austenita retenida [12]. Durante la transformación bainítica el silicio, fósforo o aluminio retarda la precipitación de cementita, desde la austenita no transformada. El carbono particiona dentro de la austenita no transformada, alcanzando la estabilidad de la austenita y permitiendo que ésta permanezca a temperatura ambiente.

Los aceros TRIP pueden ser producidos mediante rolado en frío y caliente. En el rolado en caliente, los aceros son calentados arriba de la temperatura de recristalización y son deformados hasta formar rollos de secciones delgadas. Este proceso reduce el tamaño de grano promedio de los aceros. La velocidad de enfriamiento es ajustable tanto que la austenita puede ser controlada para transformar primeramente en ferrita alotrópica y después a bainita. Sin embargo, un tratamiento de recocido de dos etapas es requerido para producir la deseada microestructura de los aceros TRIP. Figura 2.3.

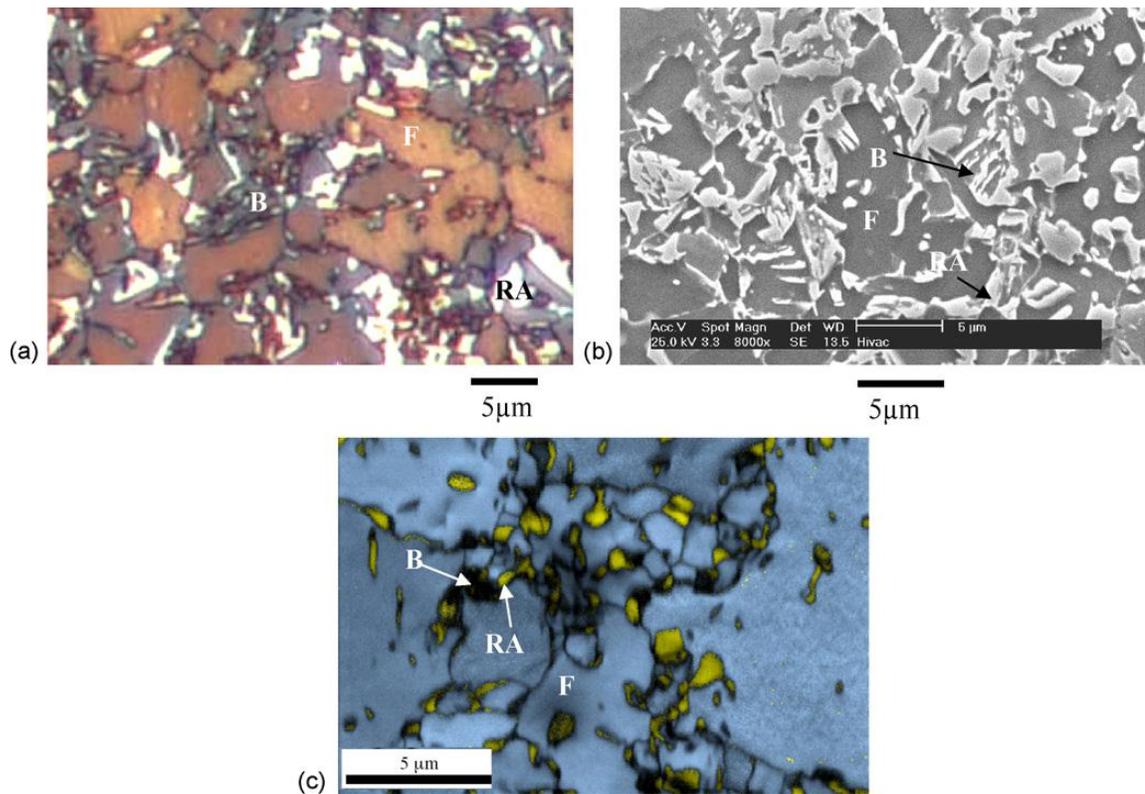


Figura 2.2 Microestructura del acero TRIP (a) microscopio óptico después de un ataque a color (imagen de campo brillante), (b) imagen de SEM después de un ataque con Nital al 2 %, (c) mapa de calidad de imagen (IQ) combinado con un mapeo de fases codificada a color obtenido por EBSD de alta resolución. Constituido por BCC (ferrita y bainita) en color azul y FCC (austenita retenida) en amarillo. F: ferrita, B: bainita, RA: austenita retenida. [10].

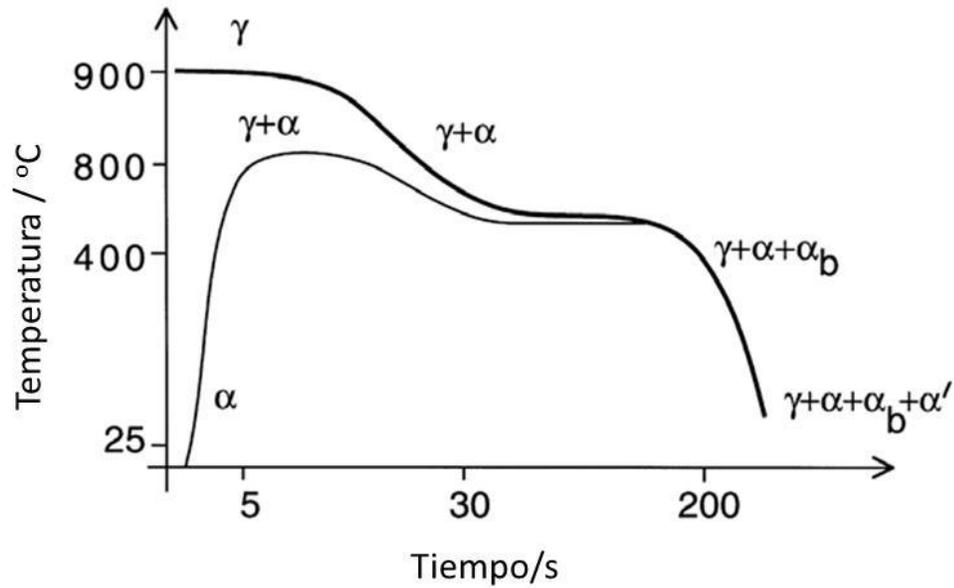


Figura 2.3 Esquema que ilustra las dos formas para generar la microestructura de los aceros TRIP con temperatura y tiempo indicado. La curva superior muestra la evolución de la microestructura en un proceso de rodado en caliente y la inferior muestra el proceso de rodado en frío después de realizar un proceso de recocido en la región intercrítica. Los términos γ , α , α_b y α' representan austenita, ferrita alotriomórfica, ferrita-bainítica y martensita respectivamente. [11].

2.1.4 Aceros Martensíticos

Los aceros martensíticos de bajo carbono, tienen una estructura formada por listones de martensita, esta estructura es caracterizada por una tenacidad más alta que la de los aceros de medio carbono al mismo esfuerzo. Los listones de martensita de bajo carbono (0.11%C) en estado endurecido, Fig. 2.4, son distinguidos por características de esfuerzo y ductilidad similares a los aceros al carbono de media aleación (arriba de 0.40%C) templados a 300-500 °C, en la martensita de bajo carbono todo el C persiste en solución sólida y la fase de carburos es virtualmente ausente. Como resultado el metal endurecido posee alta ductilidad, tenacidad y esfuerzo [13].

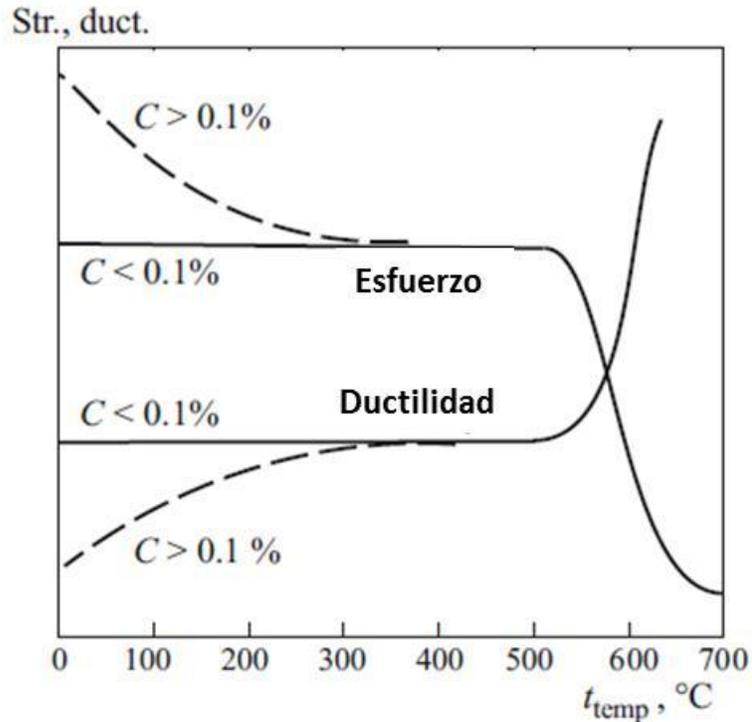


Figura 2.4 Diagrama de la dependencia principal de las características de esfuerzo (Str.) y ductilidad (duct.) en temperaturas de temple para los aceros que contienen cerca de 0.1%C [13].

Para crear los aceros martensíticos, la austenita que existe durante el rolado en caliente o recocido es transformada casi totalmente a martensita durante el temple, desde una temperatura de fase austenítica (superior a A_3 o A_{cm}) hasta temperatura ambiente, la transformación provoca una estructura martensítica dura en la cual el carbono, originalmente en solución en austenita, se encuentra en forma de solución sólida. La transformación martensítica ocurre, en forma adifusional, en un proceso de deslizamiento de carácter altamente cristalográfico, que lleva a una microestructura en listones.

Los aceros martensíticos son caracterizados por una matriz martensítica con pequeñas cantidades de ferrita o bainita Fig. 2.5. Dentro del grupo de los aceros multifase, los aceros martensíticos muestran niveles de alto esfuerzo a la tensión, arriba de 1700 MPa como esfuerzo último. Estos aceros son sujetos a

enfriamiento térmico de relevado de esfuerzos para proveer ductilidad y adecuada formabilidad de alta resistencia [14].

El carbono es agregado a los aceros martensíticos para incrementar templabilidad y fortalecer la martensita; manganeso, silicio, cromo, molibdeno, boro, vanadio y níquel son también usados en varias combinaciones para incrementar la dureza

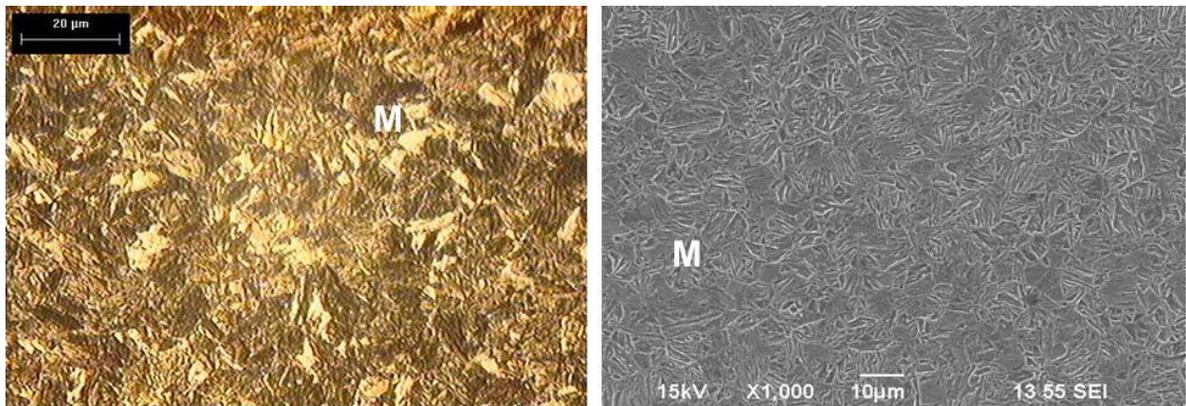


Figura 2.5 Microestructura de los aceros martensíticos por OM y SEM, atacados con Nital 5%.

2.2 Procesos de soldadura

2.2.1 Soldadura por fricción agitación FSW

La soldadura por fricción agitación (FSW) es una técnica de unión en estado sólido que fue inventada en el Instituto de la Soldadura (TWI) en 1991. Un diseño especial de una herramienta en rotación a altas velocidades es puesta dentro de la pieza de trabajo para que sea unida y entonces realiza una trayectoria a lo largo de la longitud de las placas a unir. La herramienta en rotación produce calentamiento por fricción, razón por lo cual el material reblandece tanto que es fácilmente extruido. La rotación simultánea y el movimiento de traslación de la fuerza de la herramienta permite que el material fluya alrededor de ella, llenando la cavidad que se forma en la parte trasera de la herramienta y entonces crea una unión en estado sólido. Durante el flujo, el material se lleva a un nivel extremo de deformación plástica y exposición térmica lo cual cambia drásticamente la microestructura en el centro de la zona

procesada, zona de agitación o botón de soldadura (WN por sus siglas en inglés) [15].

Como un proceso de unión en estado sólido, FSW evita problemas severos asociados con la solidificación en soldadura por fusión convencional, por lo tanto provee de soldaduras libres de defectos las cuales se caracterizan por buenas propiedades en materiales con pobre soldabilidad por fusión (aleaciones de aluminio y magnesio).

El tipo de unión de soldadura que se puede emplear incluye: a tope, a traslape, borde, contorno y soldaduras en T. La Fig. 2.6 muestra un esquema donde se aprecia el proceso FSW, así como también las partes que lo componen.

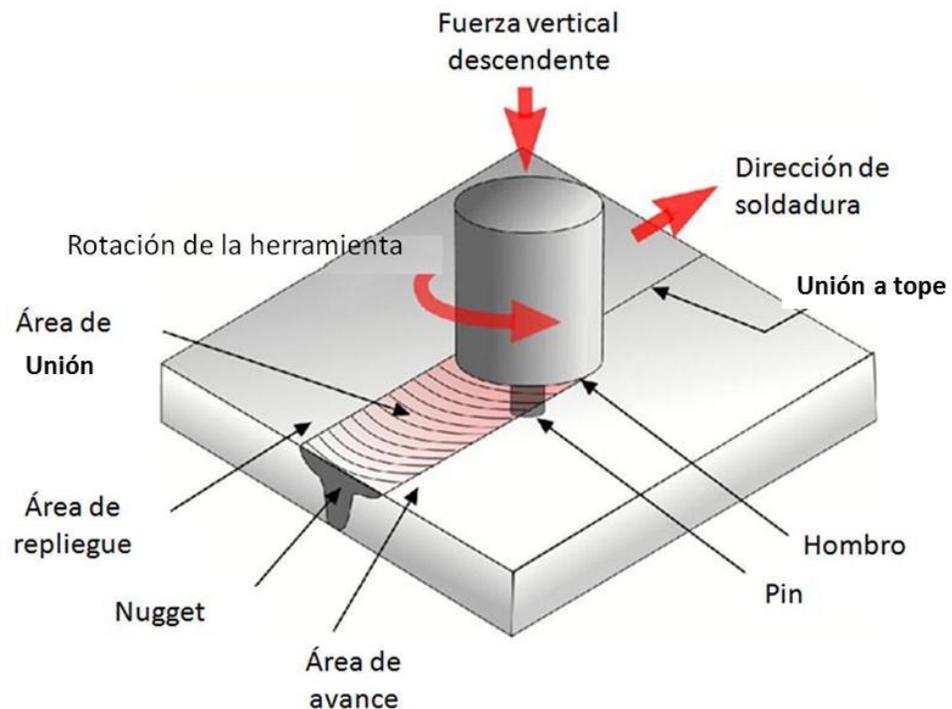


Figura 2.6 Esquema del proceso de soldadura por fricción agitación [16].

Las soldaduras resultantes del proceso FSW exhiben una morfología única que difiere de las zonas que se presentan en los procesos de fusión debido a la ausencia de una zona de fusión. Existen dos clasificaciones para las zonas de soldadura; la primera, que es la clasificación de Threadgill, se basa en las zonas microestructurales, la cual es la mayormente usada por los

investigadores en este campo; mientras que la segunda, la clasificación de Arbegast, se basa en la historia del procesamiento de las zonas soldadas durante el proceso FSW. Ambas fueron desarrolladas para las aleaciones de aluminio, sin embargo pueden ser aplicadas también a otras aleaciones.

Enfocándose en la clasificación de Threadgill la cual consiste en cuatro zonas: botón de soldadura (WN), zona afectada termomecánicamente (TMAZ), zona afectada por el calor (HAZ), y después de esta se encuentra el metal base que no fue afectado (BM) como se puede apreciar esquemáticamente en la Fig. 2.7. La zona denominada como WN se refiere a la región previamente ocupada por el pin de la herramienta; en la literatura esta zona es comúnmente conocida como zona de agitación (STZ). El alcance de la zona TMAZ abarca la región trapezoidal cuyas bases son el diámetro del hombro y del pin, que abarca las zonas C y D en la Fig. 2.7. La agitación experimentada en TMAZ y WN durante el proceso conlleva a la formación de granos recristalizados dinámicamente en D y una deformación plástica o granos parcialmente recristalizados en C. Más allá de TMAZ, comúnmente existe una pequeña zona afectada por el calor, donde solo se presenta una disminución en el campo térmico que sigue su curso hasta llegar al metal base.



Figura 2.7 Microestructuras típicas en aleaciones base aluminio mostrando A. Metal base (BM), B. Zona afectada por el calor (HAZ), C. Zona afectada termomecánicamente (TMAZ), D. Nugget de soldadura (WN). Área de avance se encuentra a la izquierda [16].

Debido a la dirección de rotación de la herramienta, la morfología de la soldadura es asimétrica entre el área de retroceso (RS) y el área de avance (AS). Hacia el área de avance, donde la velocidad transversal y la componente

de la velocidad tangencial de la herramienta de rotación están en la misma dirección, el límite entre la TMAZ y la HAZ parece ser más afilado comparado con el área de repliegue donde el límite parece ser más difuso. Otras características particulares pueden ser un brazo de flujo que se extiende desde WN hasta AS, y círculos concéntricos dentro de WN, generalmente al final de la placa, lo que se conoce como aros de cebolla.

- ***Variables de soldadura***

La velocidad de soldadura, la velocidad de rotación de la herramienta, la presión vertical en la herramienta, el ángulo de inclinación y diseño de la herramienta son las principales variables independientes que se emplean para controlar el proceso de soldadura por fricción. Por otra parte, el rango de generación de calor, el campo de temperatura, el rango de enfriamiento, la fuerza en dirección x, el torque y la potencia dependen de las variables antes enlistadas [17].

La influencia de estos parámetros en las temperaturas máximas ha sido objeto de diversos estudios, con los cuales se ha llegado a la conclusión que las temperaturas máximas incrementan conforme aumenta la velocidad de rotación como se muestra en la Fig. 28, y disminuye ligeramente con la velocidad de soldadura; de igual manera la temperatura máxima incrementa si se aumenta la presión axial [17].

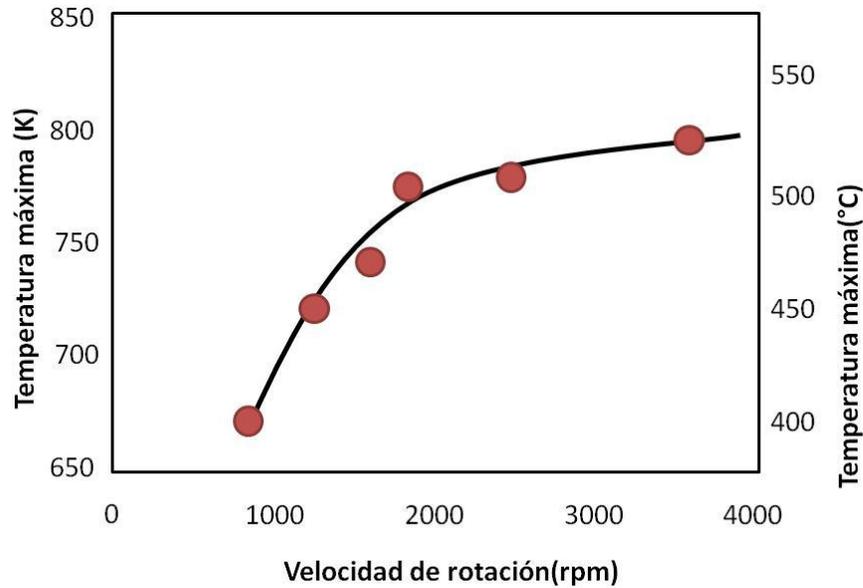


Figura 2.8. Relación entre la velocidad rotacional y las temperaturas máximas en soldaduras por fricción para una aleación AA 6063 [18].

Por otra parte, el torque depende de algunas variables como la presión vertical aplicada, el diseño de la herramienta, el esfuerzo de corte local en la interface del material de la herramienta, el coeficiente de fricción y el grado de deslizamiento entra la herramienta y el material. Dicha variable se torna importante debido a que los valores de torque pueden conferir alguna idea respecto al flujo de esfuerzos promedio cerca de la herramienta y el grado de deslizamiento entre la herramienta y la pieza de trabajo bajo ciertas condiciones de soldadura, siempre y cuando otras variables permanezcan constantes [17].

De esta manera se puede decir que el torque disminuye si se incrementa la velocidad de rotación de la herramienta, fenómeno presente debido al incremento en el rango de generación de calor y la temperatura, de manera que se vuelve más fácil el flujo para el material a altas temperaturas y rangos de deformación. Sin embargo, el torque no se ve significativamente afectado por el cambio en la velocidad de soldadura como se ve en la Fig. 2.9. La velocidad relativa entre la herramienta y el material es influenciada mayormente por la velocidad rotacional; por tanto, la generación de calor no es afectado de manera

significativa por la velocidad de soldadura. Altas velocidades transversales tienden a reducir el calor de entrada y la temperatura. Así, el torque se incrementa ligeramente con el aumento de la velocidad transversal debido a que el flujo de material se encuentra un poco más comprometido a temperaturas relativamente menores [17].

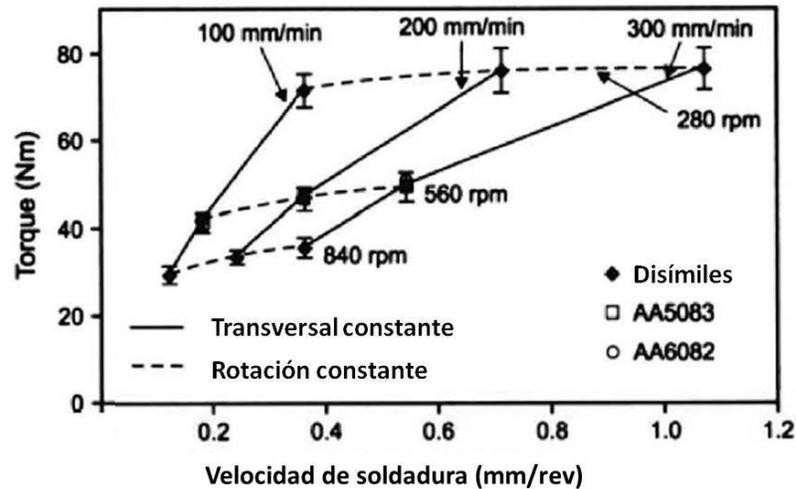


Figura 2.9. Variación del torque respecto al cambio de la velocidad de soldadura [19].

Una fuerza excesiva en la dirección x puede ser un factor importante en la erosión potencial de la herramienta y en casos extremos, fractura de la misma. La presión axial también afecta la calidad de la soldadura, muy elevadas presiones conllevan a un precalentamiento y adelgazamiento de la unión, mientras que presiones muy bajas generan un calentamiento insuficiente y vacío. Los requerimientos de potencia también incrementan con el aumento de la presión axial [17].

En cuanto al ángulo de inclinación, este generalmente comprende de 1 a 45° en dirección de la alimentación para forzar al material plastificado a fluir de la parte frontal a la trasera y ser depositado uniformemente detrás de la herramienta [16].

- **Generación de calor**

La generación de calor se produce hombro–pieza. La cantidad de entrada de calor de la herramienta y el pin se estima desde el 2% al 20% [20]. Conforme la temperatura del material de soldadura aumenta, éste se ablanda, reduciendo el par y produciendo menos calor al material por trabajo mecánico [21].

- **Presión de la herramienta**

En la temperatura generada por la fricción la presión tiene gran influencia ya que controla el gradiente de temperatura en la zona de soldadura, la potencia de impulso requerida y el acortamiento axial [22]. Esta presión debe ser constante y adecuada para mantener las superficies de unión en contacto, de esta manera la fricción permanece y la calidad de soldadura será satisfactoria de lo contrario se podrían presentar efectos de la herramienta sobre el material resaltando que la presión específica dependa de los materiales que se van a unir y de la geometría de la unión [23].

- **Flujo de material**

Los parámetros de soldadura, los materiales y las herramientas empleadas controlan el flujo del material, al insertar el pin y empezar a girar, la temperatura se eleva ablandando la zona por donde pasa, arrastrando el material mecánicamente durante el proceso, transportándolo alrededor de la herramienta en sentido del giro para después ser depositado sobre el lugar de la soldadura [24]. El calor generado determina el tamaño del cordón de soldadura.

Según la intersección del pin y el sentido de giro el material se dividen en dos zonas el lado de avance y el lado de retroceso, la fricción y la rotación durante el proceso impulsan el material que puede penetrar en el espesor o girar varias veces alrededor del pin, de la zona trasera el material es llevado en la parte delantera de la herramienta y depositado [23].

- **Trabajo termomecánico**

Para unir los materiales el FSW depende de la deformación mecánica de los materiales de soldadura en caliente, dependiendo de la geometría de la herramienta usada, el comportamiento de la temperatura del material, el refinamiento microestructural y el flujo del material. El campo de investigación se refiere a entender el nivel de plasticidad necesaria para obtener un proceso FSW efectivo y la mezcla de parámetros necesarios para la obtención de una soldadura satisfactoria [24].

La región que se afecta termomecánicamente es el botón de soldadura en la cual la alta temperatura la somete a deformación hasta alcanzar recristalización, esta región depende de la resistencia del material, las más resistentes tiene una región estrecha. Las variables que determinan las propiedades de los botones de soldadura son la temperatura máxima y la velocidad de enfriamiento, destacando que el tamaño de grano es determinado principalmente por la temperatura máxima en la soldadura. Al manipular los parámetros del proceso de soldadura se pueden obtener diferentes tamaños de granos en el botón [25].

2.2.2 Soldadura Láser

Un láser es un dispositivo que produce un haz de luz coherente concentrado, estimulando transiciones electrónicas o moleculares a niveles de energía más bajos. El termino Láser se deriva de sus siglas en ingles Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation. El término coherente significa que todas las ondas de luz están en fase. El láser es un dispositivo de conversión de energía que sencillamente transforma energía de una fuente primaria (eléctrica, química, térmica, óptica o nuclear) en un haz de radiación electromagnética con una frecuencia específica (ultravioleta, visible o infrarroja).

- ***Principios de funcionamiento***

La soldadura con rayo láser (Laser Beam Welding, LBW) es un proceso de unión por fusión que produce la coalescencia de materiales gracias al calor derivado de un haz concentrado de luz coherente monocromática que incide sobre la unión que se va a soldar. El rayo láser se dirige mediante elementos ópticos planos, como espejos, y luego se enfoca a un punto pequeño en la pieza de trabajo empleando elementos de enfoque reflejantes o bien lentes. En general se emplea con gas inerte para evitar la oxidación del charco fundido y en ocasiones puede usarse metal de aporte. Los laser más comunes en este tipo de soldadura son el láser de YAG y de CO₂

- ***Laser de estado solido***

Emplean una impureza en un material anfitrión como medio activo, el ion Neodimio Nd se usa como contaminante o impureza añadida deliberadamente, en una varilla de vidrio o cristal de YAG, la longitud de onda del rayo producido (1.06 μm) la determina el ion Neodimio.

- ***Laser de gas***

Los laser de CO₂ del tipo de descarga eléctrica, son los más eficientes de alta potencia. Emplean una mezcla de gases constituida principalmente por N y He que contienen un pequeño porcentaje de CO₂ y usan una descarga eléctrica de iluminación para excitar este medio laser.

Los rayos laser deben enfocarse a un punto de diámetro pequeño a fin de producir la elevada densidad de potencia requerida para soldar. Esto se logra con óptica transmisora (lentes) o reflejante (espejos). La calidad del rayo es una medida de su enfoque, la cual es función del modo transversal del haz y del grado de aberraciones y divergencia introducida por la óptica. La energía radiante que oscila desde un extremo de la cavidad resonante del láser hasta la otra forma un campo electromagnético intenso. Este campo puede asumir muchas formas de sección transversal distintas, llamadas modos

electromagnéticos transversales (Transverse Electromagnetic Modes) que establecen la distribución radial de energía laser [26].

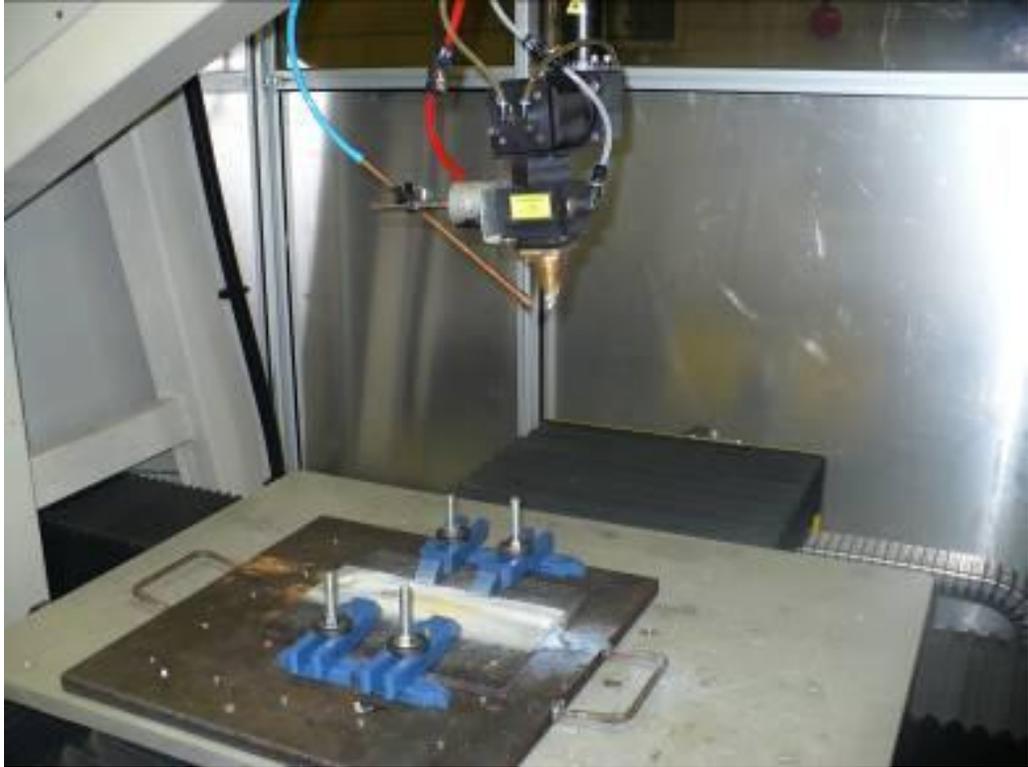


Fig. 2.10. Equipo de soldadura laser CO₂ (LBW, cortesía del instituto italiano de la soldadura).

Tabla 2.2. Ventajas y desventajas de la soldadura láser tanto en el proceso como en la pieza de trabajo.

	Ventajas	Desventajas
Proceso	<ul style="list-style-type: none"> • Alta densidad de potencia. • Pequeño diámetro del haz • Alta velocidad en soldadura • No existe contacto con la herramienta 	<ul style="list-style-type: none"> • Alta reflexión en superficies metálicas • Penetración restringida (25mm)
Pieza de trabajo	<ul style="list-style-type: none"> • Esfuerzo térmico mínimo • Poca distorsión • Acceso a posiciones difíciles de soldar • Se pueden soldar diferentes materiales 	<ul style="list-style-type: none"> • Alto costo en preparación del borde de soldadura • Se requiere de un posicionamiento exacto • Incrementa la dureza y por lo tanto es susceptible al agrietamiento • Difícil de soldar aluminio y cobre

2.3 Transformaciones de fase ocurridas durante el enfriamiento de aceros al carbono.

Los componentes típicos de una microestructura depositada; que se forma cuando el metal líquido de una soldadura solidifica a temperatura ambiente, se clasifican, principalmente, en dos categorías: desplazamiento y reconstrucción, Figura 2.11 [27].

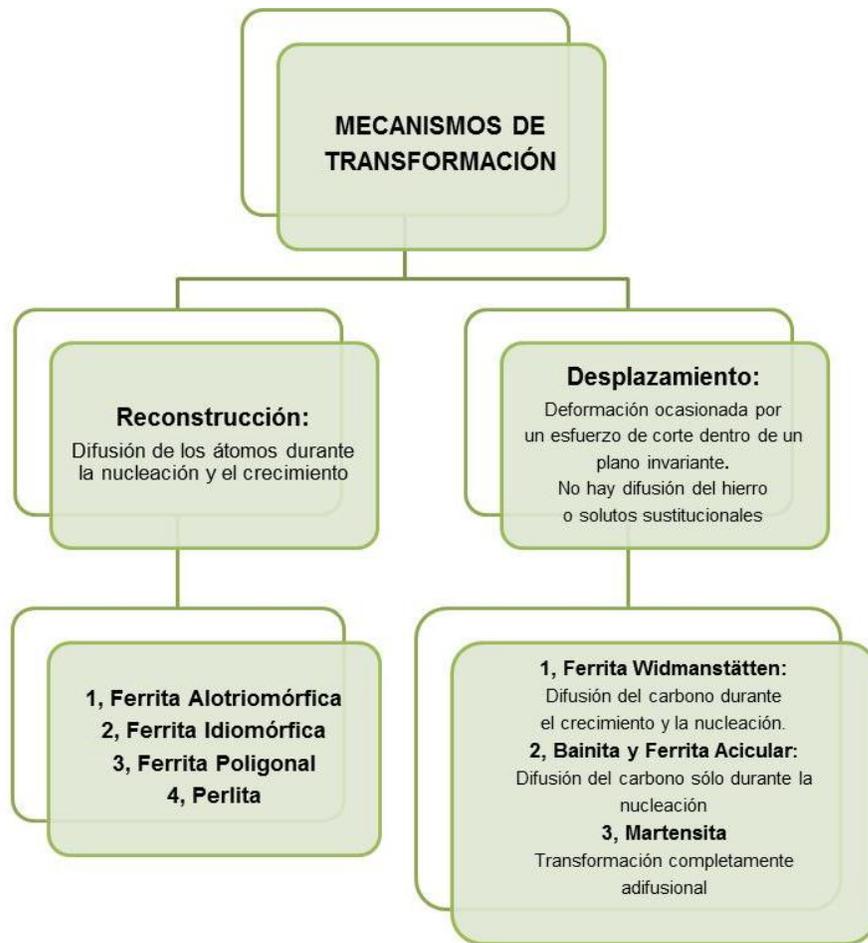


Fig. 2.11. Diagrama de Flujo de los mecanismos de transformación en estado sólido presentes en un metal soldado [28].

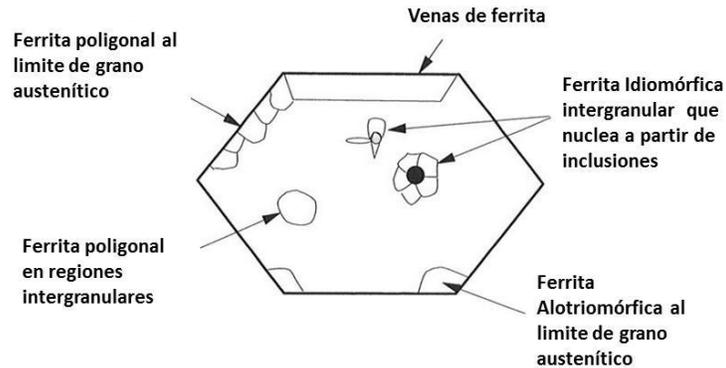
Varias formas de crecimiento se determinan conforme disminuye la temperatura de transformación y a los fenómenos de difusión que se lleven acabo; a partir de estas formas de crecimiento pueden resultar importantes cambios en morfología: de granos equiaxiales a placas.

2.3.1 Transformaciones de reconstrucción

El régimen de transformación reconstructiva es controlado por un proceso de difusión a baja velocidad y a temperaturas relativamente altas; involucra la difusión de todos los elementos incluyendo el hierro a través de una interfase de transformación γ/α . Así, la única deformación que se puede generar durante la formación de la ferrita y de la perlita (principales fases regidas por una transformación de reconstrucción), es la asociada al cambio de la densidad debido a la transformación.

- **Ferrita**

Usualmente y de acuerdo al esquema de clasificación del IIW (International Institute of Welding), la primera fase que se forma de acuerdo con este régimen de transformación es la ferrita primaria (PF), la cual presenta diferentes morfologías (Figura 2.12): la primera fase formada a partir de los límites de grano austenítico durante el enfriamiento por debajo de la línea A_{e3} , es clásicamente denominada ferrita alotriomórfica, PF (G). Los núcleos de ferrita tienen una orientación relacionada con el grano austenítico y crece dentro de los granos de austenita adyacentes con una orientación aleatoria. A temperaturas un poco más bajas, la ferrita puede comenzar a nuclear a partir de inclusiones dentro de los granos austeníticos y a ésta se le conoce como ferrita idiomórfica, PF (I). La característica que define a esta estructura es que no presenta una orientación relacionada con la matriz dentro de la cual crece. La ferrita poligonal, crece de manera intergranular y con un tamaño, aproximadamente, tres veces más grande que la ferrita que rodea al grano austenítico, PF (NA).



Figuras 2.12 Morfologías de la Ferrita Primaria (FP) [28].

2.3.2 Transformación de desplazamiento

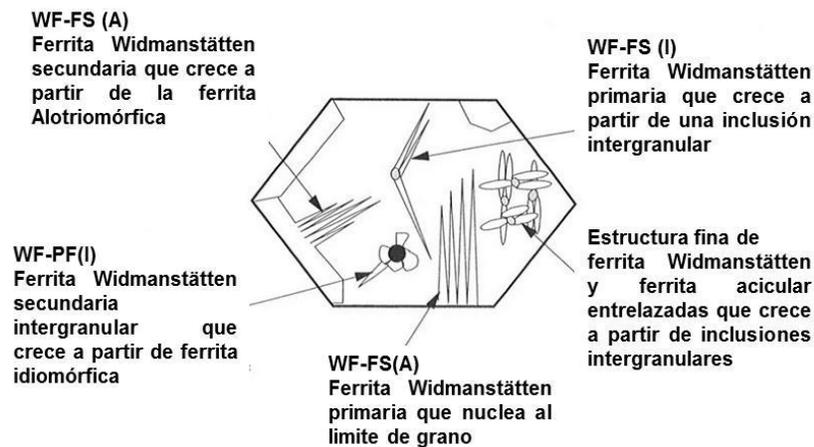
En este mecanismo, las reacciones de transformación tienden a ser rápidas y a baja temperatura. Un cambio de la red cristalina de austenita a ferrita ocurre por una deformación ocasionada por un esfuerzo de corte dentro de un plano invariante. La energía de tensión puede ser reducida al mínimo si la fase resultante adopta la forma de placa delgada durante una transformación obligada. Consecuentemente, las fases características de este mecanismo son: la martensita, bainita y ferrita Widmanstätten.

La presencia de estas fases está gobernada por una transformación en paraequilibrio; esto es, sin una redistribución de elementos sustitucionales de aleación durante la transformación. Para una transformación de desplazamiento puramente no hay movimiento de átomos a través de la interfase γ/α . Sin embargo, la difusión de átomos intersticiales de carbono puede acompañar la transformación de corte [28].

- **Ferrita Widmanstätten**

Una característica clásica de la formación de la ferrita Widmanstätten es que puede ocurrir a un relativo bajo subenfriamiento, el mecanismo de crecimiento, se cree, involucra la formación simultánea de placas mutuamente acomodadas, de tal forma, que se requiere una mínima energía de impulso para llevar a cabo la transformación en comparación con la transformación bainítica o martensítica. La ferrita Widmanstätten no es el resultado de una transformación puramente de desplazamiento, pero se forma por un mecanismo de paraequilibrio, que involucra una rápida difusión del carbono intersticial, a través de la interfase, dentro de la austenita retenida durante la transformación de corte. La ferrita Widmanstätten puede ser confundida fácilmente con bainita. El esquema de clasificación IIW (Figura 2.13) se refiere a estos modos de crecimiento como ferrita de segunda fase FS.

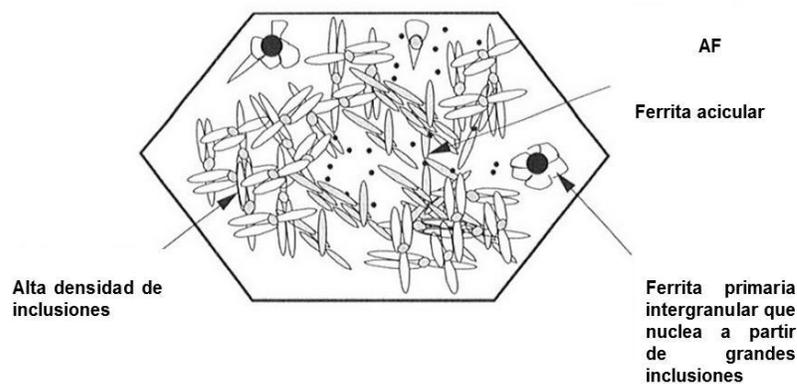
Las placas de ferrita Widmanstätten primaria crecen directamente a partir de los límites de grano austenítico o de inclusiones, mientras que las placas de ferrita Widmanstätten secundaria, lo hacen a partir de ferrita alotriomórfica WF-FS(A). De acuerdo a su sitio de nucleación se le asigna un término en particular, según IIW.



Figuras 2.13 Ferrita de Segunda Fase (FS). Ferrita Widmanstätten (WF) [28].

- **Ferrita acicular**

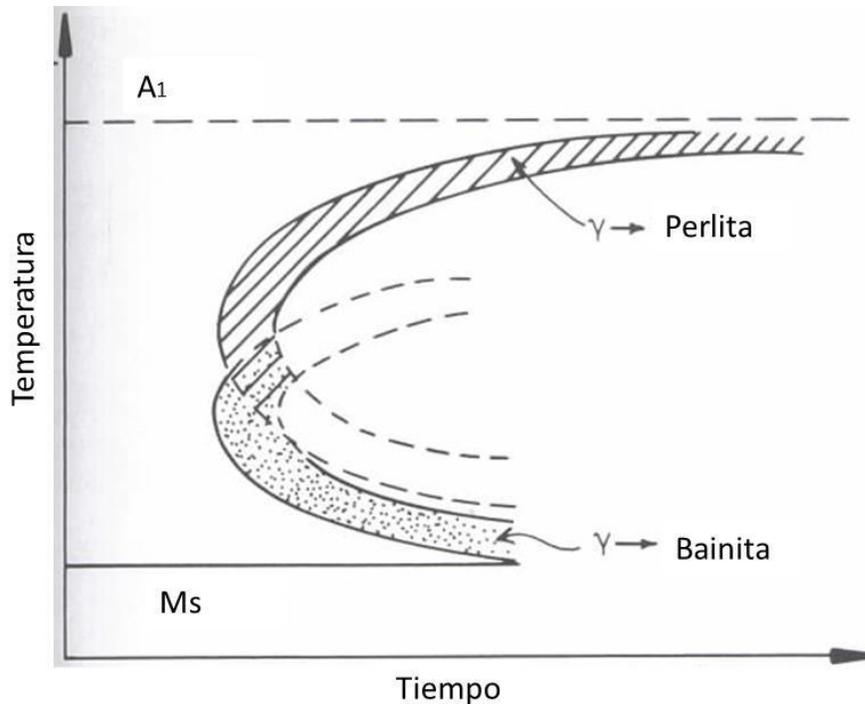
La ferrita acicular, tiene en sus tres dimensiones una morfología de placas delgadas ovaladas, las cuales nuclean intergranularmente durante la transformación γ/α a partir de inclusiones dentro de los granos de austenita (siempre que exista una alta densidad de inclusiones), una fina estructura entrelazada (generalmente $< 5\mu\text{m}$) se puede producir, algunas de estas placas pueden estimular la nucleación de otras; un efecto conocido como auto catálisis. En el esquema IIW, la ferrita acicular es designada por AF (Figura 2.14) [28].



Figuras 2.14 Ferrita acicular [28].

- **Bainita**

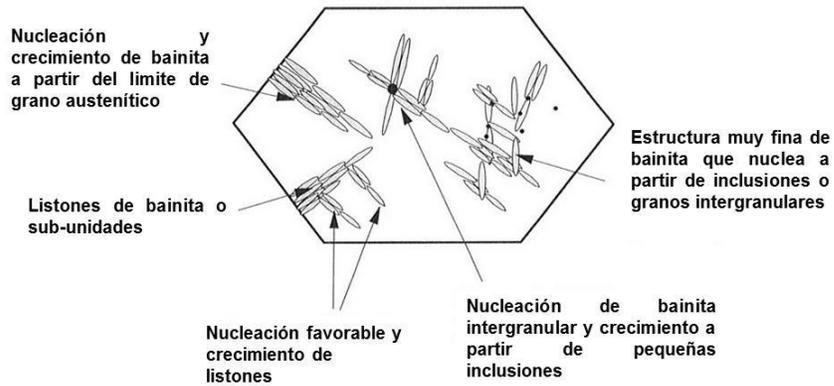
Cuando la austenita se enfría a grandes sobresaturaciones por debajo de la nariz de la curva de transformación perlítica un nuevo producto eutectoide llamado bainita es originado. Como la perlita, la bainita es una mezcla de ferrita y carburos, pero son microestructuralmente bastante distintos de la perlita y pueden ser caracterizados por su propia curva C en un diagrama TTT. En los aceros al carbono, esta curva se traslapa con la curva de perlita (Figura 2.15) a temperaturas alrededor de los 500 °C. La microestructura de la bainita depende principalmente de la temperatura en la cual se forma.



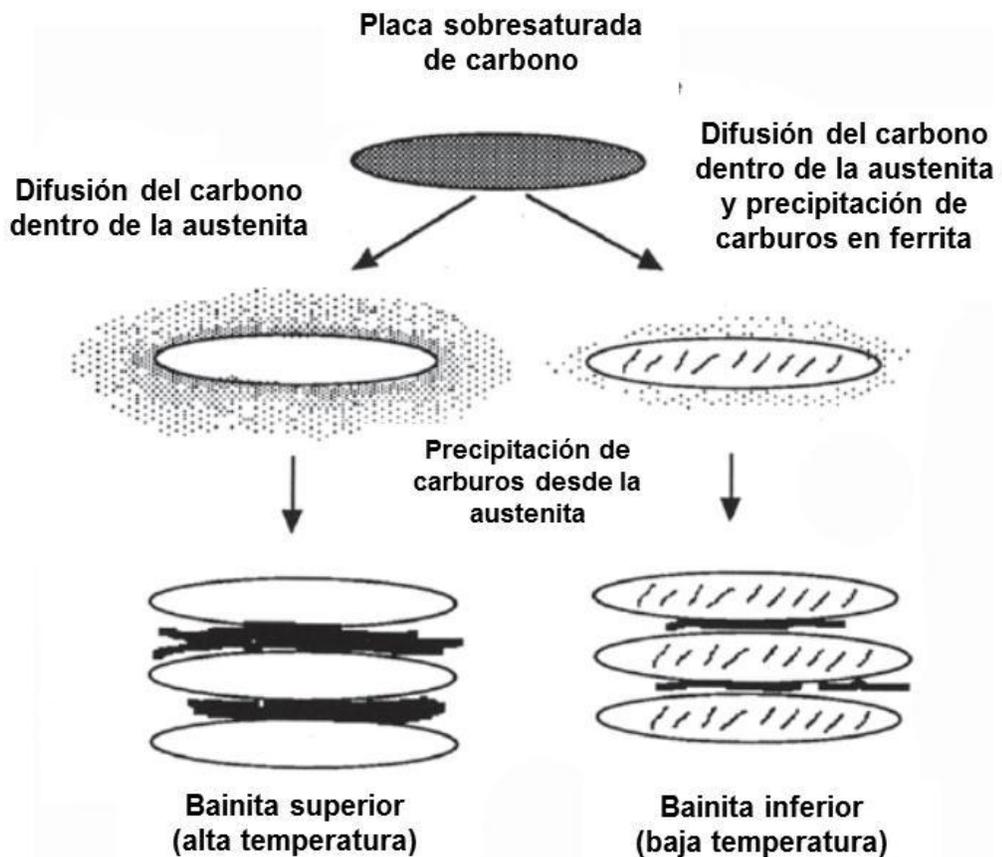
Figuras 2.15 Diagrama que muestra la posición relativa de las curvas de transformación para la perlita y bainita de aceros al carbono eutectoides [29].

La formación de la bainita se da a temperaturas en donde las transformaciones controladas mediante difusión son lentas y tienen características en común con las transformaciones martensíticas de baja temperatura, crece en listones individuales, o en sub-unidades, para formar arreglos paralelos a partir del límite de grano austenítico o de inclusiones intergranulares, (Figura 2.16). El crecimiento de cada sub-unidad está acompañado por la deformación en un plano invariante causada por un movimiento de corte en la red. No hay redistribución de hierro o elementos sustitucionales en la interfase de transformación.

La bainita se ha clasificado dentro de dos componentes: bainita superior y bainita inferior, dependiendo de la temperatura de transformación, (Figura 2.17).



Figuras 2.16 Crecimiento de la bainita [28].



Figuras 2.17 Esquema de trayectoria de transición de bainita superior e inferior [30].

Bainita superior

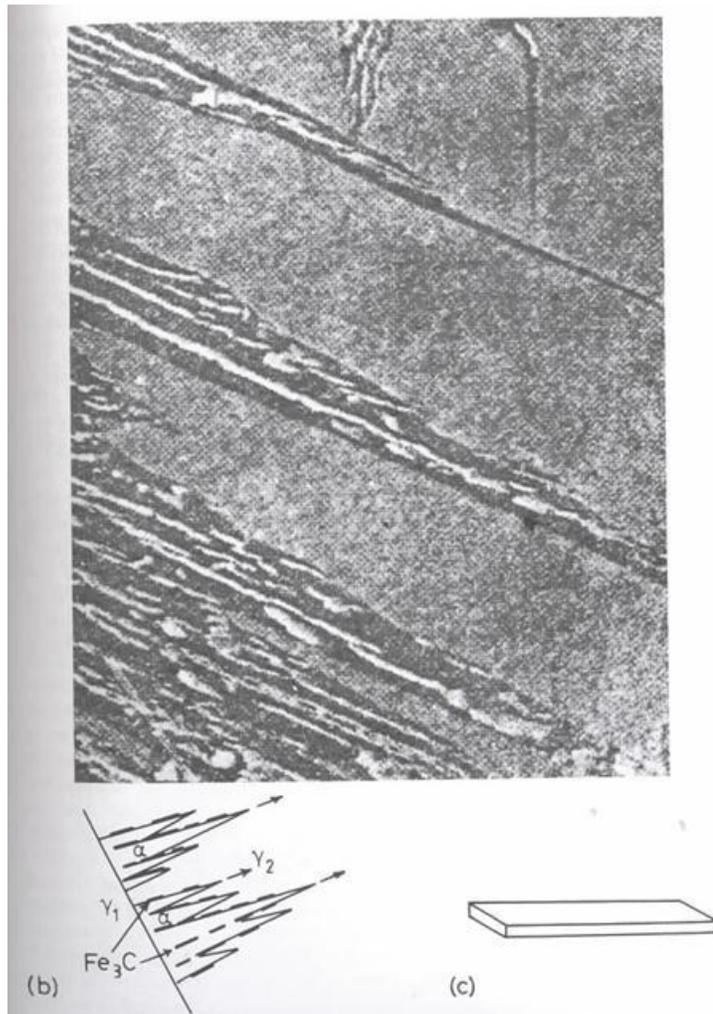
A altas temperaturas (350 °C -550 °C) la bainita consiste en agujas o listones de ferrita con precipitación de cementita entre los listones como se muestra en la Figura 2.18, se observan los listones de ferrita creciendo dentro de la austenita transformada parcialmente. El contraste de luz es dado a la cementita. Figura 2.18b ilustra esquemáticamente como la microestructura se desarrolla, los listones de ferrita crecen dentro de la austenita, similar a las placas de ferrita Widmanstätten. Un mecanismo de paraequilibrio en la bainita superior involucra una transformación de corte acompañada por una rápida difusión de átomos de carbono a través de la interfase γ/α .

A más altas temperaturas donde la bainita y perlita crecen competitivamente en la misma muestra puede ser difícil distinguir las colonias de perlita de la bainita superior. Ambas aparecen como líneas alternadas de cementita en ferrita. La naturaleza discontinua de los carburos bainíticos no revela diferencias de la cementita perlítica. Sin embargo, las dos microestructuras se forman en caminos bastante diferentes. La diferencia más grande entre los dos constituyentes es su cristalografía. En el caso de la perlita, la cementita y la ferrita no tiene orientación específica relacionada al grano austenítico en la cual crecen, mientras la cementita y la ferrita en la bainita tiene una orientación relacionada con el grano en la cual ella crece [29].

Bainita inferior

A temperaturas lo suficientemente bajas la microestructura de bainita cambia de listones a placas y la dispersión de carburos llega a ser mucho más fina. La temperatura a la cual la transición de bainita inferior ocurre depende del contenido de carbono en una manera compleja. Para niveles de carbono debajo de 0.5 % e. p la transición de temperatura incrementa con el incremento de carbono, de 0.5-0.7 % e. p la temperatura disminuye y arriba del 0.7 % e. p la temperatura es constante, cerca de 350 °C. A las temperaturas donde la bainita inferior se forma, la difusión del carbono es lenta, especialmente en la austenita

y en la precipitación de carburos en ferrita con una orientación en relación. Los carburos son cementita o carburos de transición metaestable, como lo son carburos ϵ y están alineados aproximadamente a los mismos ángulos de los planos de las placas de ferrita. En la bainita inferior, la ferrita se satura con carbono originando una precipitación de carburos dentro e internamente de las sub-unidades de ferrita. Las placas de bainita se forman por un mecanismo de corte



Figuras 2.18 Bainita superior en aceros medio carbono (13000 X, Metals Society). (b) esquema del mecanismo de crecimiento. Placas de cementita que nuclea en austenita enriquecida de carbono. (c) ilustración morfológica de un listón [29].

- **Martensita**

La martensita se forma a partir de una rápida transformación adifusional, provocada por un rápido enfriamiento a partir de una alta temperatura, donde el carbono es retenido en solución, el carbono retenido origina un estado de saturación, que como consecuencia, deforma la red bcc, lo que da lugar a una estructura tetragonal. Por calentamiento a baja temperatura (50 °C-250 °C) la red tetragonal inestable de la martensita se transforma en red cúbica idéntica a la del hierro alfa, precipitándose el carbono en forma de pequeñas partículas submicroscópicas. Para diferenciar ambos tipos de martensita, se llama martensita alfa a la de red tetragonal obtenida en el temple y martensita beta, a la de red cúbica, obtenida calentando a baja temperatura la martensita alfa [33].

Las martensitas nuclean por debajo de la temperatura que suele designarse como M_s , y lo hacen en el interior de los granos, propagándose hacia los límites en dos direcciones opuestas. El crecimiento lateral es máximo en el punto de iniciación y mínimo en el punto de terminación, de ahí también su forma acicular. Su crecimiento se detiene en límites de grano o en otras agujas que se interponen en su trayectoria, originando un arreglo con una alta densidad de dislocaciones; así, pueden distinguirse agujas en la primera, segunda o tercera generación. La intersección de agujas adyacentes suele tener ángulos muy agudos, produciéndose así las formas de punta de flecha [31-32].

Sus propiedades físicas varían con la composición de carbono, su contenido es generalmente desde pequeñas trazas hasta 1 % y algunas veces en aceros hipereutectoides aún suele ser más elevado, aumentando su dureza resistencia y fragilidad con el contenido de carbono, hasta un máximo para $C=0.90$ % aproximadamente. Después de los carburos y la cementita es el constituyente más duro en los aceros, teniendo resistencia de 170 a 250 Kg/mm^2 , una dureza de 50 a 68 Rockwell-C y elongación de 2.5 a 0.5 % [33].

Capítulo 3

Metodología experimental

En la realización de la experimentación se utilizaron muestras de laminas de aceros Martensíticos de 190 mm x 62 mm con espesor de 1.5 mm. Así como también aceros TRIP780 de 200 mm x 70 mm con 2.70 mm de espesor. En la tabla 3.1 y 3.2 podemos observar la composición química de los aceros martensíticos y TRIP respectivamente, mientras que en la tabla 3.3 y 3.4 se encuentran las propiedades mecánicas de dichos materiales.

Tabla 3.1. Composición química de aceros AHSS tipo martensíticos

	% C	% S	% Mn	% P	% Si	% Cr	% Ni	% Mo	% Cu	% V	% Nb	% Ti
Martensíticos	0.08	0.005	0.54	0.009	0.02	0.01	0.04	0.02	0.012	0.004	0.002	0.037

Tabla 3.2. Composición química de aceros AHSS tipo TRIP780

	% C	% S	% Mn	% P	% Si	% Cr	% Ni	% Mo	% Cu	% V	% Nb	% Ti
TRIP 780	0.1	<0.002	1.98	<0.002	2.35	<0.06	<0.04	<0.03	0.012	0.019	<0.004	0.01

Tabla 3.3. Propiedades mecánicas de los aceros AHSS tipo martensíticos

Martensíticos	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo ultimo a la tensión MPa	Dureza Hv
10% E	917	1030	310

Tabla 3.4. Propiedades mecánicas de los aceros AHSS tipo TRIP780

TRIP 780	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo ultimo a la tensión MPa	Dureza Hv
20% E	652	854	254

3.1 Condiciones de los procesos de soldadura

- **Aceros TRIP soldados por LBW y FSW**

Las láminas de aceros TRIP780 fueron soldadas por el proceso Laser CO₂ con un equipo LBW-unit, EL.EN-RTM de 6 kW de potencia en las instalaciones del Instituto Italiano de la Soldadura, los parámetros utilizados en este proceso los encontramos en la tabla 3.5, un total de 4 muestras fueron soldadas con calores de entrada entre los rangos de 47.73 J/mm-72.97 J/mm.

En el caso de las probetas de acero TRIP soldadas por FSW, cuyos parámetros seleccionados se encuentran en la tabla 3.6, en donde se llevaron a cabo 2 de 6 uniones con precalentamiento de 200 °C y 300 °C debido a que el carbono equivalente presente en estos aceros es de 0.85 % e. p, mientras que en los aceros martensíticos solo es de 0.18 % e. p, cálculo realizado con la ecuación 1 del Instituto Internacional de la Soldadura (IIW), referente al carbono equivalente en los aceros [17]. El equipo que se empleó en este caso fue de control numérico por computadora (CNC) marca Bridgeport VMC 760XP³ provisto por la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León. Este CNC alcanza un máximo de velocidad de

husillo de 12000 RPM con máximo de potencia de 18.5kW o 25 hp. La herramienta utilizada fue hecha de material PCBN fabricada en Megastir (Figura 3.1).

$$CE = C + \frac{Mn + Si}{6} + \frac{Ni + Cu}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5} \quad (1)$$

- ***Aceros martensíticos soldados por FSW***

En aceros AHSS tipo martensíticos se utilizó el mismo equipo CNC marca Bridgeport VMC 760XP³, pero el diseño de la herramienta fue distinto al empleado para los aceros TRIP (Figura 3.2), ya que cuentan con diferente espesor y el diseño de la junta fue a tope. Se soldaron un total de 6 muestras cuyas revoluciones por minuto variaron de 900-1000-1100 RPM (Tabla 3.7).

- ***Estimación del calor de entrada***

Para el cálculo del calor de entrada en ambos procesos de soldadura se empleo la ecuación 2. En donde: HI representa al calor de entrada (J/mm), P es igual a la potencia ejercida (kW) y v es la velocidad de soldadura (ln/min) [34].

$$HI = \frac{P}{v} \quad (2)$$

En el caso del proceso de soldadura en estado sólido muestra distintas ventajas sobre la soldadura por arco tradicional, debido a que no hay fusión, FSW produce menos distorsión y defectos asociados con el enfriamiento desde la fase líquida como por ejemplo agrietamiento y porosidad. Para el cálculo de la potencia en este proceso se utiliza la ecuación 3, en donde P es igual a la potencia ejercida (kW), Ω = velocidad de rotación (Rev. / Min) y T=torque (N.m) [34].

$$P = \frac{(2\pi)\Omega T}{60}$$

(3)

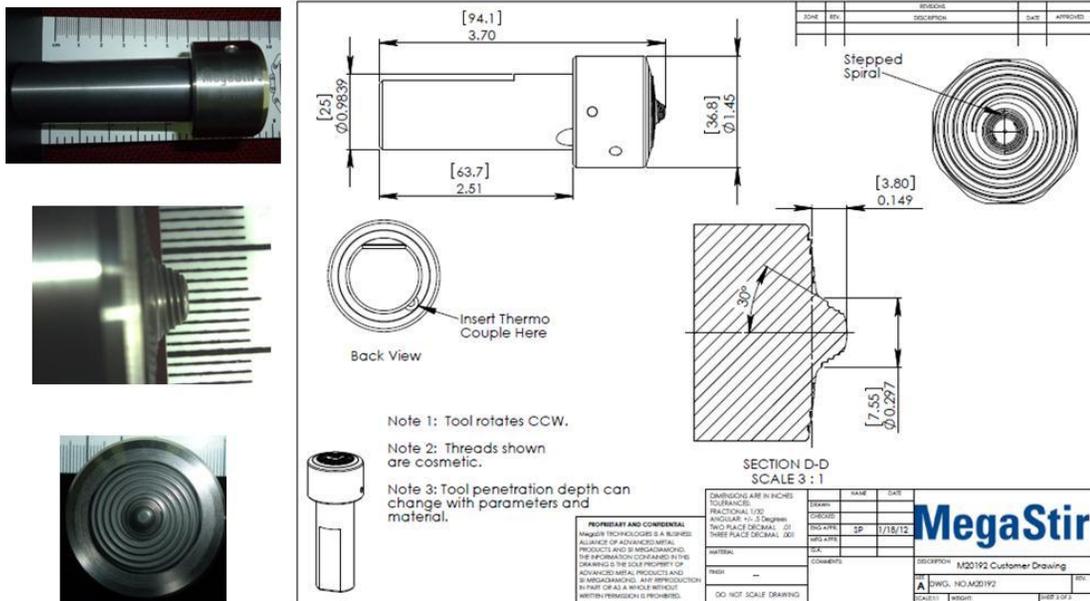
En este caso debido a que el equipo CNC no registra el valor del torque durante la soldadura, el cálculo del calor de entrada se realizó con el valor máximo nominal de potencia que el equipo es capaz de ejercer sobre la pieza a soldar, quedando el cálculo del calor de entrada en función de la velocidad de avance utilizada en el diseño de experimentos.

Tabla 3.5. Parámetros utilizados para las uniones realizadas por el proceso LBW en aceros TRIP780

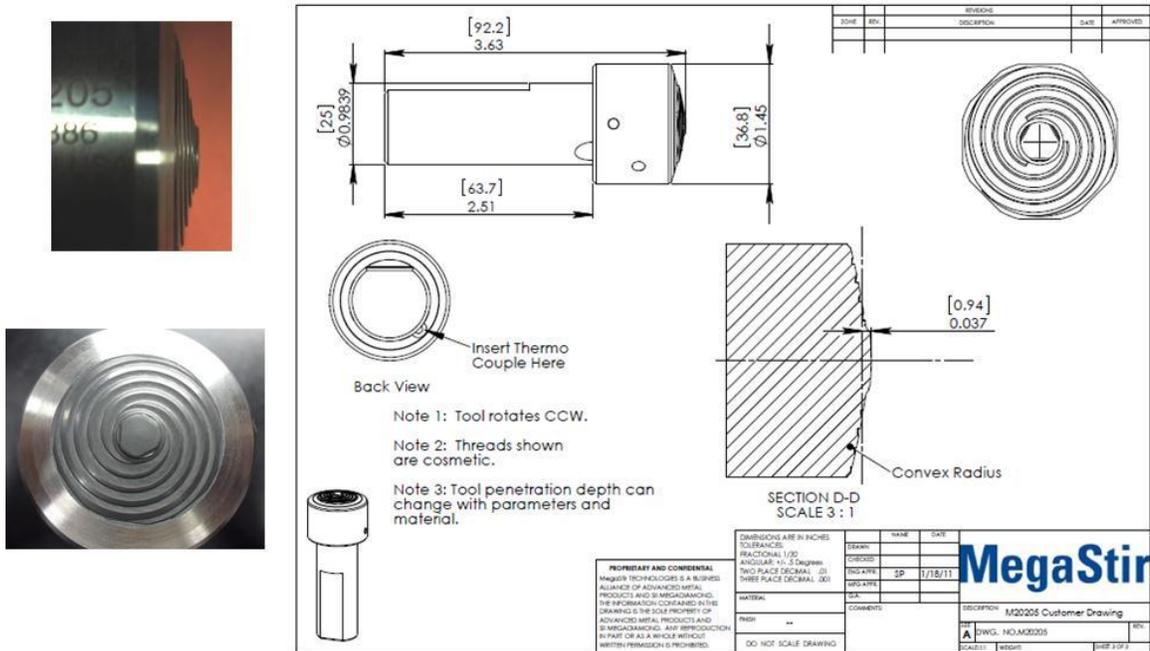
Nº	Tipo de unión	Potencia [kW]	Velocidad de soldadura [In/min]	Velocidad de soldadura [mm/s]	Calor de entrada [J/In]	Calor de entrada [J/mm]
1L	Traslape	3.5	173.22	73.32	1212.27	47.73
2L	Traslape	3.5	161.41	68.33	1300.97	51.22
3L	Tope	3.5	157.48	66.66	1333.5	52.50
4L	Tope	4,5	145.66	61.66	1853.51	72.97

Tabla 3.6. Parámetros utilizados para las uniones realizadas por el proceso FSW en aceros TRIP780

N°	Tipo de unión	RPM	Velocidad				
			Velocidad de soldadura mm/min	Velocidad de soldadura mm/s	de sumergir “plunge in” mm/min	Calor de entrada [J/mm]	Pre-calentamiento °C
1TF	Traslape	800	200	3.33	2.40	5592.65	*
4TF	Traslape		400	6.66	3.40	2796.32	200
5TF	Tope	1000	400	6.66	3.40	2796.32	*
6TF	Tope		200	3.33	2.40	5592.65	300
2TF	Traslape		600	10.00	3.40	1864.21	*
3TF	Traslape	1200	400	6.66	3.40	2796.32	*



Figuras 3.1 Herramienta utilizada para uniones por FSW de aceros TRIP780.



Figuras 3.2 Herramienta utilizada para uniones por FSW de aceros martensíticos.

Tabla 3.7. Parámetros utilizados para las uniones realizadas por el proceso FSW en aceros martensíticos.

Nº	Tipo de unión	RPM	Velocidad de soldadura mm/min	Velocidad de soldadura mm/s	Calor de entrada [J/mm]	Velocidad de sumergir “plunge in” mm/min
1MF	tope	900	200	3.33	5592.65	2.4
2MF			400	6.67	2796.35	
3MF		1000	200	3.33	5592.65	
4MF			400	6.67	2796.32	
5MF		1100	200	3.33	5592.65	
6MF			400	6.67	2796.32	

3.2 Caracterización Microestructural.

3.2.1 Ataque químico “Color Tint etching”

La aplicación de la técnica de análisis de imágenes en blanco y negro para medir algunas fallas geométricas de varias microestructuras se ha conocido por más de treinta años y la descripción a detalle de estos procedimientos pueden fácilmente ser encontrados en la literatura. De una manera similar, los métodos de ataque a color de especímenes pulidos metalográficamente y técnicas de microscopía óptica a color, usados para una examinación de muestras se han conocido también, más no por muchos años.

Satisfactoriamente los ataques a color son químicamente balanceados para producir una capa en la superficie de la muestra. Esto es contrario al ataque químico ordinario, en la cual los productos de corrosión durante el ataque son re-disueltos dentro de él. Los ataques a color han sido clasificados como anódicos, catódicos o sistemas complejos, dependiendo de la naturaleza de precipitación de la capa.

El ataque químico, es un proceso de corrosión controlada basado en la acción electrolítica entre las áreas de superficie de diferentes potenciales. Para metales puros y aleaciones fase-simple, una diferencia de potencial existe entre los límites de grano y su interior, granos con diferentes orientaciones, entre fases impuras y la matriz, o a gradientes de concentración en aleaciones de fase simple, para aleaciones multi-fase, una diferencia de potencial también existe entre fases. Estas diferencias alteran el porcentaje de ataque, revelando la microestructura cuando ataques químicos son usados.

Para una aleación de dos fases el potencial de una fase es más grande que la otra. Durante el ataque, la fase más electropositiva (anódica) es atacada; la fase más electronegativa (catódica) no es atacada apreciablemente, la magnitud de la diferencia de potencial entre dos fases es más grande que las diferencias de potencial existente en la aleación de fase simple. Por lo tanto las

aleaciones con dos o más fases se atacan más rápidamente que las aleaciones o metales de fase simple. Los ataques a color son usualmente soluciones acidas, usando agua o alcohol como solvente. Han sido desarrollados para depositar una capa de espesor de 0.04 a 0.5 μm de un oxido, sulfuro, molibdato complejo sobre la superficie del espécimen y comúnmente trabaja por inmersión.

El espesor de la capa, controla los colores producidos. Conforme el espesor de la capa incrementa, los colores crean inter-fase (visualizadas usando luz blanca) usualmente en la secuencia de amarillo, rojo, violeta, azul y verde. Con los sistemas anódicos, la capa se forma solo sobre la fase anódica, pero este espesor puede variar con la orientación cristalográfica de fase, para sistemas catódicos el espesor de la capa sobre la fase catódica es generalmente consistente, solo un color se produce, el cual varia conforme la capa crece durante el ataque. Por lo tanto, para obtener el mismo color en cada vez, la duración del ataque debe ser constante, esto se puede lograr coordinando y observando el color en el microscopio del espécimen durante el ataque [35].

- **Montaje**

Las probetas circulares montadas son de aproximadamente 2.54 cm de diámetro para facilitar su manejo, con las cuales se empleó el método de montaje por compresión, donde el material empleado fue baquelita (material termoendurecible en forma de polvo).

- **Desbaste**

Se procedió después de montar las piezas a desbistarlas. Las lijas que se emplearon fueron: 120, 240, 320, 400 y 600. Durante el desbaste el espécimen se refrigeró constantemente con chorro de agua para no sobrecalentar, además ayudo a arrastrar las partículas desprendidas del metal y abrasivo. Se cuidó que no se balanceara la muestra para que no se produjeran rayas profundas o en sentido contrario al deseado.

- **Pulido**

Para el pulido se empleó como abrasivo pasta de diamante así como también pequeñas cantidades de alcohol. El tiempo de pulido empleado por cada muestra osciló entre 3 y 5 minutos.

- **Reactivos**

- 1. Material base**

El reactivo aplicado para el material base de los aceros TRIP fue 4 % picral (4 g. de ácido pícrico en 100 ml de etanol), mezclado con algunas gotas de ácido clorhídrico (1ml por 100 ml de picral) y 10 % de solución acuosa de metabisulfito de sodio (1 gr de metabisulfito de sodio con 100ml de agua). El propósito del ácido hidrociorhídrico es revelar los límites de grano y afinar la apariencia de los carburos de hierro. La sección transversal una vez pulida se sumergió de 18 a 20 segundos en solución picral, durante ese tiempo la muestra esta en oscilación, una vez que pasaron los 20 segundos, se enjuago en chorro de agua seguido de alcohol y se procedió a secar en aire caliente. El reactivo picral se eligió sobre el nital debido a que proporciona una mejor delineación de carburos y de bainita. Con nital se pueden definir los límites de grano, pero el picral revela la interfase entre la ferrita y los carburos [2,4]. Una vez que se observa la muestra por microcopia óptica, se vuelve a sumergir, pero en solución fresca de metabisulfito de sodio por 6 a 8 segundos e inmediatamente se enjuaga y se seca. Para el material base del acero martensítico solo se utilizó el reactivo nital por 5 segundos.

- 2. Zona de fusión, zona afectada por el calor, zona afectada termomecánicamente y botón de soldadura.**

El reactivo utilizado para revelar la microestructura en la FZ, HAZ, TMAZ y WN de los aceros TRIP y martensíticos es diferente al que se emplea para el metal base. El espécimen fue primero atacado por 5 segundos con nital, inmediatamente se enjuagó, aplicó alcohol y se seco al aire caliente, posterior a ello la muestra se sumergió por 1 minuto en solución Klemm's I (1 g $K_2S_2O_5$

metabisulfito de potasio, 79.4 g $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ de tiosulfato de sodio pentahidratado), seguido del enjuague correspondiente; es importante mencionar que durante el ataque químico la muestra debe mantenerse en oscilación. Se aplicó este reactivo a las muestras: 4L, 1TF a 6TF para aceros TRIP y de 1MF a 6MF para aceros martensíticos.

- **Cuantificación de fases por Microscopía óptica**

El equipo empleado para llevar a cabo la cuantificación de las fases presentes en la HAZ, FZ, TMAZ y WN fue un microscopio óptico marca OLYMPUS PM6-3, cámara equipada con KP-D50 digital color y un analizador de imágenes Image-Pro Plus Analyzer.

3.2.2 Difracción de rayos “X” (XRD)

Se utilizó un equipo de difracción de rayos x marca Philips PW 3040/00 X’Pert MPD con fuente de radiación $\text{Cu K}\alpha$, con una longitud de onda $\lambda = 0.15418 \text{ nm}$ con el objetivo de realizar una estimación de austenita retenida presente en las diferentes zonas de soldadura de los aceros TRIP, empleando la ecuación 4 [36], en donde I_γ es la intensidad promedio de los picos de austenita e I_α es la intensidad más alta del pico de ferrita. La muestra no requiere de una preparación específica, solo debe tener dimensiones de 1cm^2 y la superficie irradiada por rayos x monocromáticos debe ser lo más lisa posible. Las muestras se midieron en el rango 2Θ , desde 20 a 120 °C. En la tabla 3.8 se encuentran los parámetros aplicados de las muestras seleccionadas de aceros TRIP soldados por proceso LBW y FSW.

$$V_\gamma = \frac{1.4 I_\gamma}{I_\alpha + 1.4 I_\gamma} \quad (4)$$

Tabla 3.8. Resultados de XRD y parámetros aplicados para proceso LBW y FSW de aceros TRIP.

Muestra	Intensidad (I)					RA (%)
	α -Hierro	γ -Hierro				
4L BM	(100)-1000	(220)-330	(311)-40	(222)-20	(400)-20	12.54
4L FZ-HAZ	(101)-660	(200)-70	(220)-50	-	-	11.29
1TF BM	(110)-1825	(211)-200	(220)-150	-	-	11.83
1TF WN	(110)-1000	(211)-130	-	-	-	15.39
1TF HAZ	(110)-1125	(211)-145	-	-	-	15.28

3.2.3 Microscopia electrónica de barrido (SEM)

El microscopio electrónico de barrido es un instrumento de caracterización ampliamente usado para obtener información acerca de la microestructura presente en aceros AHSS soldados, así como también para observar las superficies de fractura de ensayos de tensión. En esta tesis se empleó un equipo de la marca Oxford Joel JSM-6490-LV, las muestras para el análisis metalográfico se prepararon de la misma manera que para microscopia óptica, las muestras caracterizadas por esta técnica fueron 4L, 2MF, 1TF y 6 TF; en el caso de las superficies de fractura se cortó la sección transversal de las probetas de tensión y se limpió por medio de ultrasonido para identificar claramente el modo de fractura de las muestras 4L, 2MF, 1TF y 6 TF.

3.2.4 Microscopia electrónica de transmisión (TEM)

Se empleó esta técnica de caracterización en acero TRIP para identificar claramente la presencia de austenita retenida, así como de otras fases, tanto en FZ, BM y HAZ de la muestra 4L soldada por LBW; el WN y la HAZ de la muestra 6TF; el equipo utilizado fue un modelo Titán 80-300kV, el cual alcanza una resolución punto a punto de hasta 0.14nm. Las muestras para un análisis TEM deben presentar un espesor de cientos de nanómetros, el espécimen ideal debe ser delgado, representativo, estable, limpio, plano con lados paralelos, de fácil manejo, conductivo y libre de segregación en la superficie. El método de preparación de muestras seleccionado fue por haz de iones focalizados (FIB),

en donde el haz de iones de gas inerte o átomos es dirigido a la muestra, y los átomos de moléculas son expulsados de la muestra en el punto de colisión de iones Figura 3.3.

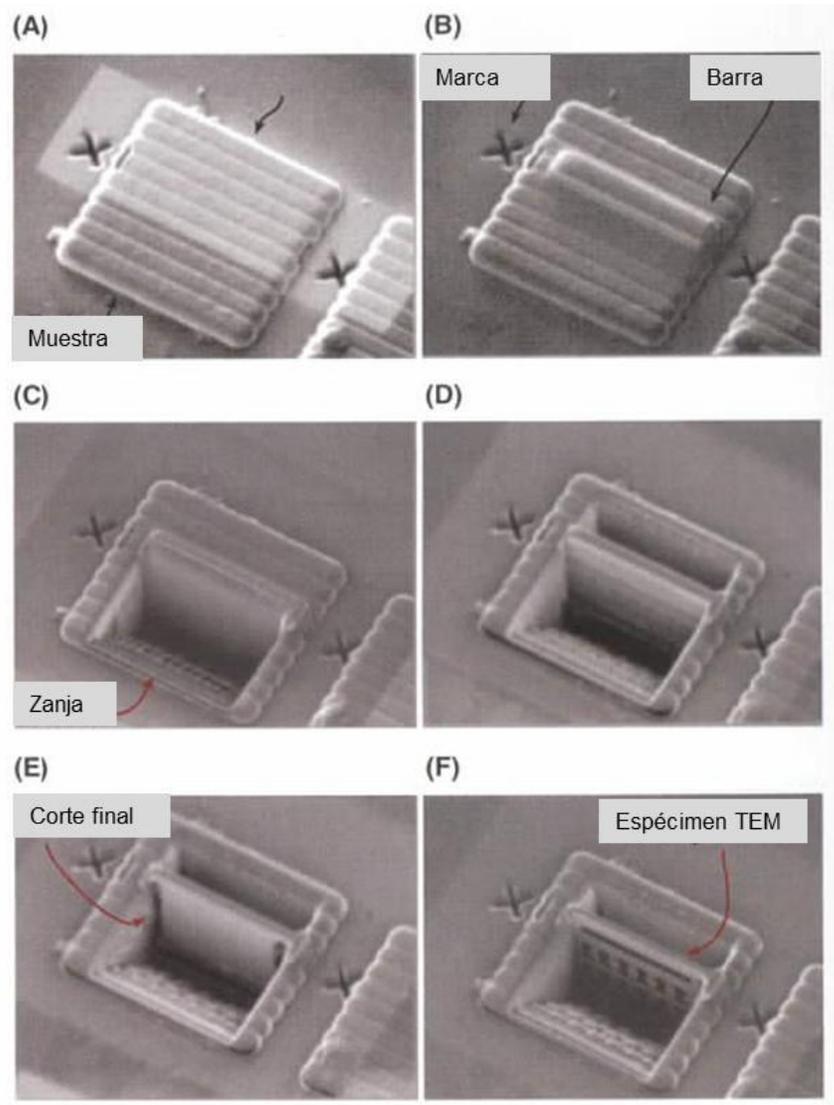


Figura 3.3 Preparación de muestras para TEM por FIB. (A) Marcar área de interés. (B) Una barra de platino es depositada para proteger el área del haz de iones. (C, D) Se corta material por ambos lados. (E) El fondo y los lados del material se cortan para finalizar. (F) La muestra para TEM es pulida en el lugar antes de extraerla [37].

3.2.5 Difracción de electrones retrodispersados (EBSD).

Los electrones son el medio adecuado para el estudio microestructural y cristalográfico, en el cual se basa la técnica EBSD; es una herramienta primordial para el estudio de la microtextura y principalmente la identificación de fases, esta técnica se basa en la colocación de la muestra dentro de la cámara para SEM de manera que un ángulo pequeño, comúnmente 20° , se forma entre el haz de electrones incidente y la superficie de la muestra, con lo que la proporción de electrones retrodispersados disponibles a ser sometidos a difracción se mejora [38]. Debido a que EBSD es una técnica de superficie de donde saldrá un patrón de difracción, la preparación de la muestra es un paso crítico, esta técnica se aplicó únicamente a las muestras del acero TRIP soldado por FSW; 1TF en WN y HAZ, de la muestra 6TF únicamente el WN.

La preparación fue por medio de pulido mecánico con pasta de diamante de $1\mu\text{m}$ por algunos minutos, enseguida se limpio con ultrasonido con equipo Branson 5510 durante 10 minutos, posteriormente se pulió con sílica coloidal de $0.05\mu\text{m}$ durante mas de una hora y finalmente la muestra se limpio con ciclo ultrasonido por 30-40 minutos.

El equipo SEM utilizado fue de la marca Phillips modelo XL-30 ESEM, equipado con sistema y cámara EBSD EDAX/TSL, la aceleración de voltaje fue 20kV y el área de trabajo fue $80 \times 70\mu\text{m}$ con paso de $0.35\mu\text{m}$.

3.2.6 Pruebas de dureza y ensayos mecánicos.

Las pruebas de dureza Vickers se llevaron acabo de acuerdo a la norma ASTM E384 con durómetro Future Tech FM7, aplicando una carga de 200g.

Se realizaron pruebas de tensión con una maquina Tinius Olsen Super L290 con una carga de 600kN, las muestras se maquinaron con dimensiones subsize proporcionadas por la norma ASTM E08.

Capítulo 4

Análisis de resultados y discusiones

4.1 Caracterización del metal base

La Figura 4.1 y 4.2 muestra los rasgos microestructurales del acero TRIP y martensítico en las condiciones en que se recibió, utilizando como reactivo químico nital, picral y metabisulfito de sodio, estos dos últimos para aceros TRIP. En la fotografía 4.1 tomada a diferentes aumentos 200x, 500x y 1000x se observa la presencia de ferrita (F) en color verde, bainita en color café oscuro (B) y austenita retenida en color (RA) café claro (paja).

En la Figura 4.2 se observa la microestructura tomada en microscopía óptica del metal base del acero martensítico a 100x y 500x atacada con nital, en donde se observa una matriz completamente martensítica y algunas pequeñas islas de ferrita.

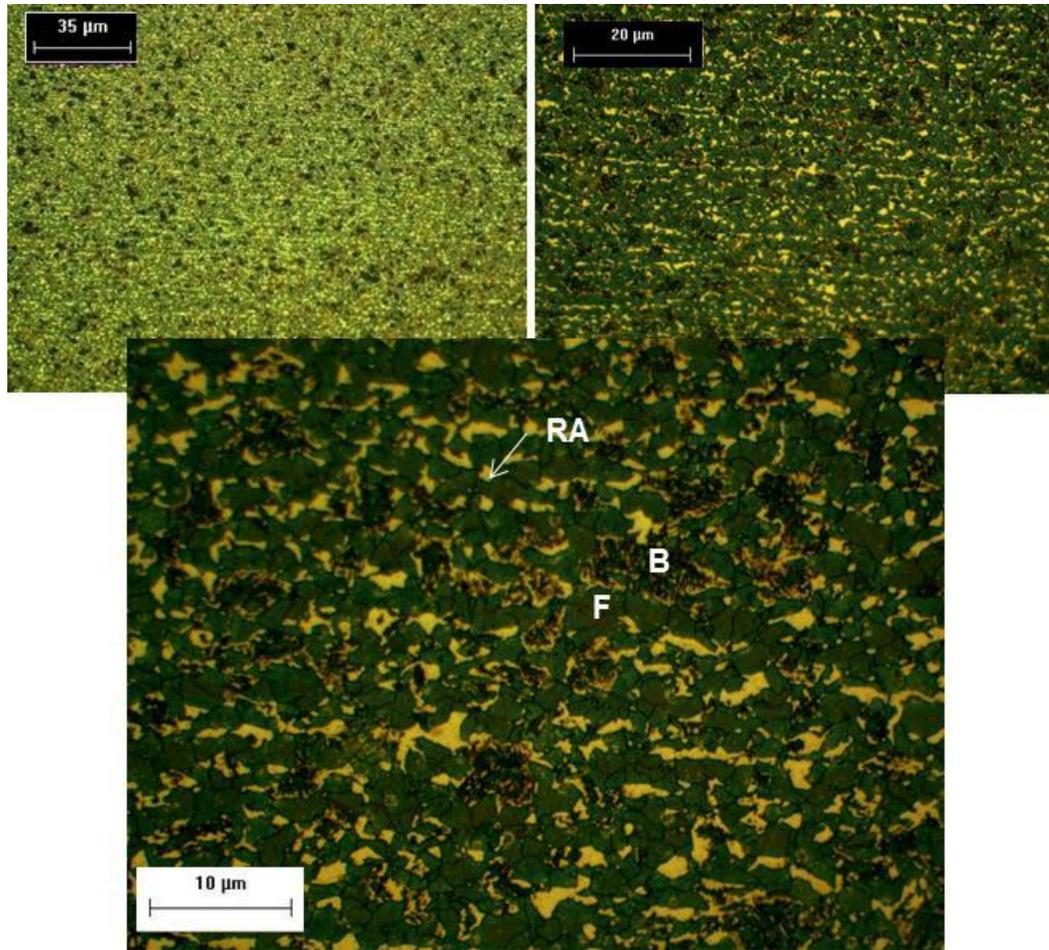


Figura 4.1 Micrografías ópticas del metal base de aceros AHSS tipo TRIP. Atacado con nital 5%, picral y metabisulfito de sodio.

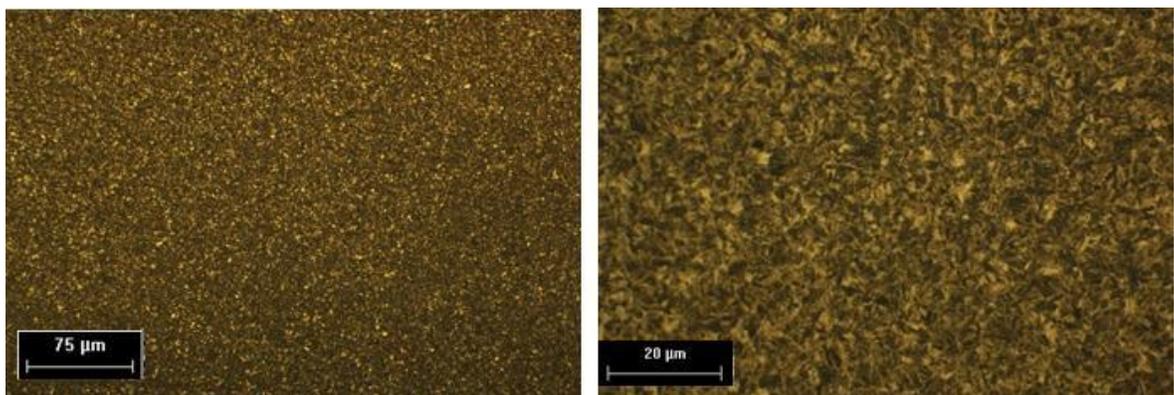


Figura 4.2 Micrografías ópticas del metal base de aceros AHSS tipo martensíticos. Atacado con nital 5%.

4.2 Aceros TRIP soldados por el proceso LBW.

4.2.1 Caracterización de la zona afectada por el calor (HAZ) y zona de fusión (FZ).

Los efectos de los parámetros de soldadura empleados en los aceros TRIP unidos por LBW en la microestructura y perfil de microdureza promedio en la HAZ fueron evaluados y se presentan en la Tabla 4.1.

Tabla 4.1. Microestructura de la zona afectada por el calor y promedio de durezas para las uniones realizadas por el proceso LBW en los aceros TRIP

Nº	Grado del acero	Tipo de unión	Potencia [kW]	Calor de entrada [J/In]	Calor de entrada [J/mm]	Microestructura en HAZ*	Microdureza promedio Hv. en HAZ
1L		Traslape	3.5	1212.27	47.73	M, BS, BI	435
2L	TRIP	Traslape	3.5	1300.97	51.22	M, RA	473.5
3L		Tope	3.5	1333.5	52.50	socavado	*
4L		Tope	4,5	1853.51	72.97	F, B, RA, M,	505.6

*BS: bainita superior, BI: bainita inferior, M: martensita, RA: austenita retenida, F: ferrita.

El proceso Láser provee bajo calor de entrada, consecuentemente, la velocidad de enfriamiento es superior a la del proceso de soldadura por fricción, más aun debido a que es un proceso de soldadura en estado solido y no llega a temperatura de fusión. Las zonas afectas por el calor mostraron pequeña fracción de ferrita, algunas áreas de martensita y austenita retenida. La Figura 4.3 muestra la microestructura en la zona afectada por el calor de las 4 muestras analizadas.

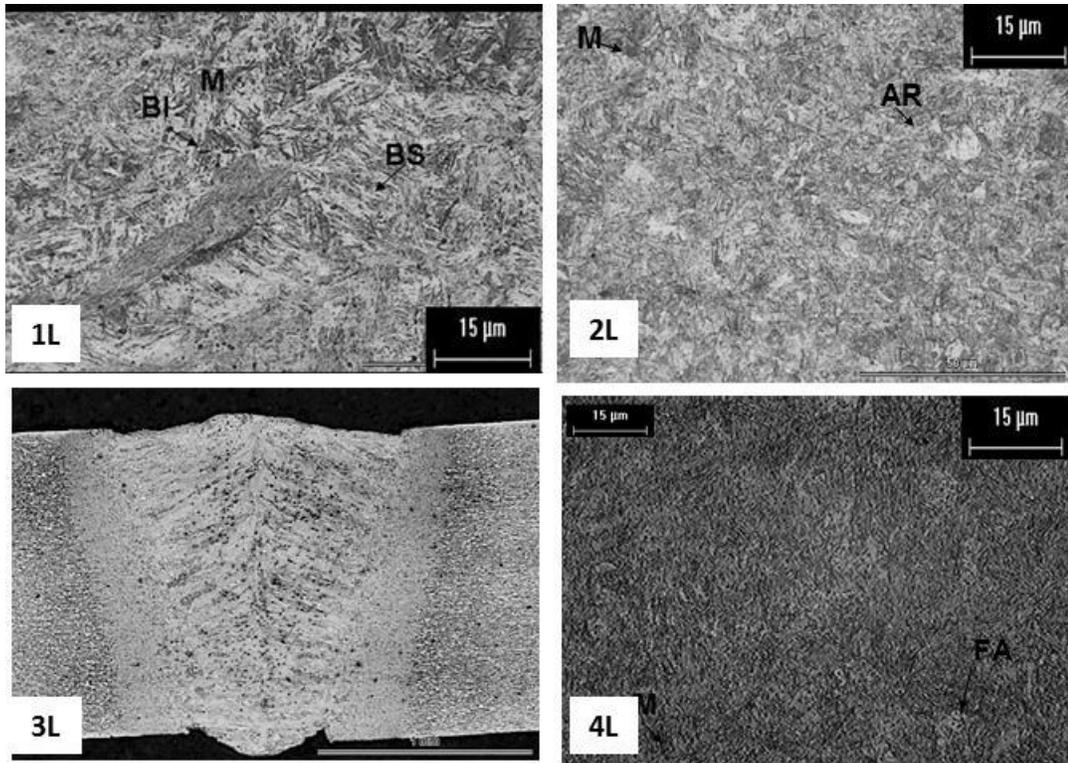


Figura 4.3 Microestructura de la zona afectada por el calor para las uniones realizadas por el proceso LBW. Atacado con nital 5%.

Dado que la muestra 4L presentó un alto valor promedio de microdureza en la HAZ y el calor de entrada aplicado fue de 72.97 J/mm, se eligió para realizar la caracterización microestructural por colorimetría, cuantificación de fases por XRD y analizador de imágenes; SEM y TEM.

En la HAZ y en la FZ se exhibieron las mismas fases que las del material base, solo con diferentes cantidades, particularmente en el total de martensita desarrollada en esta región como se muestra en la Figura 4.4.

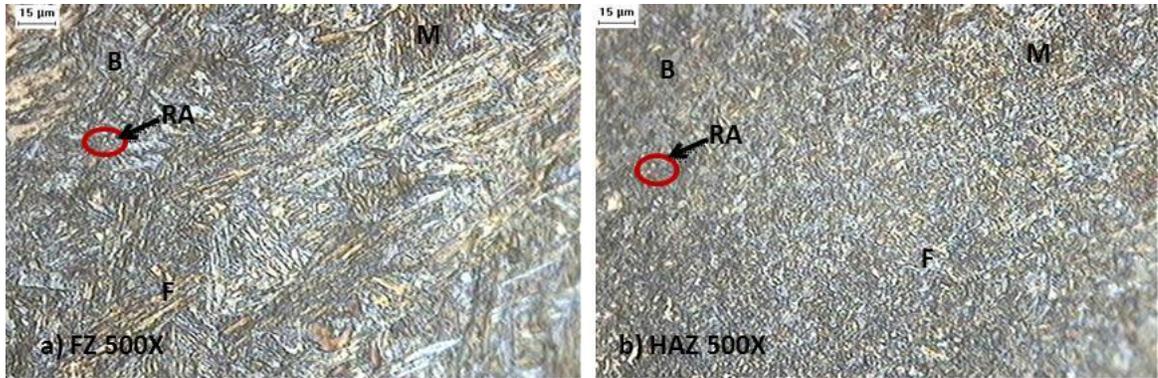


Figura 4.4 Micrografía óptica del acero AHSS TRIP en a) FZ, b) HAZ. Atacado con nital 5% y Klemm's 1. B: azul, RA: blanca brillante, F: amarilla y M: café oscuro.

En orden de revelar la ubicación principal y la cantidad de austenita retenida, se realizaron observaciones en la ZF por TEM, La Figura 4.5 muestra el empaquetamiento de bainita, el cual consiste de listones de ferrita alineada, separada por películas de austenita retenida. De acuerdo con trabajos publicados sobre la determinación de RA en aceros TRIP [39].

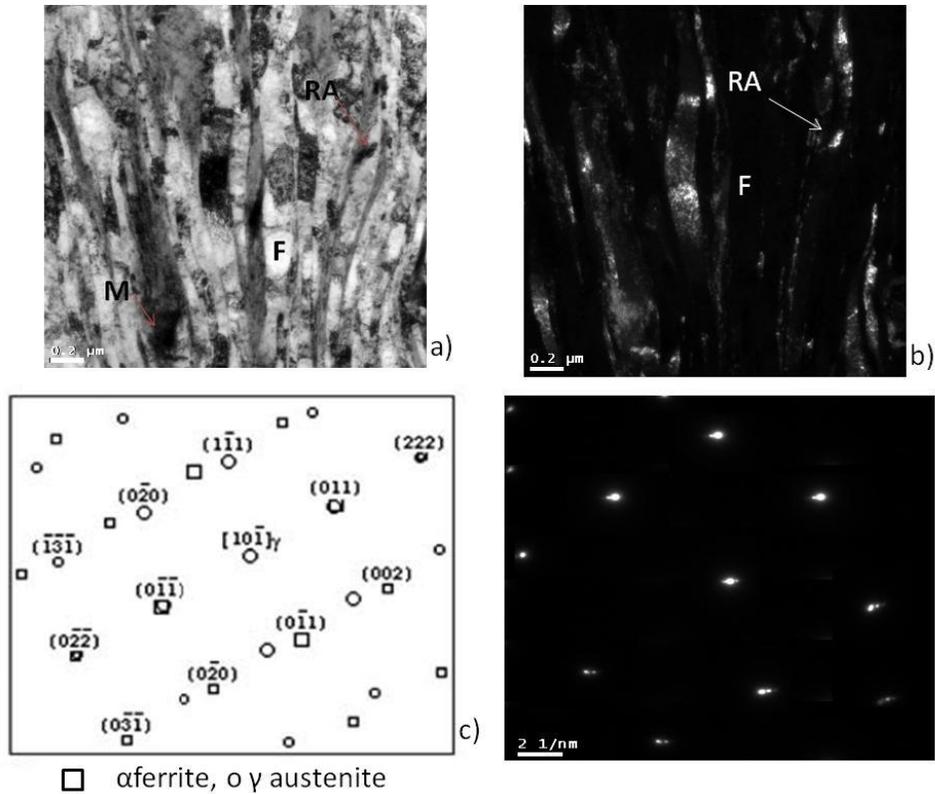


Figura 4.5 a) Zona de soldadura, b) Imágenes del campo claro y campo oscuro de un paquete de bainita, el cual es un compuesto de dislocaciones de listones de ferrita e interlistones de austenita. c) difracción simétrica del área seleccionada (SAD) y la simulación correspondiente de la relación de orientación entre la austenita y la ferrita.

En adición, la Figura 4.6 a) muestra la placa de martensita de alto carbono en la HAZ. Por lo tanto, es evidente que la microestructura de la soldadura exhibida tiene una fuerte influencia por la composición del acero (principalmente el contenido de C, Mn y Si), así como también el ciclo térmico experimentado en varias regiones de soldadura. La presencia de martensita también fue detectada por TEM en las regiones del metal base como se muestra en la figura 4.6 b).

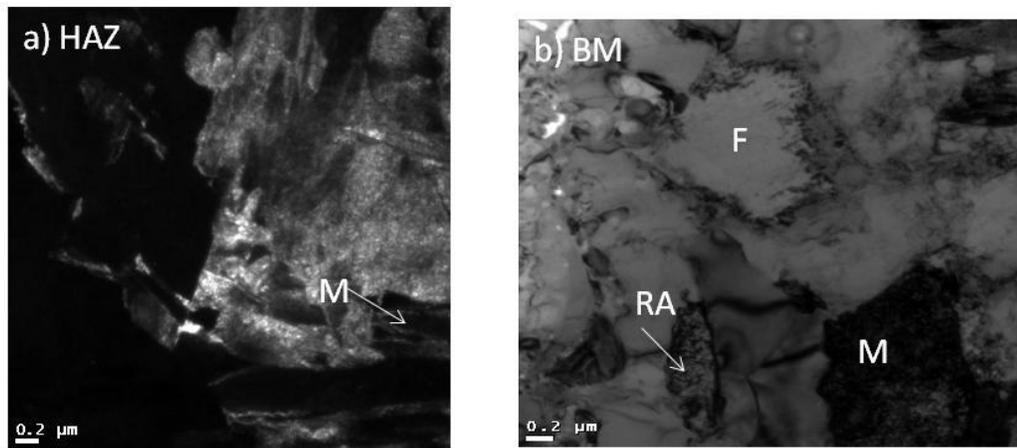


Figura 4.6 Micrografías por TEM en a) HAZ y b) BM mostradas en campo oscuro. Presencia de ferrita, martensita y austenita retenida.

Una determinación de la fracción de volumen de RA en el BM, FZ y HAZ fue hecha por análisis de imágenes (Figura 4.7a) y difracción de rayos X (XRD) (Figura 4.7b) usando la ecuación 4 y los parámetros involucrados en la tabla 3.8. En donde el porcentaje de RA en la HAZ y en la FZ bajo a 11.29 % cuando se compara con 12.54% de RA en el BM. Esto sugiere la transformación de RA a martensita.

En la HAZ, no hay una diferencia apreciable en la cantidad de RA cuando se compara con el BM. Aparentemente, el ciclo térmico en esta región no influyo significativamente en la partición de Mn o Si a la fase austenítica y no modifica el contenido de carbono existente. Sin embargo, las velocidades de enfriamiento relativamente rápidas inducen a porcentajes de volumen grandes de martensita de alto carbono.

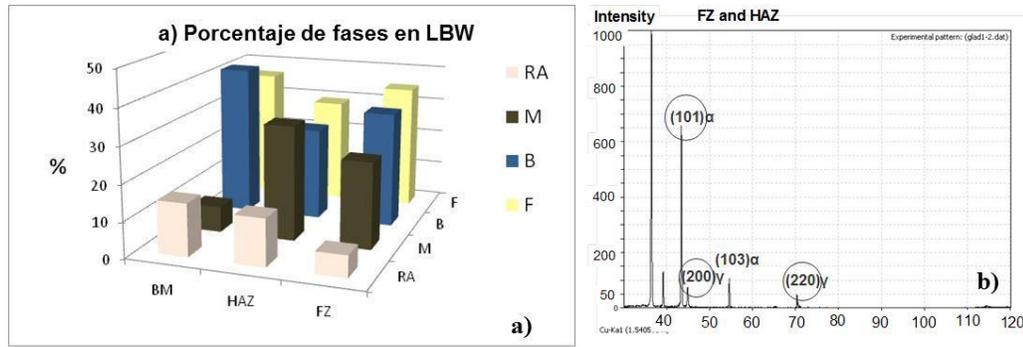


Figura 4.7 a) Porcentaje de fases en BM, HAZ, y FZ de la soldadura láser de aceros TRIP y b) Picos de difracción de rayos X correspondientes a FZ y HAZ.

El bajo calor de entrada en los procesos de soldadura Láser permite una velocidad de enfriamiento alrededor de los 417.81K/s [40]. De los resultados actuales, esta claro que la soldadura láser da un incremento a la velocidad de enfriamiento. La velocidad de enfriamiento crítica para la transformación de austenita a martensita puede determinarse por un diagrama de enfriamiento continuo (CCT). Desafortunadamente no hay reportes de las curvas CCT para aceros TRIP. Sin embargo, Li [41] y Bhadeshia [42], han propuesto modelos basados termodinámicamente y cinéticamente para la predicción de diagramas CCT en un amplio rango de aceros [42]. La Figura 4.8 muestra un diagrama CCT simulado para aceros TRIP basado en un modelo propuesto por Bhadeshia [42-43]. De acuerdo a la predicción del diagrama CCT, el acero, presenta una velocidad de enfriamiento crítico para la formación de martensita a 400°C/s. sin embargo dependiendo de la composición del acero puede presentar relativamente alto endurecimiento [44] dando así a velocidad de enfriamiento critico a 10-100°C/s.

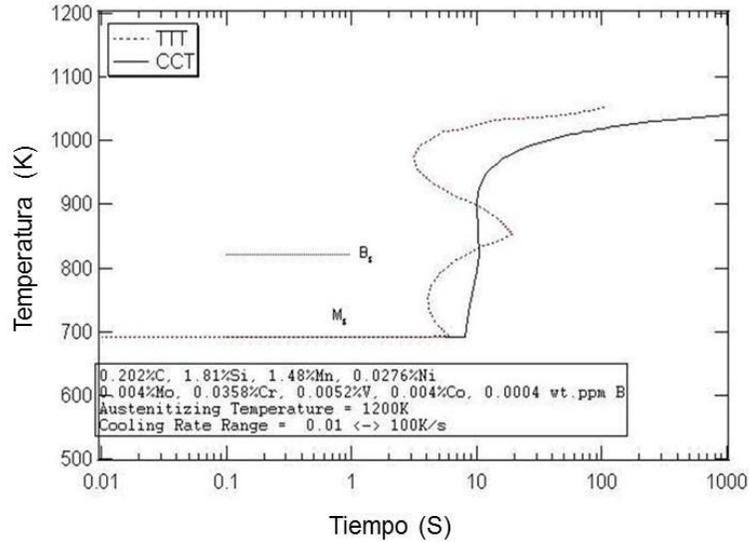


Figura 4.8 Diagrama CCT [42-43].

4.2.2 Microdureza

El perfil de microdureza de varias regiones del acero TRIP soldado se muestra en la Figura 4.9. Los números representan la localización de las indentaciones tomados a intervalos de espaciado de 1mm. La medida de microdureza indica que la soldadura promueve un incremento significativo de dureza en las regiones soldadas. En particular se encontró que el metal en las regiones adyacentes a la HAZ, exhibe un incremento significativo en durezas (punto 4 y 11 en Figura 4.9). Aparentemente, dado a las velocidades de enfriamiento relativamente altas, podría haberse formado posible martensita inducida por esfuerzos y desarrollado esfuerzos internos en la región del metal base adyacente a la HAZ. Los incrementos de microdureza van desde 275 Hv. en el BM a 500 Hv. en la HAZ y arriba de 600 Hv. en la FZ. En particular los perfiles de microdureza adquieren una morfología tipo “top hat” [45] atribuido al desarrollo de martensita atérmica, la cual ya no esta en función de la velocidad de enfriamiento.

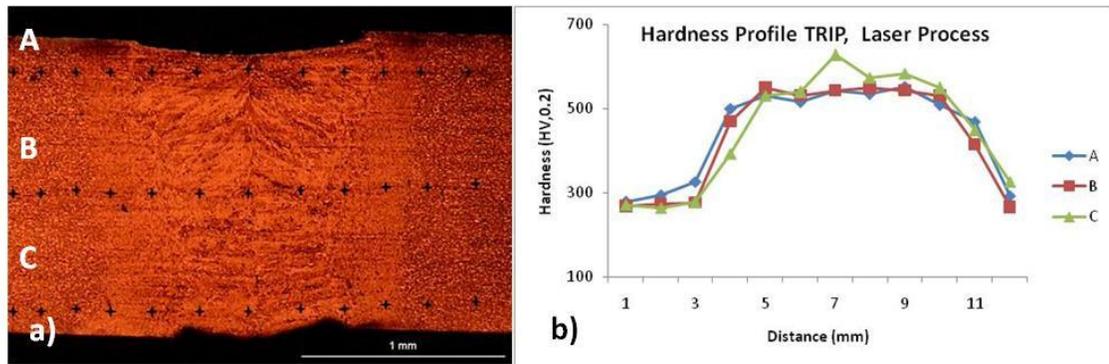


Figura 4.9 Perfil de microdureza en varias regiones de la soldadura de acero TRIP.

4.2.3 Pruebas de tensión

El esfuerzo ultimo a la tensión (UTS) y ductilidad de la soldadura del acero TRIP se muestra en la tabla 4.2. El máximo de valores para UTS están debajo de los 800MPa y la elongación disminuye a 15 %. Esto indica claramente que la soldadura láser de los aceros TRIP lleva a una reducción en la tenacidad de los aceros, para confirmar la perdida de tenacidad se observo la superficie de fractura en el BM adyacente a la HAZ. La Figura 4.10 muestra la apariencia de la fractura del tipo frágil, con posibles marcas de chevron. Esto sugiere la cantidad apreciable del desarrollo de martensita maclada en la HAZ de acuerdo con la determinación cuantitativa de esta tesis (ver Figura 4.7). Las superficies de fractura son relativamente delgadas y hay una falta de cavidad apreciable, por lo tanto insuficiente ductilidad. En la fractura del lado del metal base, la microestructura exhibe apreciable engrosamiento de fases. La Figura 4.11 muestra una comparación de los resultados microestructurales en el BM adyacente a la HAZ (Figura 4.11a) con una que se encuentra en el BM lejos de la HAZ (Figura 4.11b). Nótese el apreciable engrosamiento de varias fases constituyentes en el BM adyacente a la HAZ. Por lo tanto, es aparente que la interfase HAZ/BM llega a ser susceptible al agrietamiento dado al desarrollo de martensita de alto carbono y a los posibles esfuerzos internos. En consecuencia, es aparente que LBW promueve agrietamiento en la HAZ para las condiciones de soldadura aplicadas. Por lo tanto se sugiere de la selección

cuidadosa de los parámetros del proceso cuando se suelda con LBW y requiere de futura investigación.

Tabla 4.2. Resultados de pruebas de tensión del acero TRIP soldado por LBW

Muestra No	% E	Esfuerzo ultimo a la tensión UTS	
		MPa.	Zona de fractura
1	15.00	748.43	HAZ
2	21.67	789.83	BM
3	15.00	767.37	HAZ

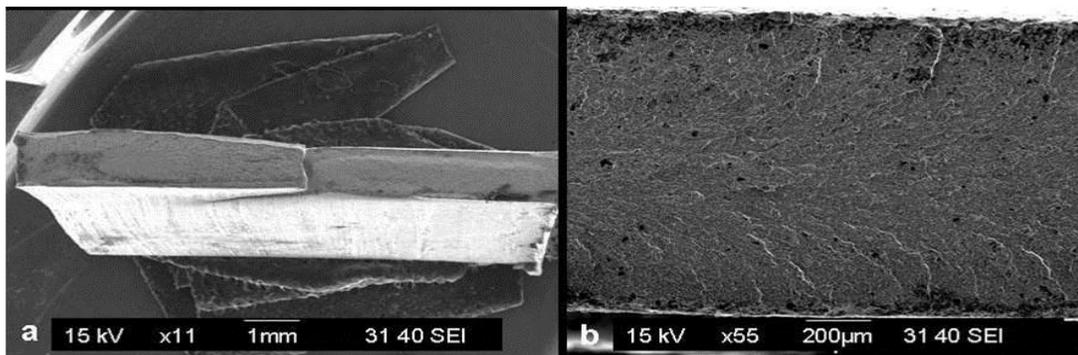


Figura 4.10 a) Vista completa de la superficie de fractura; b) Apariencia típica de fractura tipo frágil, asemeja marcas de chevron.

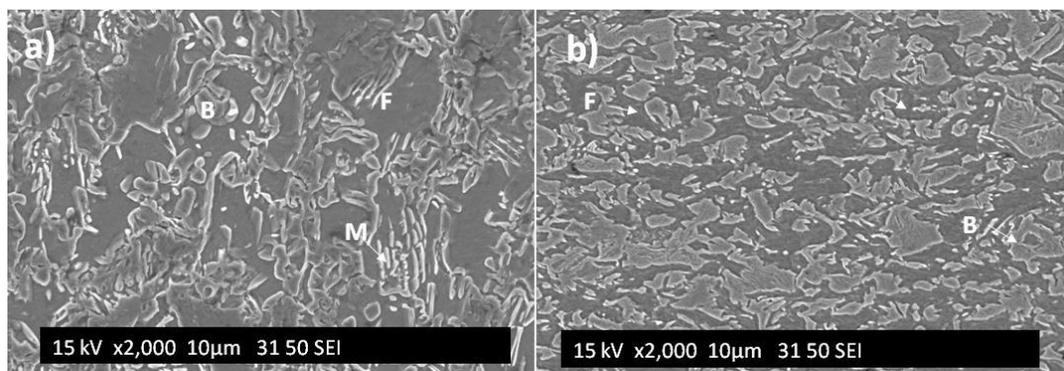


Figura 4.11 Micrografía en SEM de la fractura a) Fractura tipo frágil en la región BM-HAZ, b) Refinamiento de fases lejos de la HAZ.

4.3 Aceros TRIP soldados por el proceso FSW.

4.3.1 Caracterización del botón de soldadura (WN), zona afectada por el calor (HAZ) y zona afectada termomecánicamente (TMAZ).

La caracterización de la microestructura de los aceros TRIP esta asociado con algunos retos, dado la presencia de muchos constituyentes microestructurales simultáneos. En SEM no esta claro la distinción entre austenita y martensita, en EBSD no se puede distinguir entre martensita y bainita, pero si queda clara la presencia de austenita retenida, con el método de colorimetría con reactivo químico se pueden distinguir claramente todas las fases y apoyado en la técnica más avanzada como MET se observan con una mayor resolución.

En la figura 4.12 se muestran los perfiles de las soldaduras resultantes en los aceros TRIP soldados por FSW, en donde podemos observar tanto el WN, HAZ y TMAZ. Estos perfiles se obtuvieron utilizando el reactivo Klemm's I, conforme a la metodología de experimentación mencionada anteriormente; en el caso de la muestra 3 TF, debido a los parámetros utilizados, no presento una soldadura sana, por lo que no se considero para su estudio metalográfico, esta unión, durante el maquinado de la probeta para realizar ensayo de tensión fracturo.

La Figura 4.13 presenta las microestructuras encontradas en los WN de las muestras 1TF a 6TF en 200x, a excepción de la 6TF en 100x, de manera general podemos observar la austenita retenida como pequeñas islas brillantes, la martensita en color café oscuro, la bainita en color azul y la matriz de ferrita en color café claro. El proceso de soldadura por fricción produce una estructura de grano fino equiaxiales al centro de la soldadura, a través del incremento de la recristalización dinámica desde el calentamiento friccional y la deformación plástica significativa [46]. El área de recristalización, llamada zona de agitación, referente a la zona previamente ocupada por el pin de la herramienta es conocida como WN.

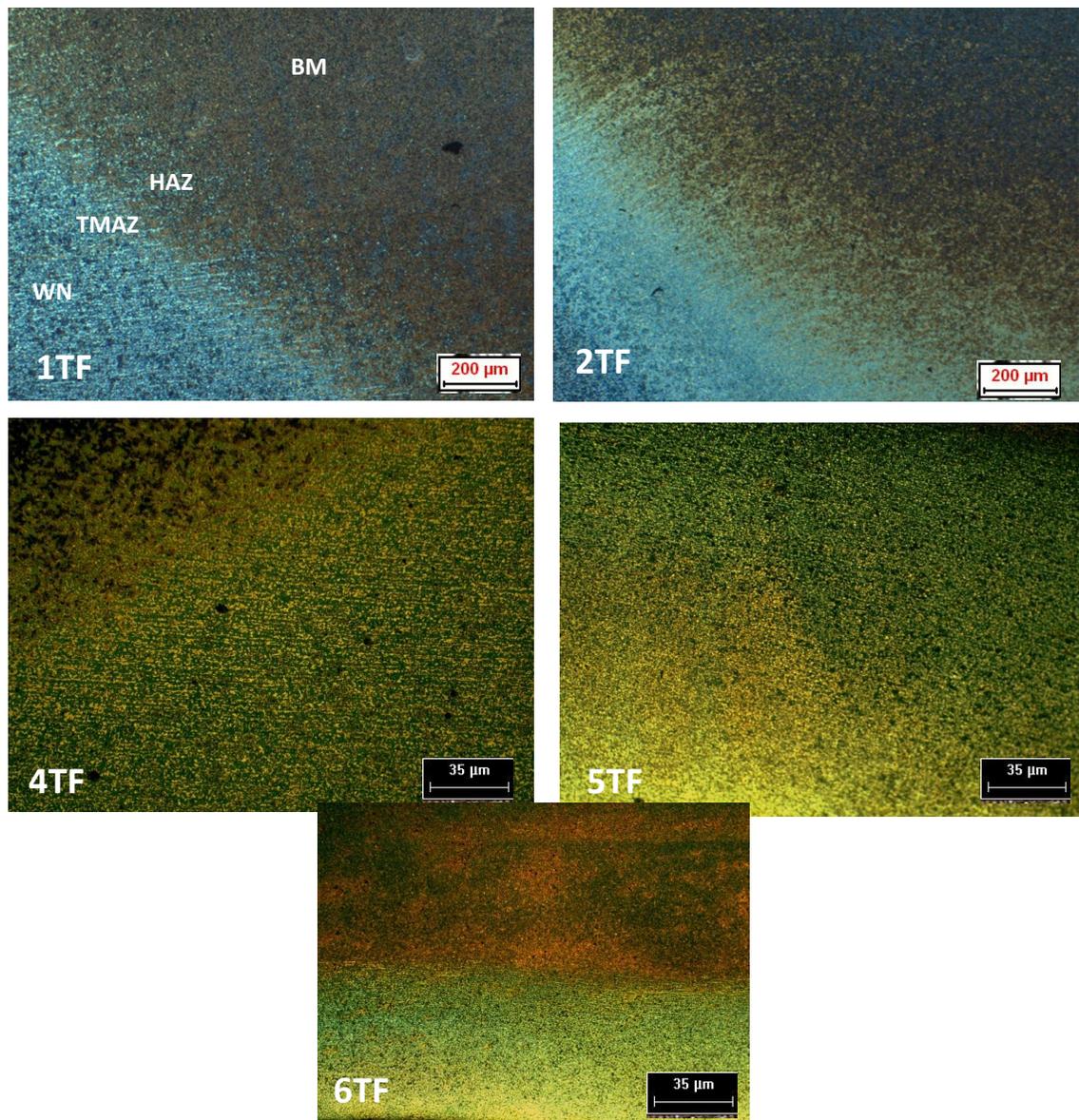


Figura 4.12 Perfil de las zonas presentes en la soldadura de aceros TRIP soldados por FSW.

En la HAZ el material es afectado solo por el ciclo térmico y el rango de temperaturas en esta zona oscilan entre 750-930°C. Esta temperatura es significativamente menor que la temperatura solidus, esto puede conducir a microestructuras algo diferentes cuando se compara con procesos de soldadura por fusión. El comportamiento microestructural en esta zona no difiere mucho al material base, inclusive la austenita retenida continua presente. En la Figura 4.14 se muestran las fases encontradas en las 5 muestras analizadas.

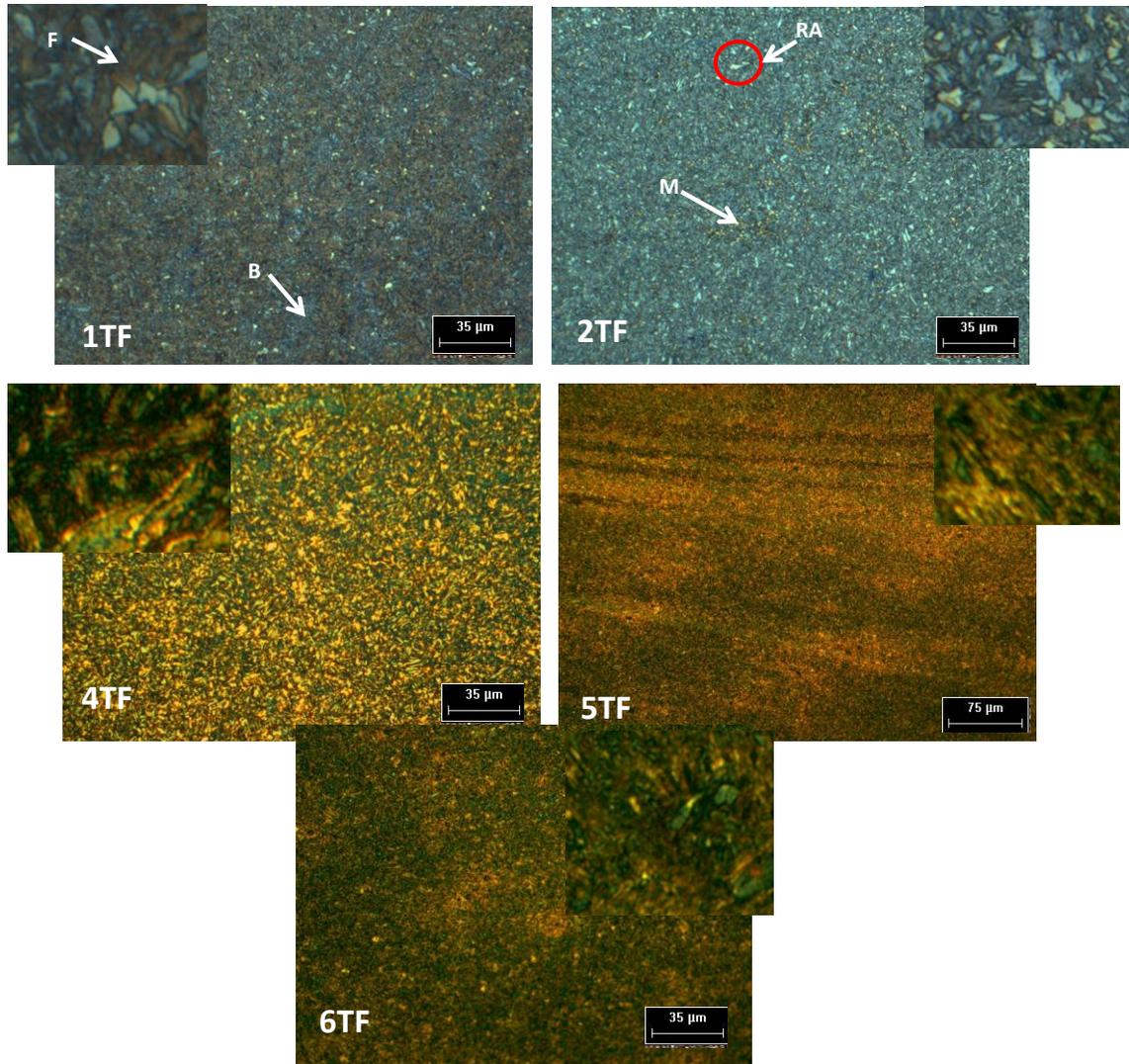


Figura 4.13 Microestructuras encontradas en WN de aceros TRIP soldados por FSW. Atacadas con nital y klemm's I.

En la ZATM el material que es adyacente a la zona de agitación, en la cual hay niveles de esfuerzo mucho más bajos y exposición a temperatura insuficiente para la recristalización, la microestructura difiere ligeramente del WN, la temperatura de esta zona se encuentra entre Ac_1 y Ac_3 , donde la ferrita y austenita coexisten. Conforme se va alejando del botón de soldadura la microestructura predominante es ferrita, como en la HAZ. En la Figura 4.15 se observan las fases presentes en cada una de las muestras, nótese que se presenta mayor zona de ferrita comparada con el botón de soldadura.

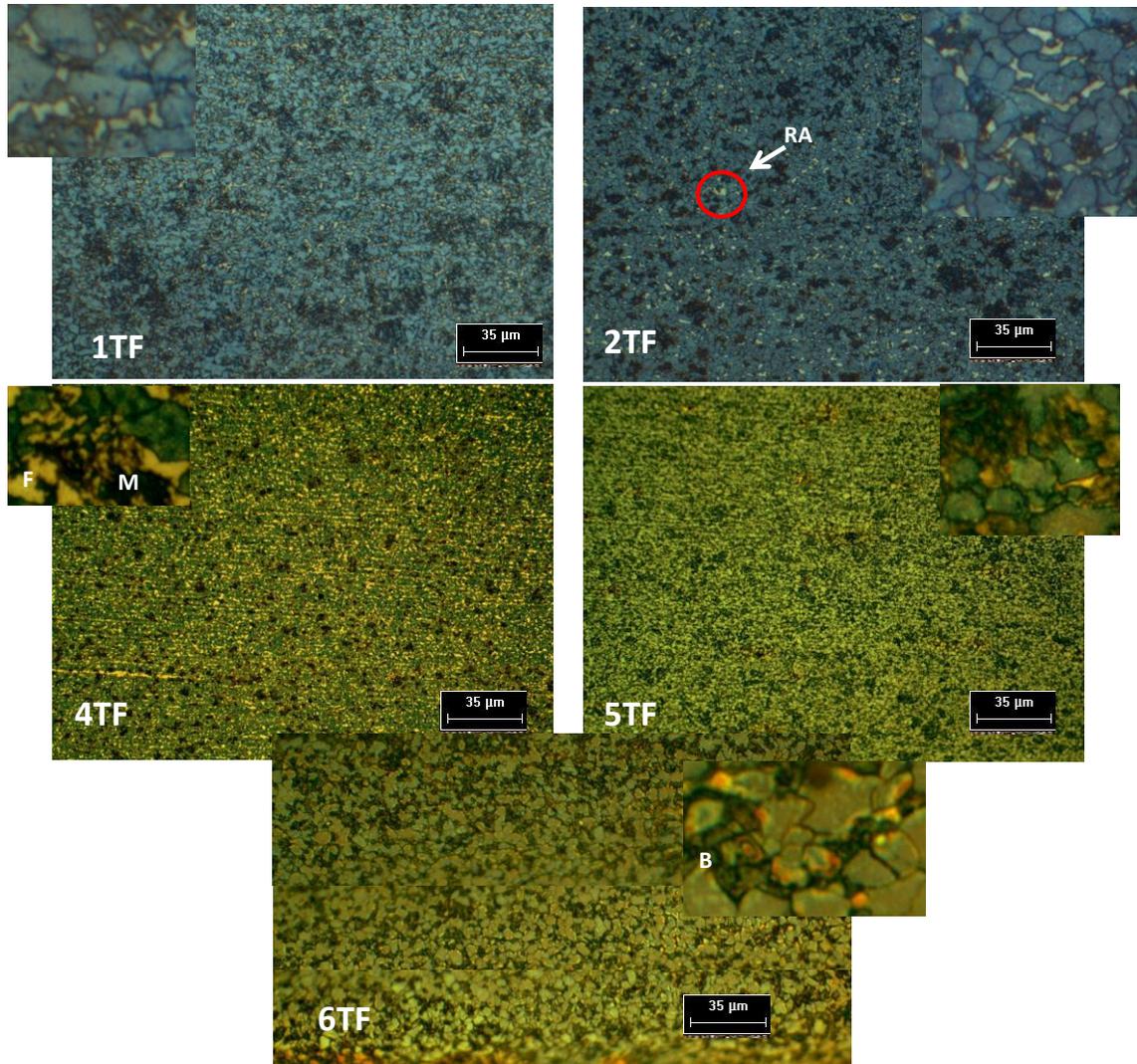


Figura 4.14 Fases encontradas en HAZ de aceros TRIP soldados por FSW. Atacadas con nital y klemm's I.

Con la finalidad de evidenciar y corroborar las fases presentes en aceros TRIP soldados por FSW se caracterizaron las muestras 1TF y 6TF. La muestra 1TF se analizó por SEM; XRD, EBSD y analizador de imágenes para cuantificar la cantidad de austenita retenida. La muestra 6TF se analizó por SEM, EBSD, analizador de imágenes y TEM.

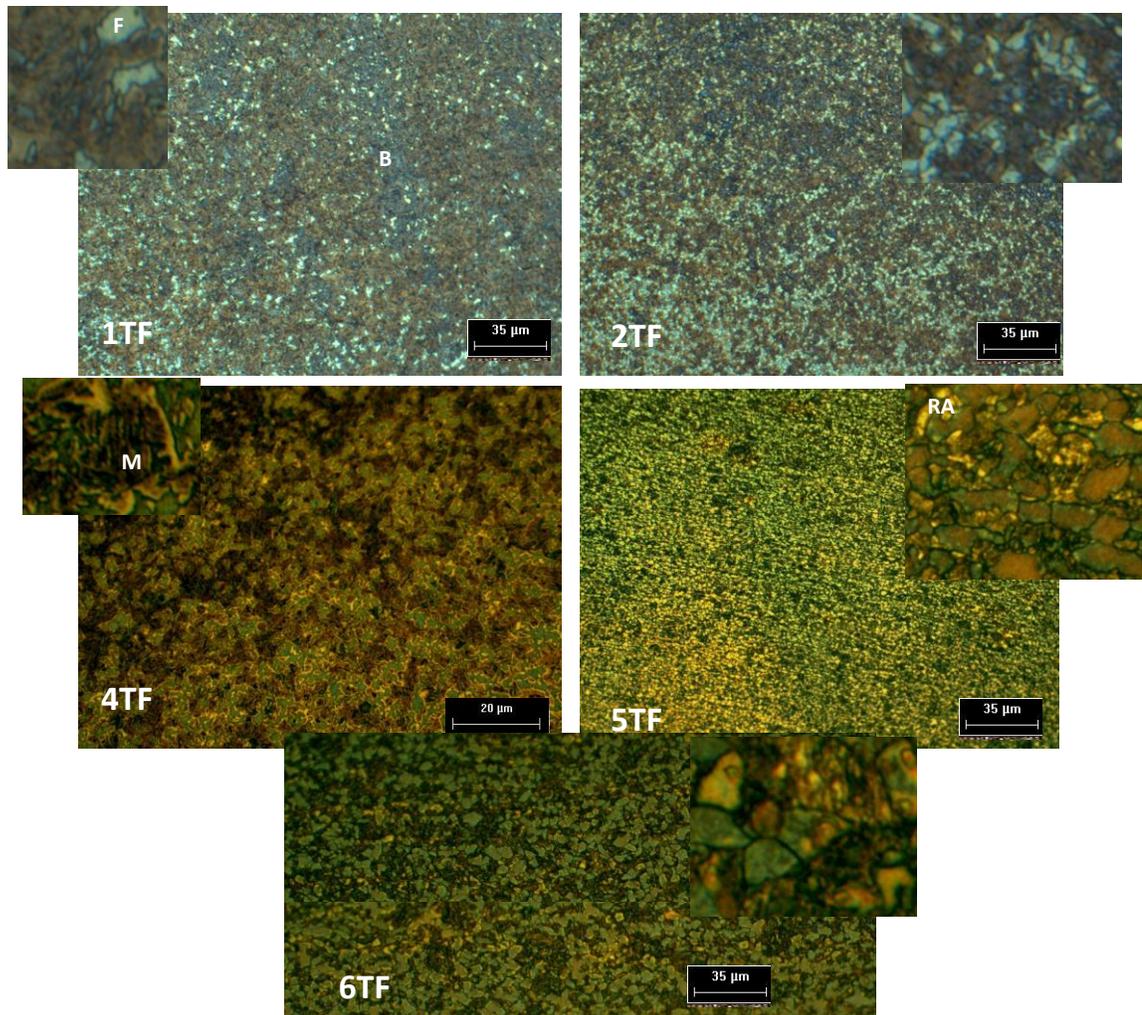


Figura 4.15 Fases encontradas en TMAZ de aceros TRIP soldados por FSW.
Atacadas con nital y klemm's I.

- **Muestra 1TF**

- 1. Microscopia electrónica de barrido (SEM).**

La figura 4.16 muestra las microestructuras en las diferentes zonas de un proceso de soldadura por fricción, en este caso puede observarse un apreciable refinamiento de fases en el botón de soldadura, mientras que en la TMAZ solo existe un engrosamiento de estas mismas fases. En el BM y HAZ no existió un cambio significativo.

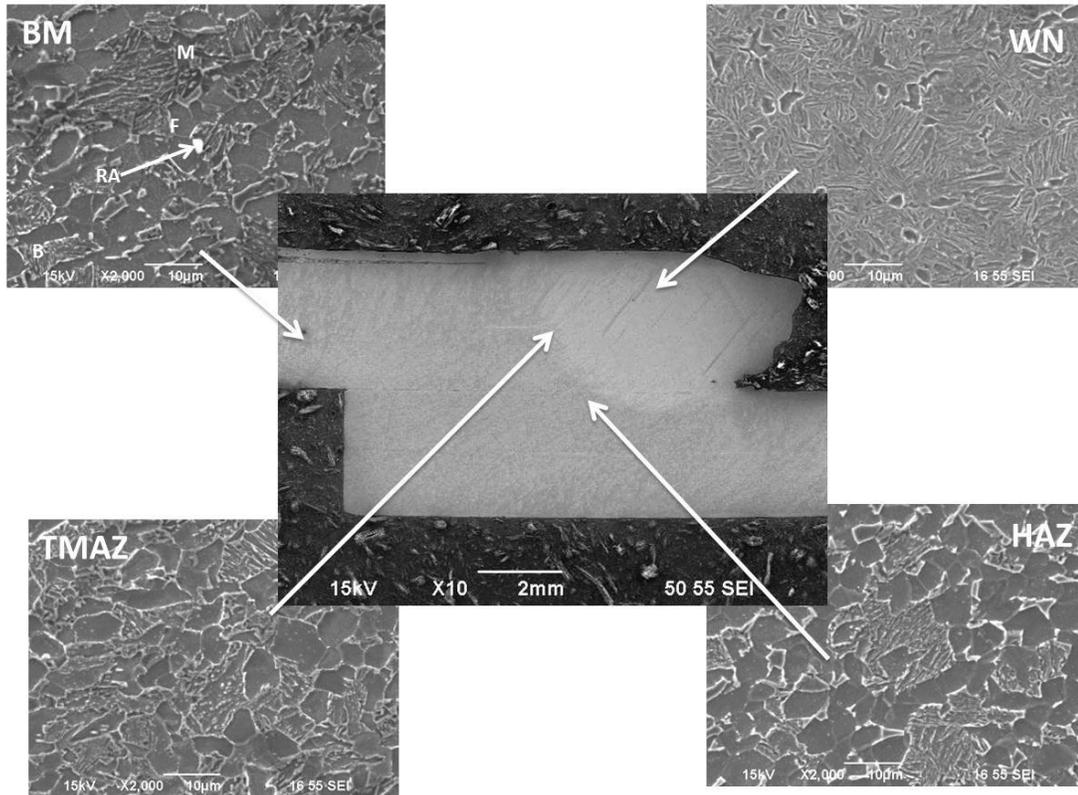


Figura 4.16 Micrografía en SEM de la muestra 1TF del BM, TMAZ, HAZ y WN.

2. Cuantificación de fases por difracción de rayos X (XRD), analizador de imágenes y difracción de electrones retrodispersados (EBSD).

Una determinación de la fracción de volumen de RA en el BM, WN y HAZ fue hecha por análisis de imágenes (Figura 4.17a) y difracción de rayos X (XRD) (Figura 4.17b-d) usando la ecuación 4 y los parámetros involucrados en la tabla 3.8. En donde el porcentaje de RA en la HAZ y en el WN subió a 15.39 % cuando se compara con 11.83 % de RA en el BM. Esto indica que en esas zonas las temperaturas alcanzadas se encuentra entre la línea Ac_1 y Ac_3 donde la ferrita y austenita coexiste, manteniendo un mayor porcentaje de austenita durante el enfriamiento y el resto transforma en las otras fases como bainita y martensita. Utilizando el analizador de imágenes se observa que la cantidad de martensita aumenta a 8.96 % en HAZ y 23.72 % en WN. Mientras que la bainita disminuye ligeramente de 41.1 % del BM hasta 33.56 en WN, por ultimo la

ferrita también tiene una disminución conforme se acerca al botón de soldadura. La Figura 4.18 a) BM y b) HAZ muestra las imágenes tomadas para realizar la cuantificación por medio del analizador de imágenes, mientras que en la Figura 4.19 se observa a) ZATM y b) WN, tomadas a 500x por microscopio óptico.

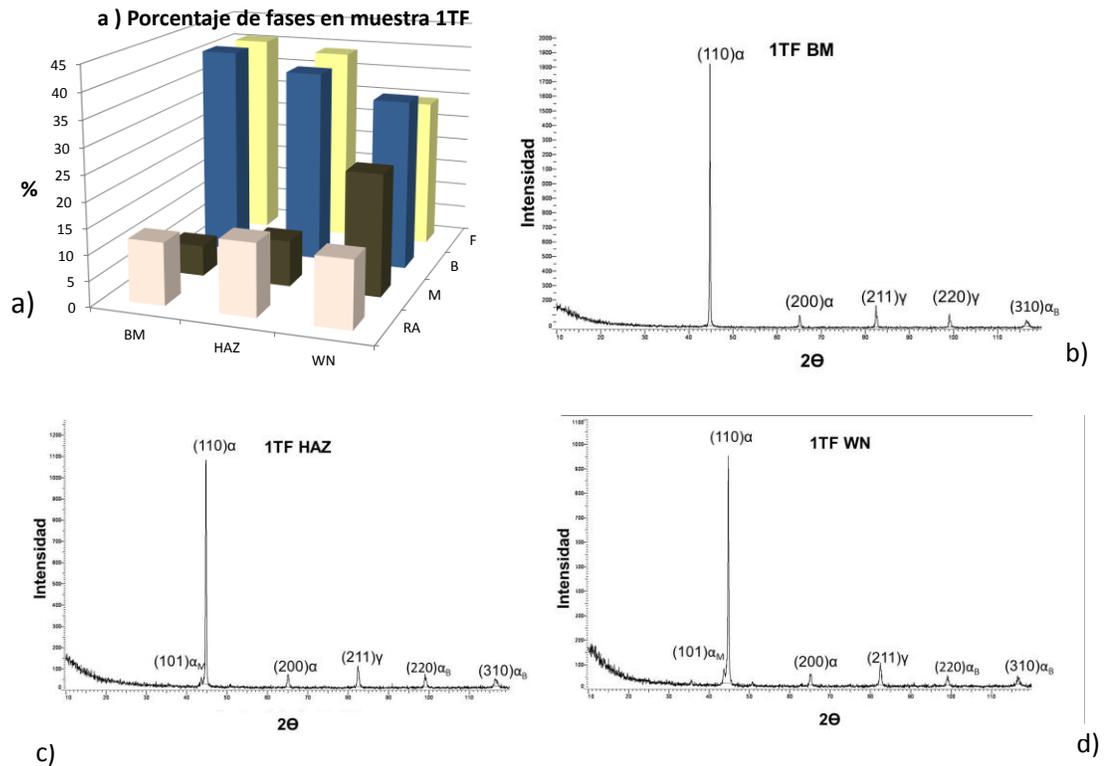


Figura 4.17 a) Porcentaje de fases en BM, HAZ, y WN en FSW de aceros TRIP, b) Picos de difracción de rayos X correspondientes a BM, c) HAZ, d) WN.

Como el flujo de material durante la soldadura por fricción ocurre en estado sólido, este proceso puede interpretarse en términos de una intensa deformación plástica a altas temperaturas. Por lo tanto, el flujo del material permite la formación de una textura cristalográfica en el WN, un ejemplo de la textura formada en la zona de agitación se muestra en la Figura 4.20.

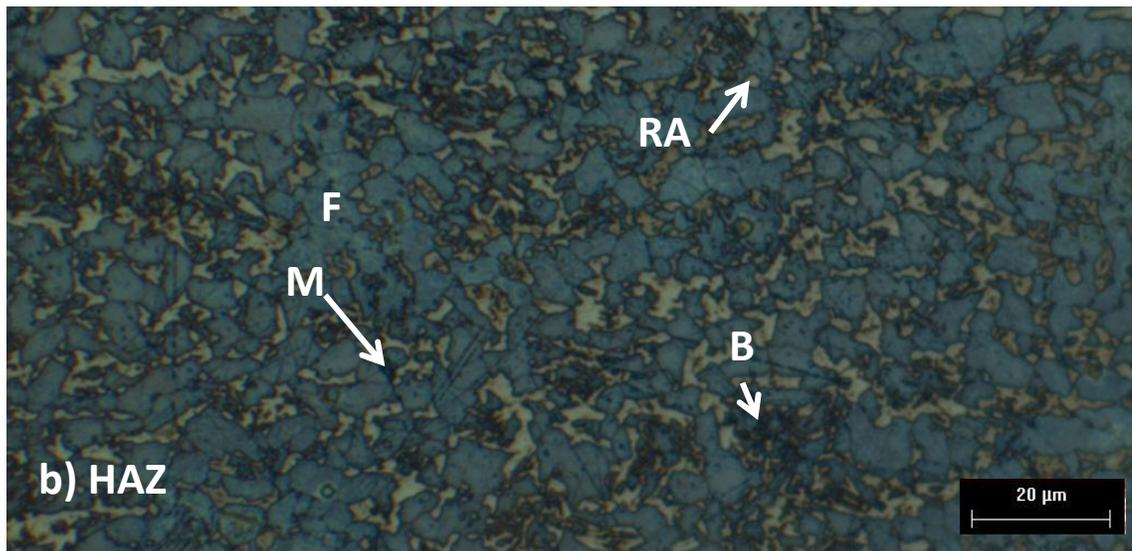
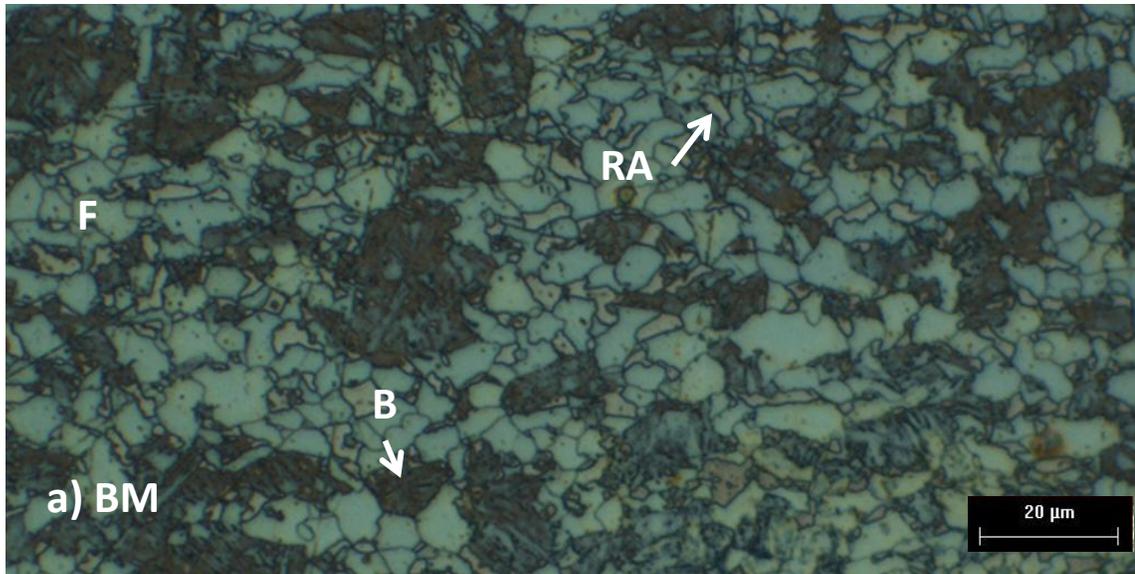


Figura 4.18 Imágenes por microcopia óptica de a) BM y b) HAZ de la muestra 1TF soldada por FSW. Atacada con nital 5% y klemm's I.

La austenita retenida y la ferrita pueden distinguirse fácilmente por EBSD, ya que tienen diferente estructura cristalográfica. La martensita no se encuentra indexada por el software o muestra un área con bajo patrón de calidad (PQ) y una alta densidad de límites de grano. Sin embargo la ferrita y ferrita bainítica en los aceros, ambas presentan la misma estructura cristalográfica, bcc, por lo que se requiere de un esfuerzo para poder distinguirse.

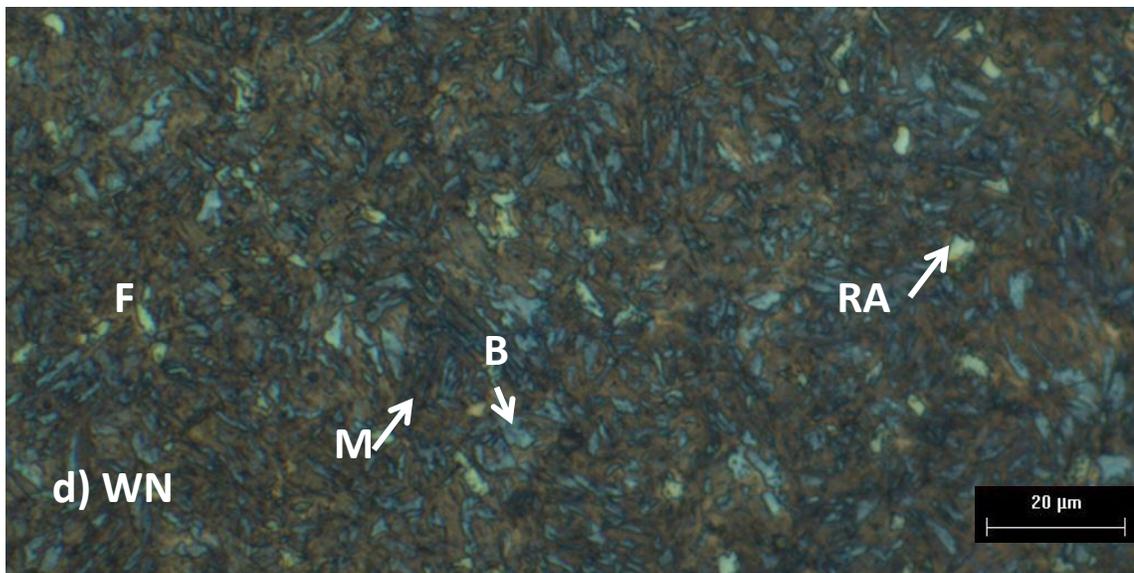
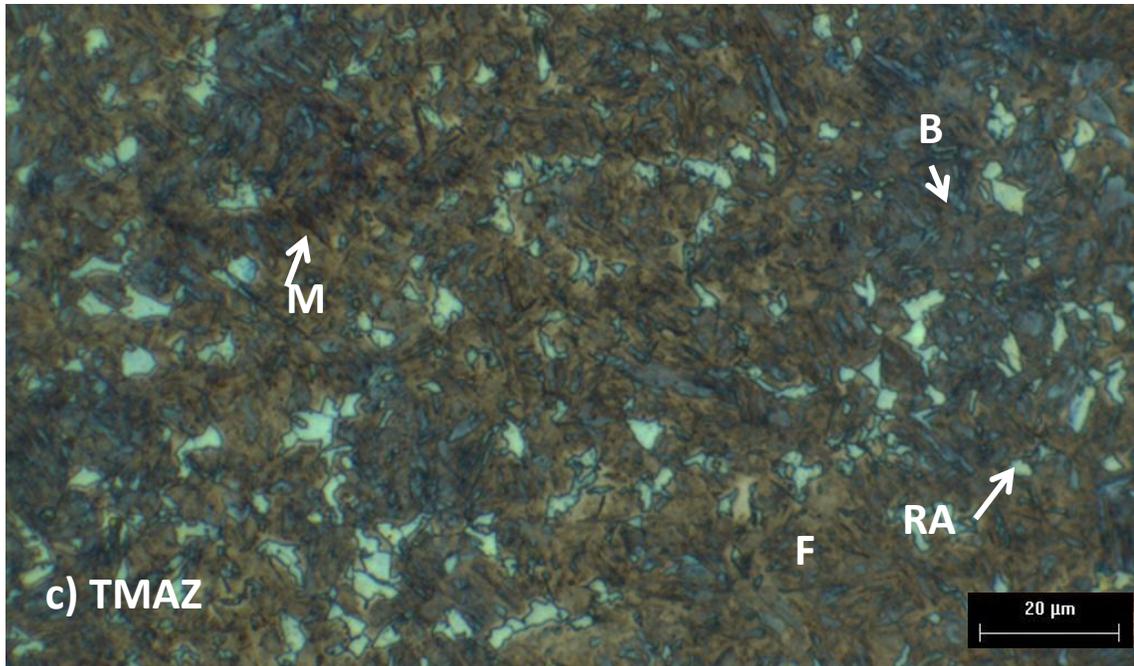


Figura 4.19 Micrografías ópticas de c) TMAZ y d) WN de la muestra 1TF soldada por FSW. Atacada con nital 5% y klemm´s I.

Investigaciones hechas por Hutchinson 1998 y Petrov 2009, han usado la difracción PQ (también llamada calidad de imagen (IQ) o índice de confiabilidad (CI)) para distinguir ambos constituyentes. Sin embargo, ninguno de los valores menciona una única identificación clara de fases, ya que depende de factores

adicionales como contaminación, preparación de muestra u orientación del grano.

Una cuantificación de fases con la técnica EBSD se realizó en esta tesis, considerando hierro α completamente como ferrita, por lo que no se cuantificó bainita. Encontrando que en el WN la cantidad de austenita retenida en un área de 80 μm por 70 μm , con paso de 0.35 μm a 500x, fue de 11.7 %. La Figura 4.21 muestra la grafica y el valor dado por el software.

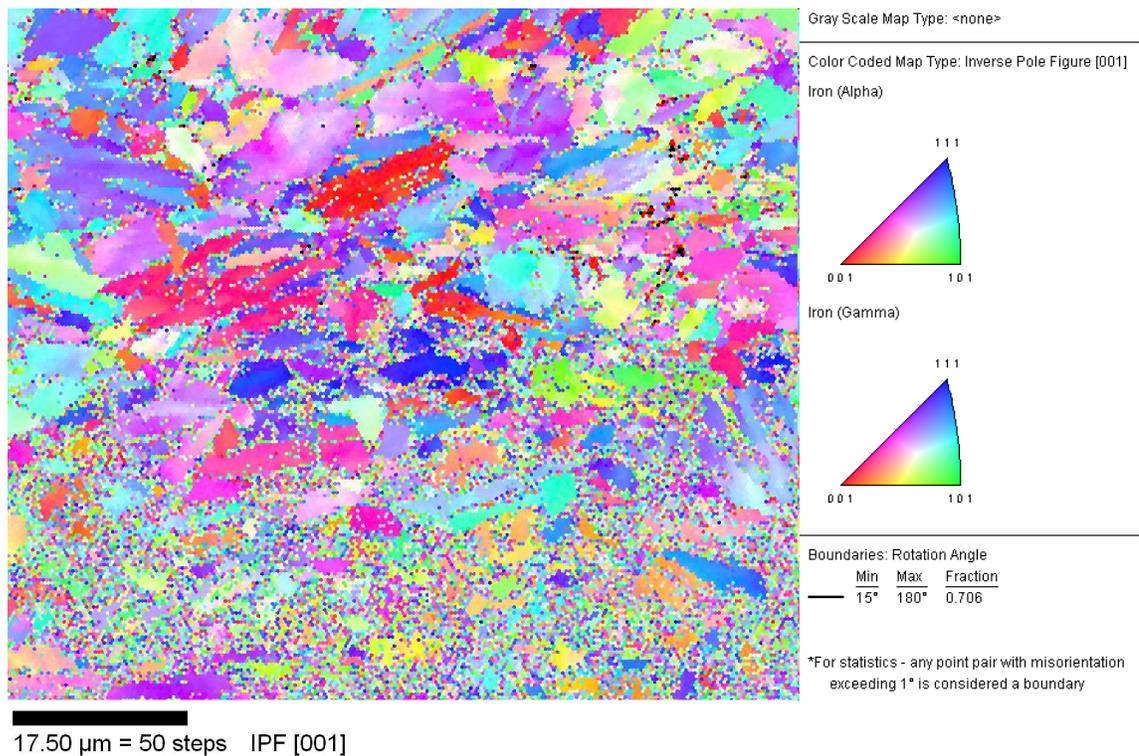


Figura 4.20 Imagen de orientación del botón de soldadura, técnica EBSD.

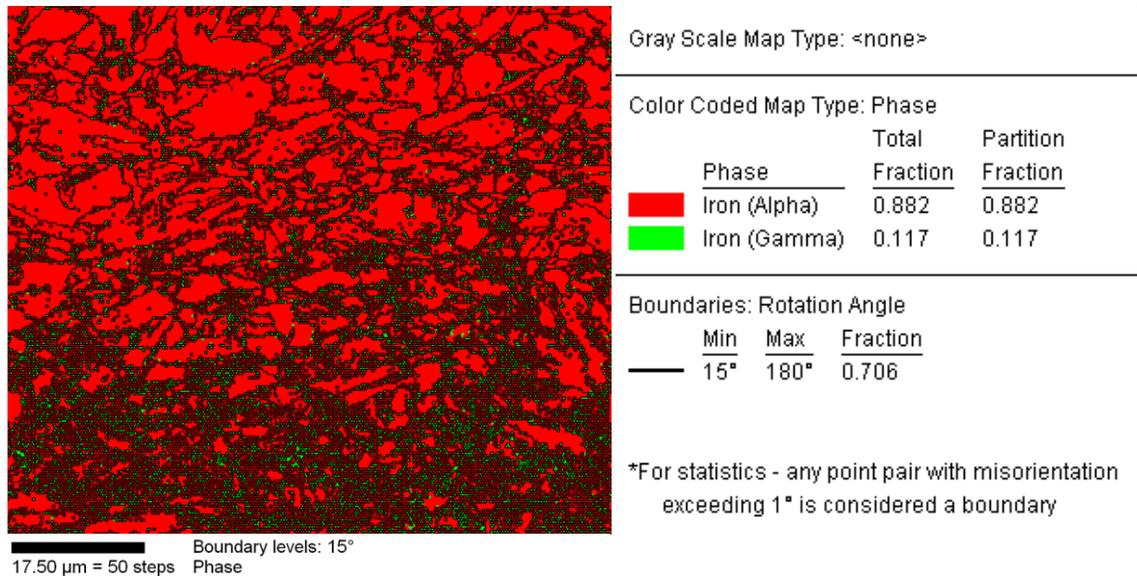


Figura 4.21 Imagen de cuantificación de hierro α y Hierro γ , proporcionadas por el software del quipo EBSD.

- **Muestra 6TF**

- 1. Microscopía electrónica de barrido (SEM).**

La figura 4.22 muestra las microestructuras en las diferentes zonas del proceso de soldadura por fricción, en este caso puede observarse un apreciable refinamiento de fases en el botón de soldadura, comparado con el BM. Sin embargo, no se presenta una diferencia considerada entre las HAZ, WN y TMAZ. Esto ocurre sin duda debido al precalentamiento al que se sometieron las láminas de acero TRIP, alcanzando una temperatura de 300°C, razón por la cual no hubo un diferencial de temperatura considerable entre la herramienta y la pieza de trabajo, permitiendo así un enfriamiento lento, homogenizando las fases en las tres zonas.

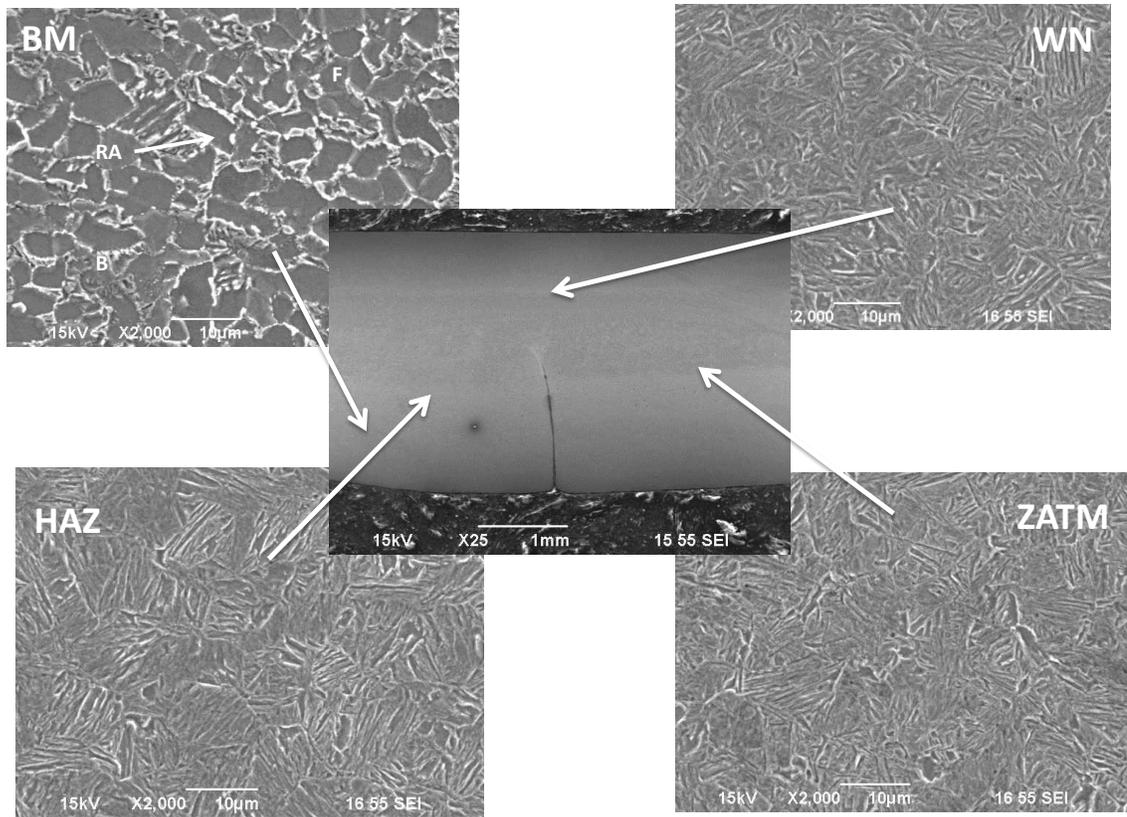


Figura 4.22 a) Micrografía en SEM de la muestra 6TF del BM, TMAZ, HAZ y WN.

2. Cuantificación de fases por analizador de imágenes y difracción de electrones retrodispersados (EBSD).

Una determinación de la fracción de volumen de RA en el BM, WN, ZATM y HAZ fue hecha por análisis de imágenes (Figura 4.23). En donde el porcentaje de RA en la HAZ fue de 12.96 % muy similar al valor del BM de 12.15 %, de igual manera solo hubo una pequeña disminución en la TMAZ y WN, este ultimo con 9.72%. El porcentaje de martensita tuvo su valor máximo en el botón de soldadura con 16.52%, el valor de bainita y ferrita se comporto de manera similar en todas las zonas. La Figura 4.24 y 4.25 muestra las micrografías tomadas por microscopia óptica para la cuantificación de fases por analizador de imágenes.

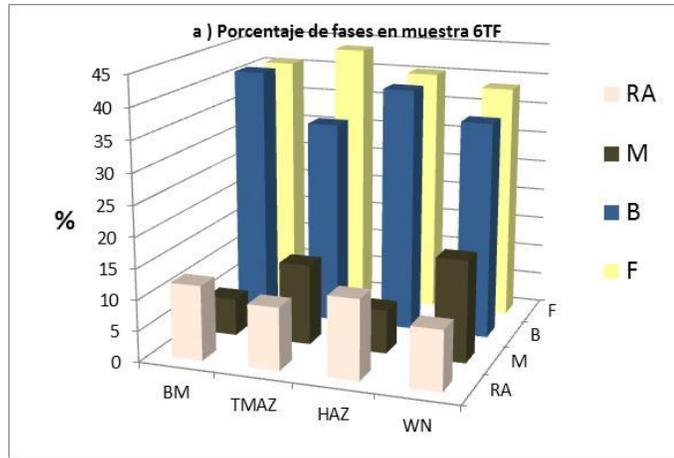


Figura 4.23 Porcentaje de fases en BM, TMAZ, HAZ, y WN en FSW de aceros TRIP, muestra 6TF.

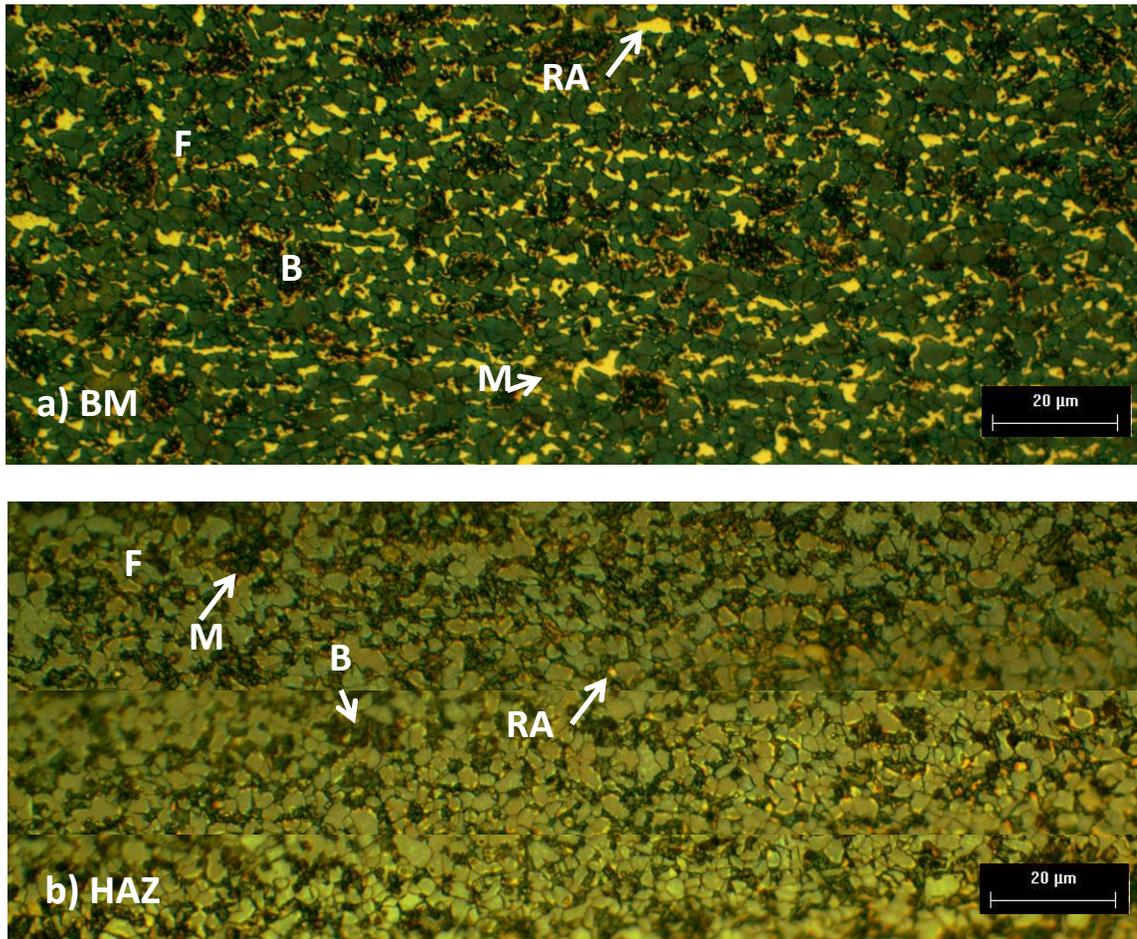


Figura 4.24. Imágenes por microcopia óptica de a) BM y b) HAZ de la muestra 6TF soldada por FSW. Atacada con nital 5% y klemm's I.

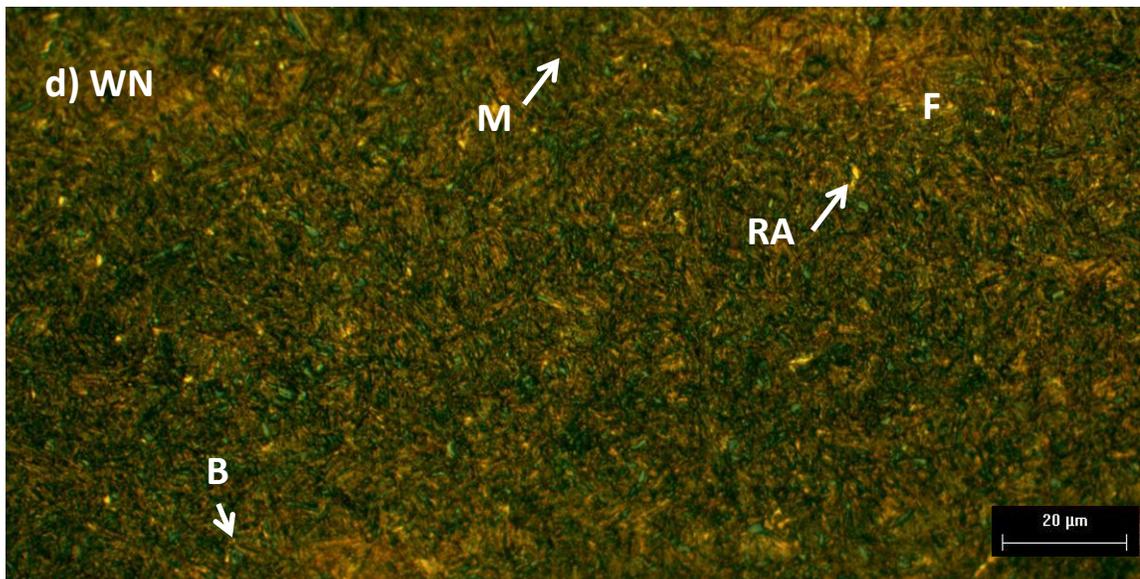
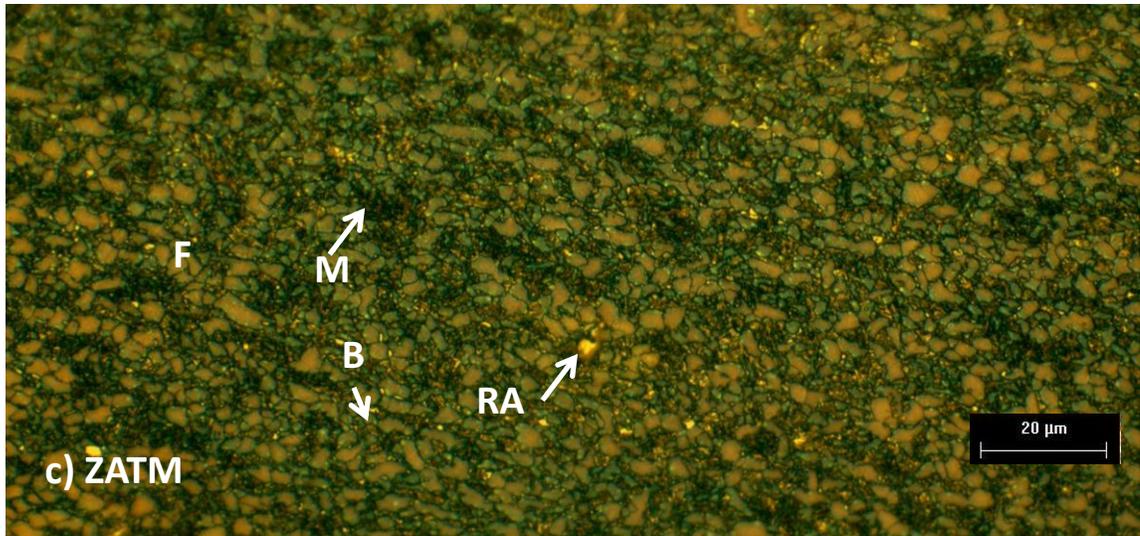
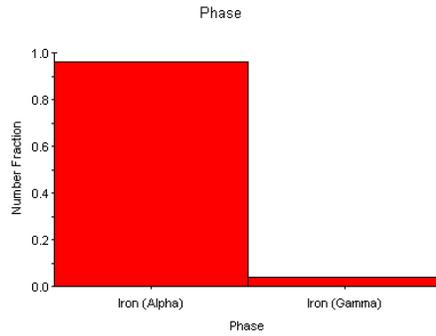
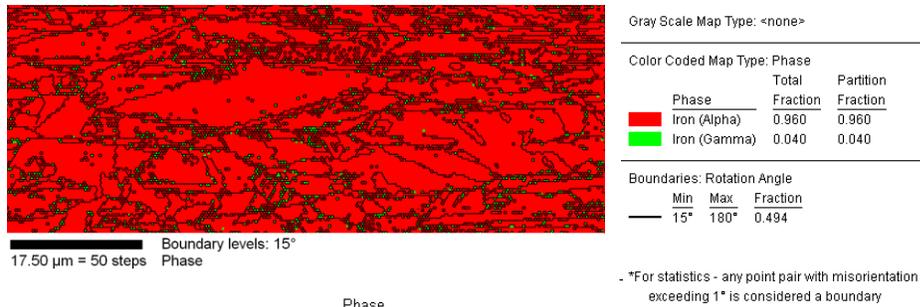
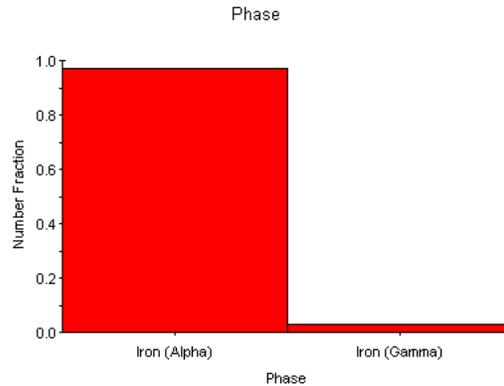
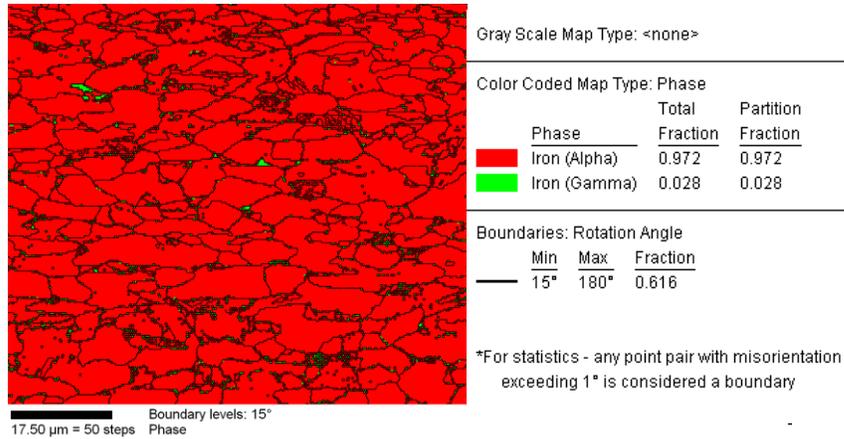


Figura 4.25 Micrografías ópticas de c) TMAZ y d) WN de la muestra 6TF soldada por FSW. Atacada con nital 5% y klemm's I.

La cuantificación de fases con la técnica EBSD hecha en el WN y HAZ de la muestra 6TF mostró que la cantidad de austenita retenida en un área de 30 μm por 70 μm fue de 4.0% en el WN, mientras que en la HAZ en una área de 80 μm por 70 μm se encontró 2.8%. La Figura 4.26 muestra las graficas y el valor dado por el software, en la Figura 4.27 encontramos las imágenes de orientación de ambas zonas.



a) WN



b) HAZ

Figura 4.26 a) Graficas de cuantificación de hierro α e Hierro γ , proporcionadas por el software del quipo EBSD. a) WN y b) HAZ.

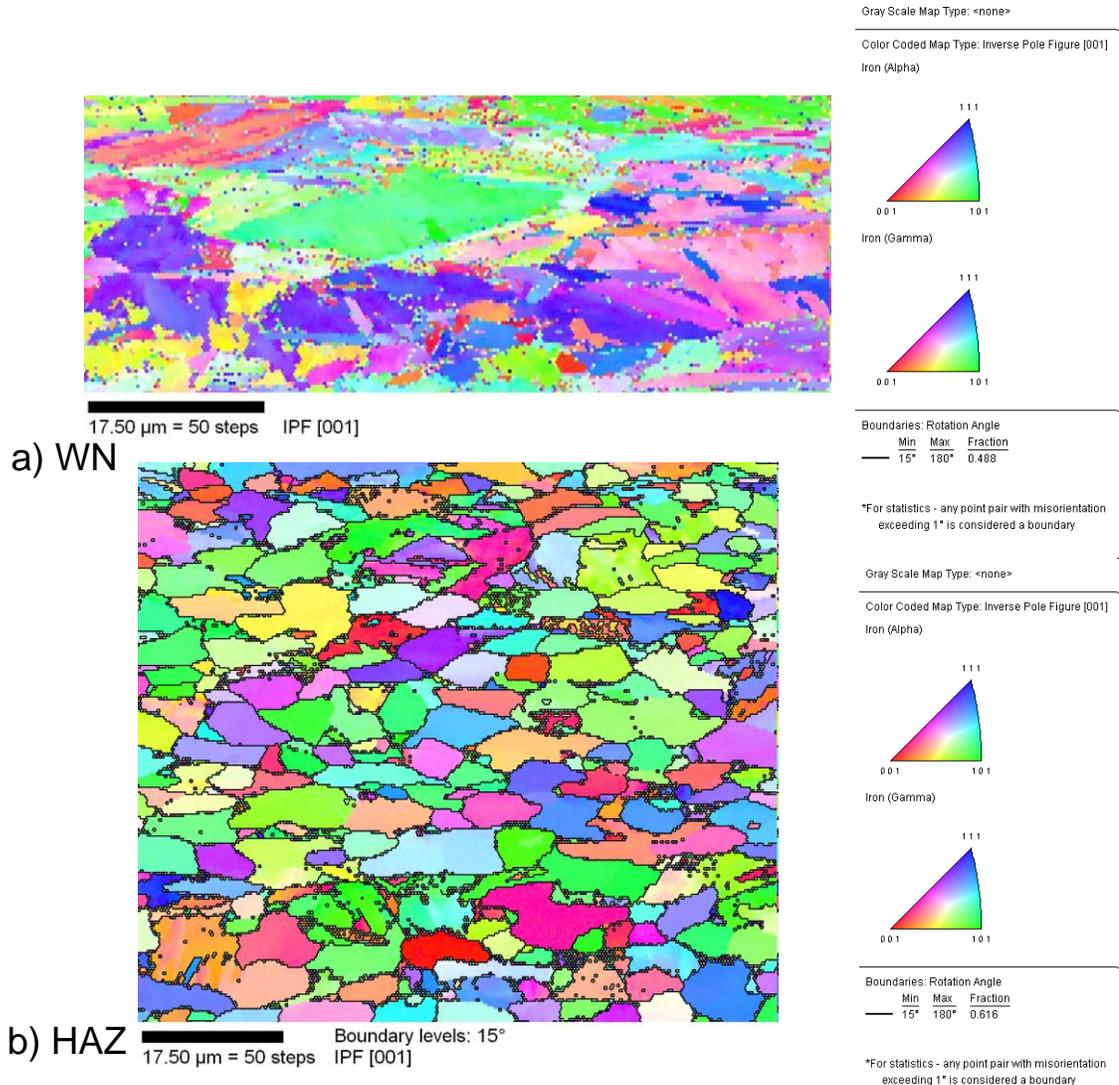


Figura 4.27 a) Imagen de orientación del botón de soldadura y b) zona afectada por el calor.

3. Microscopía electrónica de transmisión (TEM).

En orden de evidenciar la austenita retenida, así como las fases con mecanismo de transformación del tipo desplazamiento se realizaron observaciones en la HAZ y WN por TEM, La Figura 4.28 muestra la morfología de la microestructura de grano fino de los aceros TRIP, en donde se aprecia la austenita retenida en la HAZ, con un tamaño de grano aproximado de 1μm, así mismo se evidencia la presencia de ferrita y bainita superior, en esta ultima la

precipitación de carburos desde la austenita es enriquecida en carbono. El carburo más común es la cementita, particularmente en aceros que contienen gran concentración de silicio, como es el caso de los aceros TRIP con 2.35 % e. p [47].

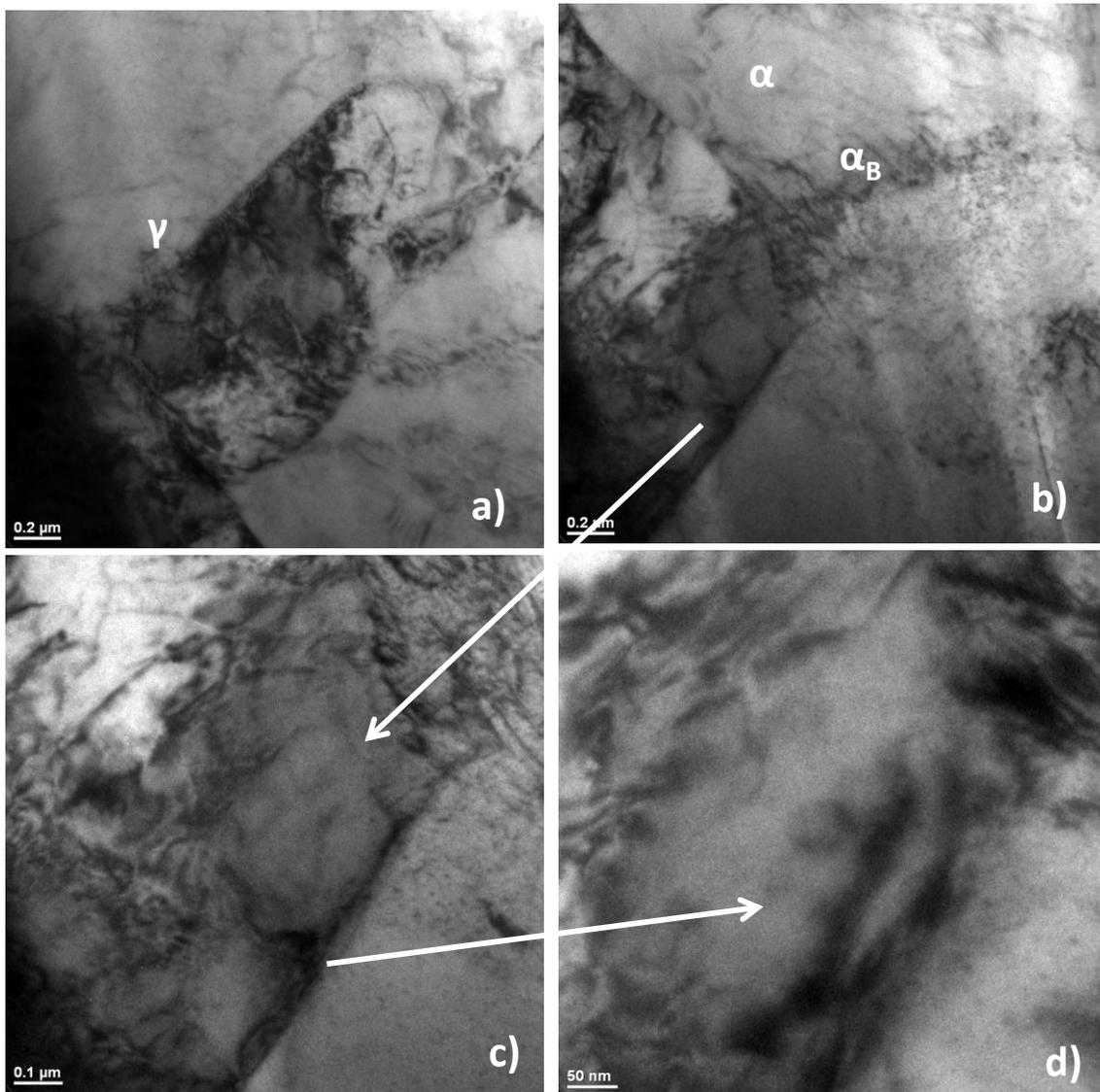


Figura 4.28 a) Imagen de austenita retenida en campo claro, b) evidencia de ferrita y bainita en la HAZ de la muestra 6TF, distribución de partículas de cementita entre las plaquetas de ferrita en bainita superior. c) 0.1 μm y d) 50nm.

En la Figura 4.29 la presencia de bainita, austenita e incluso algunas áreas de martensita se observan claramente en el WN, debido a la recristalización que

ocurre en esta zona se emplearon escalas de $0.1 \mu\text{m}$ correspondiente a 100nm hasta $0.002 \mu\text{m}$ (2nm). En la Figura 4.29 a) se observa una zona con grano de ferrita mayor a $1.5 \mu\text{m}$ con algunas áreas de austenita, al enfocar la muestra un poco más hacia la derecha en el MET se encontraron los granos recristalizados de austenita, ferrita, bainita y martensita, Figura 4.29 b). En la Figura 4.29 c) a 100nm se exhibe la bainita inferior, la ferrita se satura con carbono originando una precipitación de carburos dentro e internamente de las sub-unidades de ferrita. Por ultimo en la Figura 4.29 d) a 2nm revela que las partículas de cementita contienen regiones de carburos-X dando más soporte a la analogía entre martensita revenida y bainita inferior. Esto es consistente con las observaciones de Ohmori, donde la cementita en la ferrita bainítica incrementa en tamaño durante la transformación, como si creciera de la ferrita supersaturada de carbono. Ohomori (1986) también afirmo que los mecanismos de precipitación en la bainita inferior fueron diferentes que en la martensita revenida, debido a que la cementita en la bainita inferior contenía una cantidad menor de carburos-X [47].

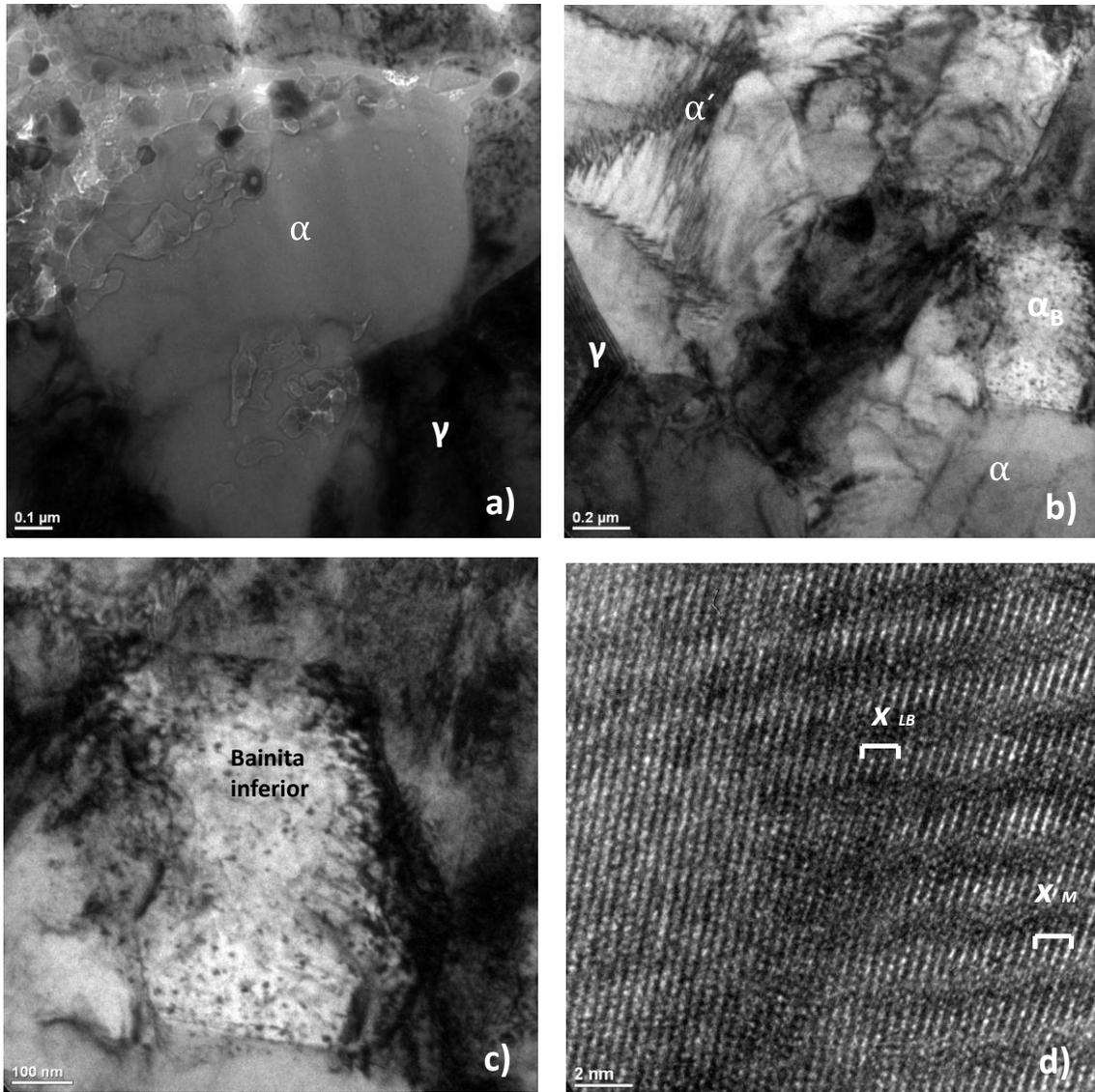


Figura 4.29 Micrografía de transmisión de electrones. a) Imagen de austenita retenida y ferrita, b) granos recristalizados de austenita, ferrita, bainita y martensita en el WN de la muestra 6TF, c) bainita inferior, d) partículas de carburo en bainita inferior LB, partículas de carburo formadas durante martensita revenida, M.

4.3.2 Microdureza y Pruebas de tensión

El perfil de microdureza de las 5 muestras soldadas de acero TRIP por FSW se muestra en la Figura 4.30, donde todas presentan morfología tipo “top hat”, sin embargo las muestras 1TF y 2TF obtuvieron el máximo valor de dureza en el botón de soldadura, con un valor de 419.7Hv y 450.8Hv respectivamente, no se utilizó precalentamiento en ambas muestras. En la Tabla 4.3 se encuentra la zona de fractura, así como las propiedades mecánicas de las probetas maquinadas para realizar las pruebas de tensión a esfuerzo cortante en uniones a traslape y de tensión aplicadas a uniones a tope. Los resultados de la carga máxima soportada por las 5 probetas las podemos observar en la Figura 4.31.

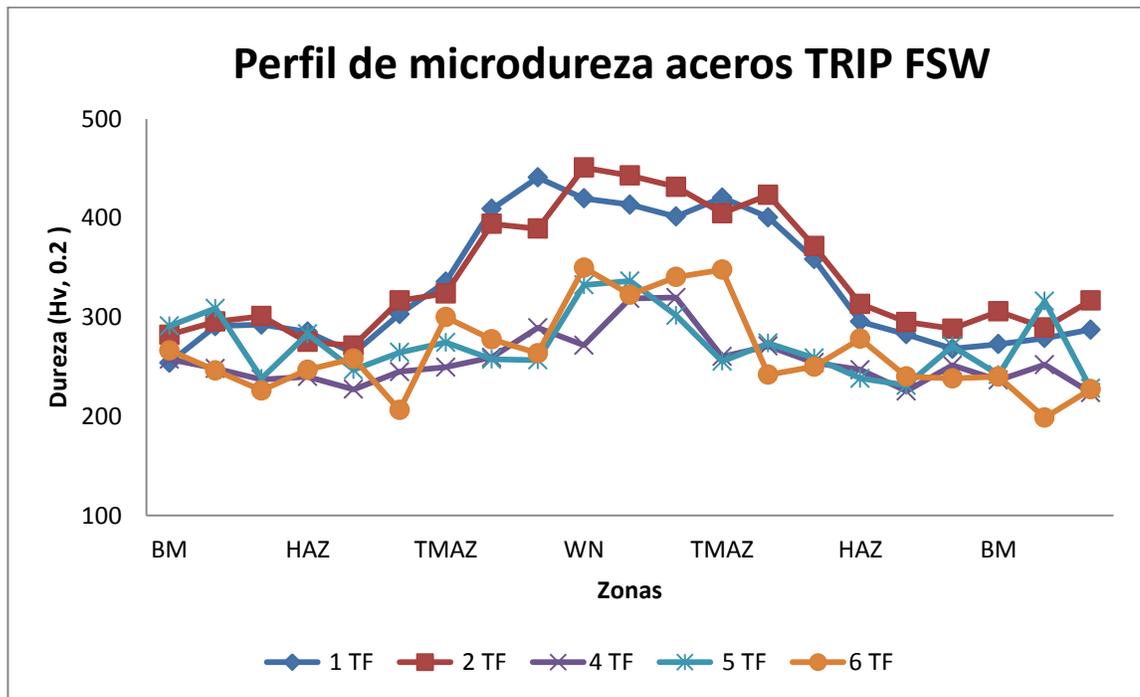


Figura 4.30 Perfil de microdureza en las regiones presentes de la soldadura FSW de aceros TRIP.

Tabla 4.3. Propiedades mecánicas de las uniones de acero TRIP por FSW

Zona de Fractura	No.	Carga Máxima Kgf	Esfuerzo ultimo a la tensión MPa	Esfuerzo de cedencia Mpa	% elongación
nugget	1 TF	554	316
nugget	2TF	704	413
nugget	4TF	551	308	...	2.4
nugget	5TF	1121	621	575	4
nugget	6TF	1044	587	553	4

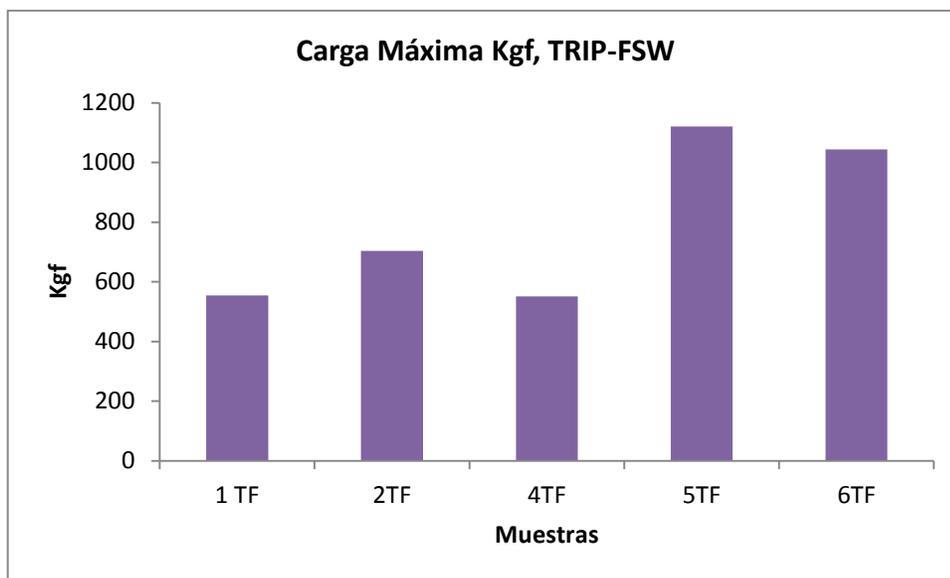


Figura 4.31 Carga máxima soportada en Kgf por las 5 probetas de acero TRIP soldadas por FSW.

Analizando los resultados tanto de microdureza como de pruebas mecánicas, es evidente que las uniones a traslape 1TF, 2TF y 4TF soportan cargas inferiores que las uniones a tope muestras 5TF y 6TF, con valores de carga

menor a 705Kgf y esfuerzo ultimo a la tensión menor a 414MPa, las microestructuras comprueban; por lo menos, en la muestra 1TF que conforme se acerca al botón de soldadura la cantidad de fase suave disminuye, como es el caso de la ferrita, y aumentan las fases con mecanismos de transformación del tipo de desplazamiento; es en este mecanismo donde las reacciones de transformación tienden a ser rápidas y a baja temperatura, generando un cambio de la red cristalina de austenita a ferrita por una deformación ocasionada debido a un esfuerzo de corte dentro de un plano invariante.

La manera de evidenciar aun más estos resultados fue analizando comparativamente las superficies de fractura de las muestras 1TF (Figura 4.32) y 6 TF (Figura 4.33). En el espécimen 1TF claramente se observan las marcas del esfuerzo cortante, indicando la zona de fractura en el WN, así también se muestran las marcas circulares que la herramienta dejo sobre la superficie de la lamina de acero TRIP.

Por otro lado, la superficie del espécimen 6TF, evidencia una fractura típica de material dúctil con hoyuelos y deformación plástica apreciable ocurriendo también en WN, la profundidad de la unión solo abarco la mitad del espesor de lamina de acero TRIP, esto cumplió las dimensiones del pin de la herramienta (1mm) usada para uniones a tope.

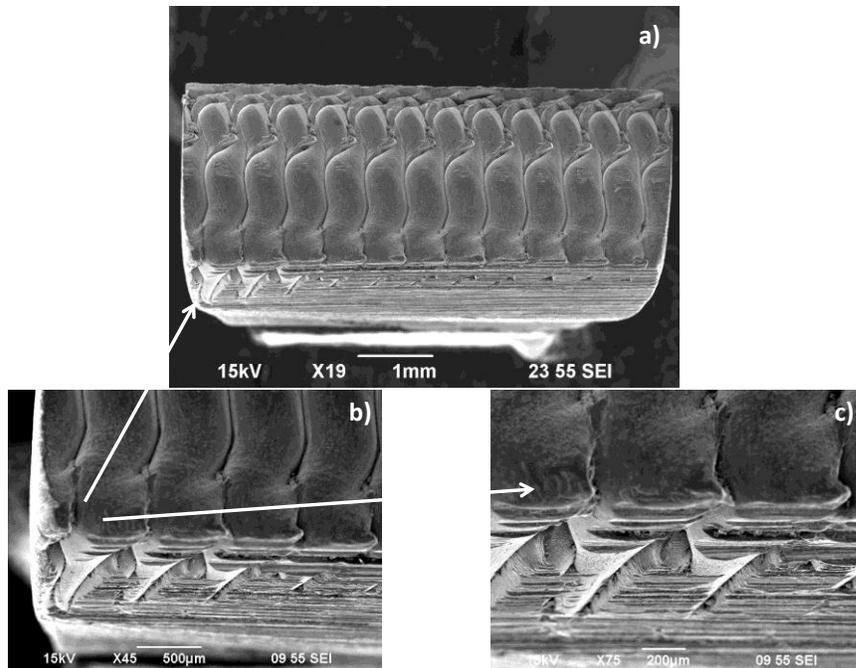


Figura 4.32 a) Vista general de la superficie de fractura de la muestra 1TF soldada por FSW, 19X, b) y c) proximidad a la zona de fractura la cual ocurrió en WN.

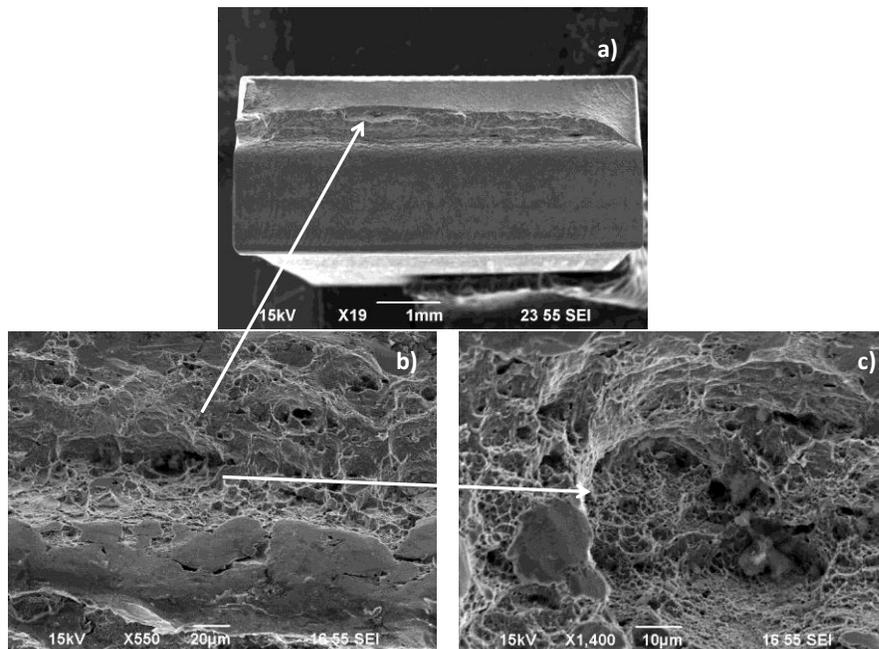


Figura 4.33 a) Vista total de la superficie de fractura, b) marcas de esfuerzo cortante, c) superficie de fractura típica de material dúctil con hoyuelos y deformación plástica apreciable.

4.4 Aceros martensíticos soldados por FSW

4.4.1 Caracterización del botón de soldadura (WN), zona afectada por el calor (HAZ) y zona afectada termomecánicamente (TMAZ).

La Figura 4.34 exhibe los perfiles de las 6 muestras de acero martensítico unidas por el proceso FSW, los botones de soldadura los encontramos en la Figura 4.35 y las zonas afectadas termo-mecánicamente incluyendo las zona afectadas por el calor, se muestran en la Figura 4.36.

Las microestructuras resultantes en la zona afectada termo-mecánicamente y en la zona afectada por el calor, de la muestra 2MF se muestran en la Figura 4.37, de manera general no hubo un cambio significativo de microestructuras presentes en las 6 muestras, todas presentaron un comportamiento muy similar al espécimen 2MF. En la región de transición localizada cerca de la periferia del hombro de la herramienta, el material parece ser calentado al pico de temperatura, es decir entre la temperatura A1 y A3 [48] del diagrama hierro carbono a la que es llamada región intercrítica donde la ferrita y austenita coexisten. Mientras la austenita transforma de nuevo a martensita durante el enfriamiento, la ferrita permanece, dando como resultado una microestructura de fase dual (ferrita + martensita) en la región intercrítica de la soldadura.

Las transformaciones de fase en estado sólido que ocurren en los aceros al Carbono durante el enfriamiento hacen difícil observar directamente los detalles de la agitación/mezcla del material entre las dos laminas de acero martensítico. La penetración de la herramienta de poco más de 1 mm determina un factor crítico en el esfuerzo de la soldadura, el cual fue relativamente pequeño en este estudio. Esfuerzos adicionales pudieran requerirse para mejor aún más el tamaño de la penetración de la unión.

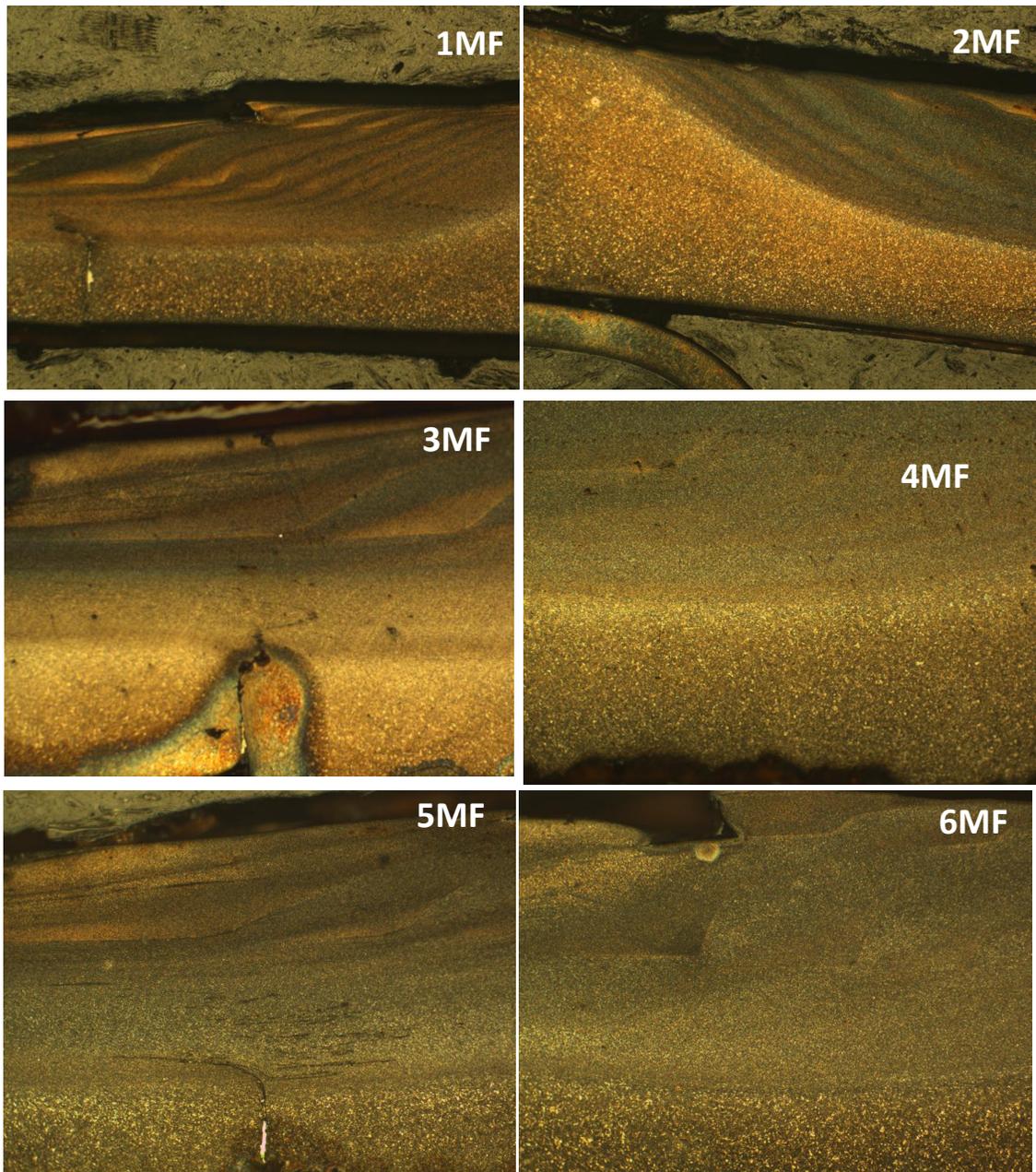


Figura 4.34 Perfil de las zonas presentes en la soldadura de aceros martensíticos unidos por FSW.

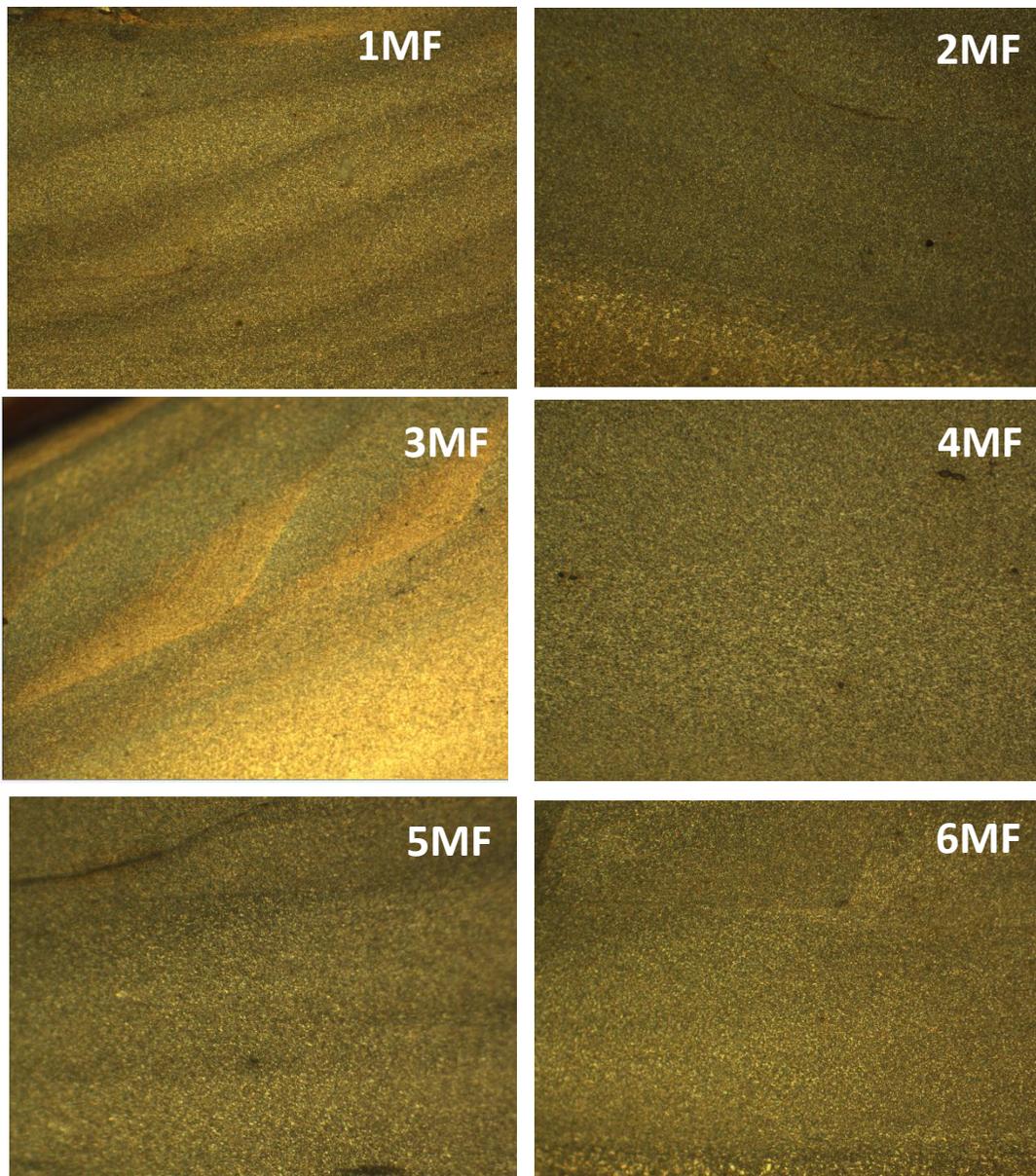


Figura 4.35 Botones de soldadura de aceros martensíticos unidos por FSW.
Atacadas con nital y klemm's I.

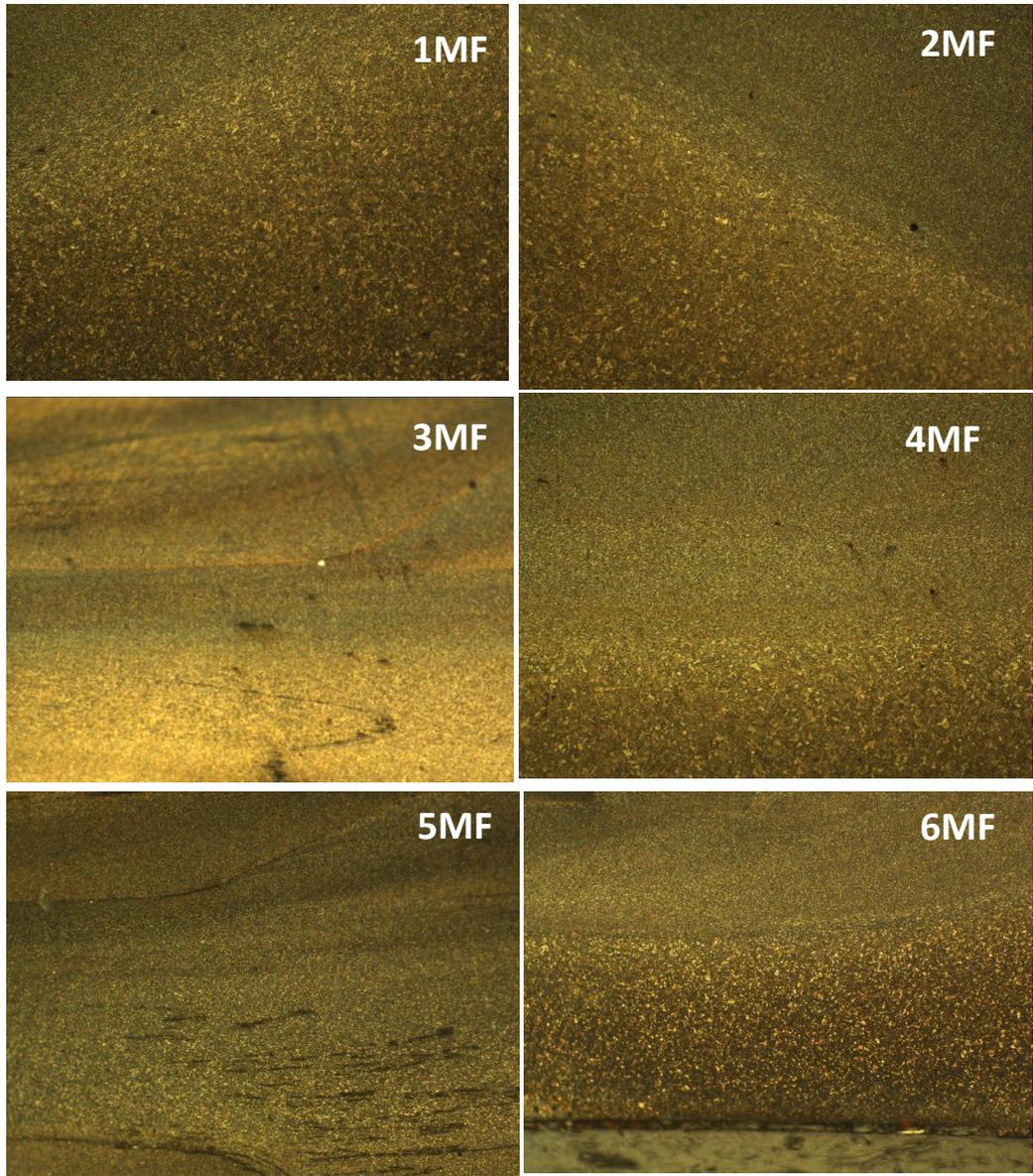


Figura 4. 36 Zonas afectadas por el calor y afectadas termomecánicamente de las 6 muestras de aceros martensíticos soldados por FSW. Atacadas con nital y klemm's I.

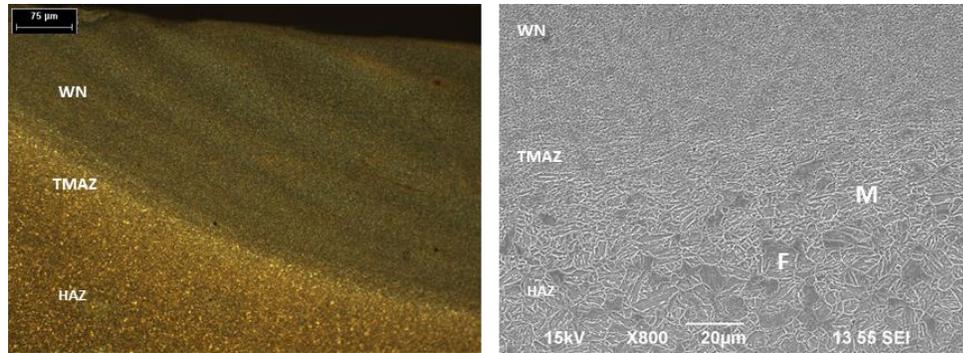


Figura 4.37 Microestructura resultante de fase dual (ferrita + martensita) en la región intercrítica de la soldadura. Atacado con nital 5% y klemm's I.

4.4.2 Microdureza y Pruebas de tensión

Para evaluar los efectos del ciclo térmico en las propiedades de la soldadura, la variación de la microdureza fue medida en la sección transversal encontrando que los aceros martensíticos soldados presenta considerable reblandecimiento en el botón de soldadura (WN), así como también en la TMAZ y la HAZ, la dureza disminuyo de 319 HV correspondiente al metal base hasta 179 HV en la ZATM, el material pudo haber experimentado temperaturas por debajo de la línea A1, donde la martensita metaestable se descompone a microestructura más estable ferrita+Fe₃C [48], la cual reduce la dureza (Figura 4.38).

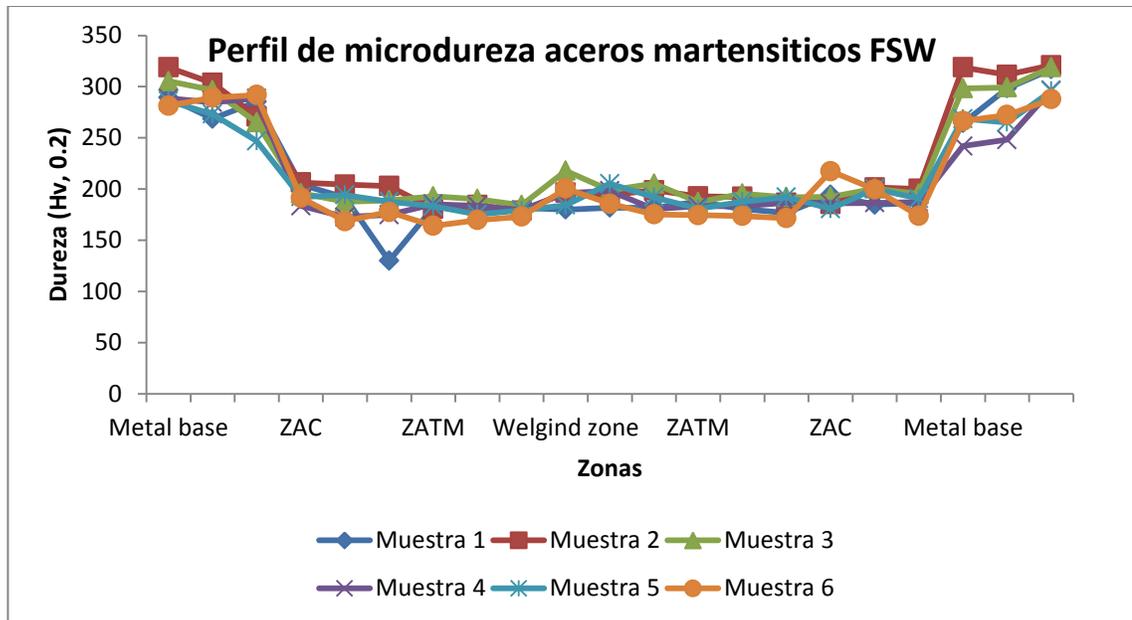


Figura 4.38 Microdureza presenta en la sección transversal de las 6 muestras de acero martensítico.

En la Tabla 4.4 se encuentra la zona de fractura, así como las propiedades mecánicas de las probetas expuestas a las pruebas de tensión. Los resultados de la carga máxima soportada por las 6 probetas las podemos observar en la Figura 4.39.

El esfuerzo cortante resultante de la sección transversal de la probeta 2MT elaborada mediante los criterios de la norma ASTM E08 Figura 4.40 a) y b) presento un esfuerzo máximo de 367 MPa con una carga máxima de 355 Kgf, disminución considerable de esfuerzo comparada con el del metal base donde se obtuvo 1030MPa. La superficie de fractura presento una falla en forma dúctil por esfuerzo cortante Figura 4.40 c) y d).

Tabla 4.4. Propiedades mecánicas de las uniones de acero martensítico por FSW.

Zona de Fractura	No.	Carga Máxima Kgf	Esfuerzo ultimo a la tensión MPa
nugget	1MF	378	386
TMAZ	2MF	355	367
nugget	3MF	386	403
nugget	4MF	293	303
nugget	5MF	401	412
TMAZ	6MF	326	338

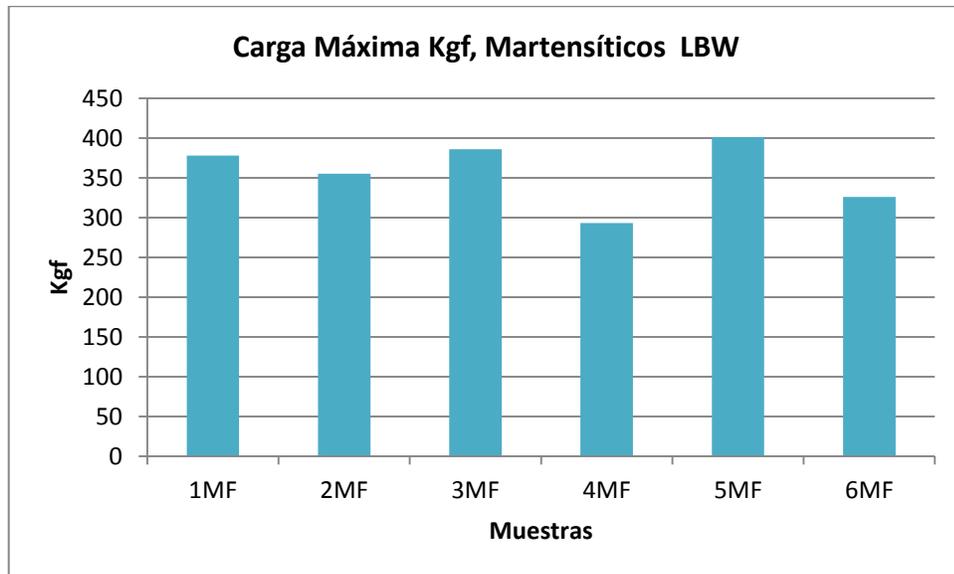


Figura 4.39 Carga máxima soportada en Kgf por las 6 probetas de acero martensítico soldadas por FSW.

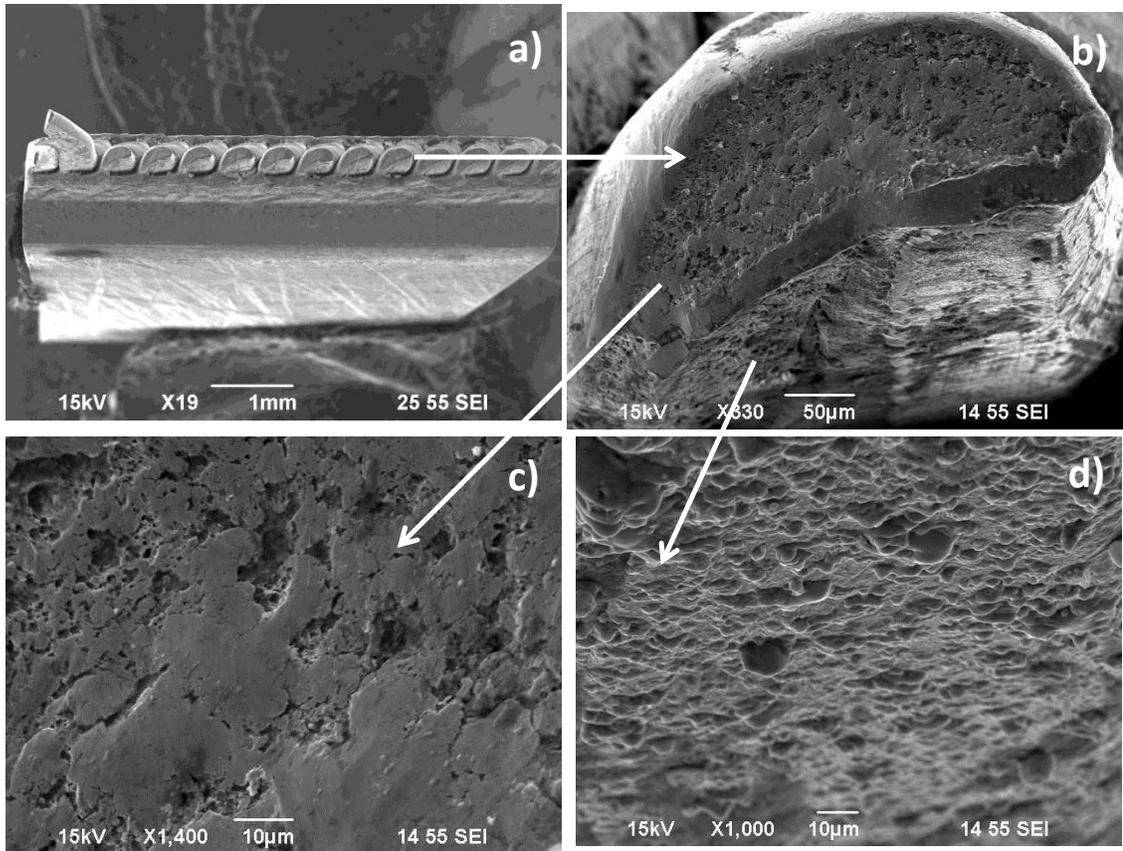


Fig 4.40 a) vista total de la superficie de fractura. b) aspecto de la superficie de fractura en 330x, c) marcas de esfuerzo cortante, d) superficie de fractura típica de material dúctil con hoyuelos y deformación plástica apreciable.

Capítulo 5

Conclusiones y recomendaciones

La soldabilidad de los aceros TRIP usando el proceso de soldadura láser CO₂ fue investigado, utilizando técnicas de caracterización como son colorimetría, complementada con analizador de imágenes y difracción de rayos X, para cuantificar la cantidad de austenita retenida. Así como también SEM y TEM. En adición, las mediciones de microdureza, en combinación con pruebas de tensión se usaron para establecer la soldabilidad de los aceros TRIP. Encontrando que, empleando la soldadura láser resulta una fracción de volumen elevada de martensita, en la FZ (24%) y la HAZ (31%) además de una mezcla de bainita, ferrita y RA. En este acero en las condiciones en que se recibió, la martensita también estuvo presente, pero en cantidades relativamente pequeñas (<7%). Por otra parte las observaciones por TEM indicaron que el desarrollo de martensita fue por el alto contenido de carbono equivalente. En adición, la cantidad de austenita retenida en la FZ fue relativamente pequeño (<6%) comparado con, la HAZ (13%) o el metal base (15%). Por otra parte el perfil de microdureza presenta una morfología tipo “top hat” corroborando la presencia de martensita en FZ y HAZ. Así mismo las pruebas de tensión realizadas indican la pérdida en esfuerzo y ductilidad cuando se compara con el metal base, indicando una fractura tipo frágil en el metal base adyacente a la HAZ.

En el caso de los aceros TRIP unidos por el proceso de soldadura en estado sólido, la cantidad de austenita retenida aumento a 15% en el WN y HAZ comparada con el 11% en el BM detectados por XRD. La cantidad de martensita aumenta también en el WN pero en porcentajes menores que los mostrados por soldadura láser, corroborando estos resultados al realizar las indentaciones de microdureza se encontró que la máxima alcanzada en esta zona es de 430Hv, una disminución de casi 100Hv comparando con la FZ del proceso láser. Referente a las pruebas de tensión, las muestras fracturaron en el botón de soldadura, presentando una fractura tipo dúctil, el esfuerzo último a la tensión es menor que el soportado por las uniones hechas por soldadura láser, sin embargo, esto se le atribuye a la penetración incompleta causado por el diseño de la herramienta.

En uniones realizadas de los aceros martensíticos por FSW mostraron el desarrollo de algunas fases con mecanismo de transformación del tipo reconstructivo, como es el caso de la ferrita en el botón de soldadura (WN), así como en la TMAZ y HAZ. Los resultados en las propiedades mecánicas, presentan una disminución notable en el botón de soldadura, pasando de valores de 319Hv correspondiente al metal base a 195Hv en el WN. La TMAZ y la HAZ presentan dureza de 187 y 199Hv, respectivamente. Al igual que los resultados de microdureza, el ensayo de tensión muestra una baja de 1030MPa del metal base, a 367MPa. Presentado así una fractura dúctil por esfuerzo cortante.

Para cuantificar la cantidad de austenita retenida el método recomendable es XRD, debido a que la muestra solo requiere una mínima preparación, además de que el tiempo de análisis por cada zona de soldadura es aproximadamente 25 minutos, sin embargo las otras técnicas pueden dar una mayor precisión en la cantidad de austenita retenida en las áreas seleccionadas para su análisis, dependiendo del tiempo que se disponga para tal objetivo.

Con la técnica de metalografía a color pueden distinguirse fácilmente cada una de las fases presentes en los aceros TRIP, la preparación de la muestra es relativamente sencilla y la técnica en sí, es de menor costo comparada con las técnicas de caracterización avanzadas.

Bibliografía

1. L. Samek, E. De Moor, J. Penning, J.G. Speer, and B.C. de Cooman. Static Strain Aging of Microstructural Constituents in Transformation-Induced-Plasticity Steel. The Minerals, Metals and Materials Society and ASM International 2008.
2. Amar K. De, John G. Speer, David K. Matlock. Color Tint-Etching for Multiphase Steels. Advanced materials and processes 2003.
3. Liesbeth Barbé, Materiaalkundige optimalisatie van P-gelegeerde TRIP stalen. Physical Metallurgy of P-Alloyed TRIP Steels 2005-2006.
4. George Vander Voort, Using microstructural analysis to solve practical problems, welding Metallography-Ferrous Metals 2004.
5. Jonathan Jennings and Jerry Gould, Welding Journal 2008. AWS.
6. Ronald Krupitzer, Automotive steel and future vehicles, AISI, December 2009.
7. Alok Bhattacharya 1990.
8. New study finds increased use of advanced high-strength steels helps decrease overall vehicle weight, AISI News Release, May 13th 2009
9. Characterization of the dynamic behavior and microstructural evolution of High Strength Sheet Steel, Sven Curtze 2009.
10. Microstructure and texture of a lightly deformed TRIP-assisted steel characterized by means of the EBSD technique. Roumen Petrov, Materials Science and Engineering A 447 (2007) 285–297
11. TRIP steel, Yi Hongliang, Department of Ferrous Technology, 2010.
12. T.K. Han, S.S. Park, K.H. Kim, C.Y. Kang, I.S. Woo, and J.B. Lee: ISIJ Int., 2005, vol. 45, pp.60-65.
13. Low- carbon martensitic steels. alloying and properties, L. M. Kleiner, *Metal Science and Heat Treatment*, Vol. 52, Nos. 11 – 12, March, 2011 (Russian Original Nos. 11 – 12, November – December, 2010)
14. AHSS applications guidelines version 3, International Iron & Steel Institute Sep 2006.

15. Applications of EBSD to Microstructural Control in Friction Stir Welding/processing, Sergey Mironov, department of Materials Processing, Graduate School of Engineering. 2009.
16. Attallah, Moataz. Friction Stir Welding Process Modelling & Microstructure. Friction Stir Welding of Aluminum Alloys. Microstructure-Property Development. Saarbrücken, Alemania : LAP LAMBERT Academic Publishing GmbH & Co. KG, 2011
17. R. Nandan, T. DebRoy and H. K. D. H. Bhadeshia. *Recent Advances in Friction Stir Welding – Process, Weldment, Structure and Properties*. 52, Pensilvania, Estados Unidos : Progress in Materials Science, 2008.
18. M. J. Peel, A. Steuwer, P. J. Withers, T. Dickerson, Q. Shi, and H. Shercliff. *Dissimilar friction stir welds in AA5083-AA6082. part i: Process parameter effects on thermal history and weld properties*. 37, s.l. : Metallurgical and Materials Transactions, 2006, Vol. VII.
19. Y. Sato, M. Urata, and H. Kokawa. *Parameters controlling microstructure and hardness during friction-stir welding of precipitation-hardenable aluminum alloy 6063*. 33, s.l. : Metallurgical & Materials Transactions A, 2002, Vol. III.
20. Colegrove, Painter M., Graham D., Miller T.. 3-Dimensional Flow and Thermal Modelling of the Friction Stir Welding Process, Second Int. Symp. On Friction Stir Welding, June 2000 (Goth - enberg, Sweden)
21. Nandipati G, Nageswara RD, Ramanaiah N. 2010. Effect of Microstructural changes on Mechanical properties of Friction stir welded Nano SiC reinforced AA6061 composite 2(11): 6490-6499
22. Riahi M. , Nazari H. 2010. Analysis of transient temperature and residual thermal stresses in friction stir welding of aluminum alloy 6061-T6 via numerical simulation Int J Adv Manuf Technol (2011) 55:143–152.
23. ESAB. 2003. Friction Stir Welding “The ESAB way”. ESAB Co.22 Gemmea F., Verremana Y., Dubourg L., Jahazib M.2010. Numerical analysis of the dwell phase in friction stir welding and comparison with

- experimental data. *Materials Science and Engineering A* 527 (2010) 4152–4160
24. Rajiv S. Mishra, Murray W. Mahoney. 2007. *Friction Stir Welding and Processing*. ASM International
 25. Gemmea F., Verremana Y., Dubourgb L., Jahazib M. 2010. Numerical analysis of the dwell phase in friction stir welding and comparison with experimental data. *Materials Science and Engineering A* 527 (2010) 4152–4160
 26. ASM Handbook Vol 06, welding, brazing and soldering.
 - 27.1 H.K.D.H. Bhadesia and L. –E. Svensson, Eds. H. Cerjak and K. E. Easterling. *Modelling the Evolution of Microstructure in Steel Weld Metals, Mathematical Modelling of Weld Phenomena*. Institute of Materials, London (1993).
 28. G. Thewlis. Materials perspective. Classification and quantification of microstructure in steel. *Materials Science and Technology*; Feb 2004; 20,2; ProQuest Science Journal pg. 143.
 29. D.A. Porter and K.E. Easterling. *Phase Transformation in Metals and Alloys*, second edition, Taylor and Francis.
 30. Bhadeshia, H. K. D. H; 2001. Bainite in steels, *Transformations, microstructure and properties*; pp.237-276.
 31. Leonard E. Samuels. *Optical Microscopy of carbon steels*. American Society for Metals. 1980. p 293-308, 255, 277.
 32. Sindou Kou. *Welding Metallurgy*. Second. Edition. A Jhon Wiley & sons, Inc., Publication.
 33. José Apraiz Barreiro. *Tratamientos Térmicos de los aceros*. 8ª edición. Pp 119.
 34. L.Y. Wei and T.W. Nelson. Correlation of microstructure and process variables in FSW HSLA-65 steel. *Welding journal*, pg. 101. 2010.
 35. K.J. Hubner and J.M. Radzikowska. Foundry Research Institute Zakopianska 73, 30-418, Poland.

36. M. De Meyer, D. B.C.D. Cooman 41st MWSP Conference Proceedings, ISS, 1999
37. David B. Williams. C. Barry Carter. Transmission electron Microscopy. Part 1: Basic. Second edition. Springer. P. 188.
38. Schwartz, Adam J., Kumur, Mukul y Adams, Brent L. *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science*. New York : Plenum Publishers, 2000. ISBN 0-306-46487.
39. J. Chen, K. Sand, M.S. Xia, C. Ophus, R. Mohammadi, M.L. Kuntz, y. Zhou, and d. Mitlin. (2008), TEM and nanoindentation Study of Weld Zone Microstructure of Diode Laser Joined. Metals and Materials Society and ASM International 2008.
40. G.Y. Perez-Medina, F.A. Reyes-Valdés, H. F. Lopez, Structural Integrity of a Welded
41. Li, M. V; Niebuhr, 1998. A computational model for the prediction of steel hardenability. Metallurgical and Materials Transactions 29B (6):661.
42. Bhadeshia, H. K. D. H; and Svensson, L-E 1993. Mathematical Modeling of Weld Phenomena, eds, H. Cerjack and K. E. Easterling, Institute of Metals, London, pp.109-180.
43. H. K. D. H. Bhadeshia, Metal Science, 1982, 16, 159-165.
44. Malek Naderi, 2007. Hot Stamping of Ultra High Strength Steels. Thesis T. Iran
45. J.E. Gould, S.P. Khurana, and T.Li: Welding Journal, mayo 2006, vols. 111s-116s.
46. Sergey Miranov, Yutaka S. Sato, and Hiroyuki Kokawa. Applications of EBSD to microstructural control in friction stir welding. Springer Science 2009.
47. H.K.D.H. Bhadeshia. Bainite in steel, second edition.
48. Friction Stir Spot Welding of Advanced High-Strength Steels –A Feasibility Study. Z. Feng, M. L. Santella, and S. A. David. 2005

Índice de figuras

Figura 2.1 Regulación de emisiones de combustible global económico/vehículo [6].

Figura 2.2 Microestructura del acero TRIP (a) microscopio óptico después de un ataque a color (imagen de campo brillante), (b) imagen de SEM después de un ataque con Nital al 2 %, (c) mapa de calidad de imagen (IQ) combinado con un mapeo de fases codificada a color obtenido por EBSD de alta resolución. Constituido por BCC (ferrita y bainita) en color azul y FCC (austenita retenida) en amarillo. F: ferrita, B: bainita, RA: austenita retenida. [10].

Figura 2.3 Esquema que ilustra las dos formas para generar la microestructura de los aceros TRIP con temperatura y tiempo indicado. La curva superior muestra la evolución de la microestructura en un proceso de rolado en caliente y la inferior muestra el proceso de rolado en frío después de realizar recocida en la región intercrítica. Los términos γ , α , α_b y α' representan austenita, ferrita alotrópica, ferrita-bainítica y martensita respectivamente. [11].

Figura 2.4 Diagrama de la dependencia principal de las características de esfuerzo (Str.) y ductilidad (duct.) en temperaturas de temple para los aceros que contienen cerca de 0.1%C [13].

Figura 2.5 Microestructura de los aceros martensíticos por OM y SEM, atacados con Nital 5%.

Figura 2.6 Esquema del proceso de soldadura por fricción agitación [16].

Figura 2.7 Microestructuras típicas en aleaciones base aluminio mostrando A. Metal base (BM), B. Zona afectada por el calor (HAZ), C. Zona afectada termomecánicamente (TMAZ), D. Nugget de soldadura (WN). Área de avance se encuentra a la izquierda [16].

Figura 2.8. Relación entre la velocidad rotacional y las temperaturas máximas en soldaduras por fricción para una aleación AA 6063 [18].

Figura 2.9. Variación del torque respecto al cambio de la velocidad de soldadura [19].

Fig. 2.10. Equipo de soldadura laser CO₂ (LBW, cortesía del instituto italiano de la soldadura).

Fig. 2.11. Diagrama de Flujo de los mecanismos de transformación en estado sólido presentes en un metal soldado [28].

Figuras 2.12 Morfologías de la Ferrita Primaria (FP) [28].

Figuras 2.13 Ferrita de Segunda Fase (FS). Ferrita Widmanstätten (WF) [28].

Figuras 2.14 Ferrita acicular [28].

Figuras 2.15 Diagrama que muestra la posición relativa de las curvas de transformación para la perlita y bainita de aceros al carbono eutectoides [29].

Figuras 2.16 Crecimiento de la bainita [28].

Figuras 2.17 Esquema de trayectoria de transición de bainita superior e inferior [30].

Figuras 2.18 Bainita superior en aceros medio carbono (13000 X, Metals Society). (b) esquema del mecanismo de crecimiento. Placas de cementita que nuclea en austenita enriquecida de carbono. (c) ilustración morfológica de un listón [29].

Figuras 3.1 Herramienta utilizada para uniones por FSW de aceros TRIP780

Figuras 3.2 Herramienta utilizada para uniones por FSW de aceros martensíticos.

Figuras 3.3 Preparación de muestras para TEM por FIB. (A) marcar área de interés. (B) una barra de platino es depositada para proteger el área del haz de iones. (C, D) se corta material por ambos lados. (E) el fondo y los lados del material se cortan para finalizar. (F) la muestra para TEM es pulida en el lugar antes de extraerla.

Figura 4.1 Micrografías ópticas del metal base de aceros AHSS tipo TRIP. Atacado con Nital 5%, Picral y metabisulfito de sodio.

Figura 4.2 Micrografías ópticas del metal base de aceros AHSS tipo martensíticos. Atacado con Nital 5%.

Figura 4.3 Microestructura de la zona afectada por el calor para las uniones realizadas por el proceso LBW. Atacado con nital 5%.

Figura 4.4 Micrografía óptica del acero AHSS TRIP en a) FZ, b) HAZ. Atacado con nital 5% y Klemm's 1.

Figura 4.5 a) Zona de soldadura, b) Imágenes del campo claro y campo oscuro de un paquete de bainita, el cual es un compuesto de dislocaciones de listones de ferrita e interlistones de austenita. c) difracción simétrica del área seleccionada (SAD) y la simulación correspondiente de la relación de orientación entre la austenita y la ferrita.

Figura 4.6 Micrografías por TEM en a) HAZ y b) BM mostradas en campo oscuro. Presencia de ferrita, martensita y austenita retenida.

Figura 4.7 a) Porcentaje de fases en BM, HAZ, y FZ de la soldadura láser de aceros TRIP y b) Picos de difracción de rayos X correspondientes a FZ y HAZ.

Figura 4.8 Diagrama CCT [42-43].

Figura 4.9 Perfil de microdureza en varias regiones de la soldadura de acero TRIP.

Figura 4.10 a) Vista completa de la superficie de fractura; b) Apariencia típica de fractura tipo frágil, asemeja marcas de chevron.

Figura 4.11 Micrografía en SEM de la fractura a) Fractura tipo frágil en la región BM-HAZ, b) Refinamiento de fases lejos de la HAZ.

Figura 4.12 Perfil de las zonas presentes en la soldadura de aceros TRIP soldados por FSW.

Figura 4.13 Microestructuras encontradas en WN de aceros TRIP soldados por FSW. Atacadas con nital y klemm's I.

Figura 4.14 Fases encontradas en HAZ de aceros TRIP soldados por FSW. Atacadas con nital y klemm's I.

Figura 4.15 Fases encontradas en TMAZ de aceros TRIP soldados por FSW. Atacadas con nital y klemm's I.

Figura 4.16 Micrografía en SEM de la muestra 1TF del BM, TMAZ, HAZ y WN.

Figura 4.17 a) Porcentaje de fases en BM, HAZ, y WN en FSW de aceros TRIP, b) Picos de difracción de rayos X correspondientes a BM, c) HAZ, d) WN.

Figura 4.18 Imágenes por microcopia óptica de a) BM y b) HAZ de la muestra 1TF soldada por FSW. Atacada con nital 5% y klemm´s I.

Figura 4.19 Micrografías ópticas de c) TMAZ y d) WN de la muestra 1TF soldada por FSW. Atacada con nital 5% y klemm´s I.

Figura 4.20 Imagen de orientación del botón de soldadura, técnica EBSD.

Figura 4.21 Imagen de cuantificación de hierro α y Hierro γ , proporcionadas por el software del equipo EBSD.

Figura 4.22 a) Micrografía en SEM de la muestra 6TF del BM, TMAZ, HAZ y WN.

Figura 4.23 Porcentaje de fases en BM, TMAZ, HAZ, y WN en FSW de aceros TRIP, muestra 6TF

Figura 4.24. Imágenes por microcopia óptica de a) BM y b) HAZ de la muestra 6TF soldada por FSW. Atacada con nital 5% y klemm´s I.

Figura 4.25 Micrografías ópticas de c) TMAZ y d) WN de la muestra 6TF soldada por FSW. Atacada con nital 5% y klemm´s I.

Figura 4.26 a) Graficas de cuantificación de hierro α e Hierro γ , proporcionadas por el software del equipo EBSD. a) WN y b) HAZ.

Figura 4.27 a) Imagen de orientación del botón de soldadura y b) zona afectada por el calor.

Figura 4.28 a) Imagen de austenita retenida en campo claro, b) evidencia de ferrita y bainita en la HAZ de la muestra 6TF, distribución de partículas de cementita entre las plaquetas de ferrita en bainita superior. c) 0.1 μm y d) 50nm.

Figura 4.29 Micrografía de transmisión de electrones. a) Imagen de austenita retenida y ferrita, b) granos recristalizados de austenita, ferrita, bainita y martensita en el WN de la muestra 6TF, c) bainita inferior, d) partículas de carburo en bainita inferior LB, partículas de carburo formadas durante martensita revenida, M.

Figura 4.30 Perfil de microdureza en las regiones presentes de la soldadura FSW de aceros TRIP.

Figura 4.32 a) Vista general de la superficie de fractura de la muestra 1TF soldada por FSW, 19X, b) y c) proximidad a la zona de fractura la cual ocurrió en WN.

Figura 4.33 a) Vista total de la superficie de fractura, b) marcas de esfuerzo cortante, c) superficie de fractura típica de material dúctil con hoyuelos y deformación plástica apreciable.

Figura 4.34 Perfil de las zonas presentes en la soldadura de aceros martensíticos unidos por FSW.

Figura 4.35 Botones de soldadura de aceros martensíticos unidos por FSW. Atacadas con nital y klemm's I.

Figura 4.36 Zonas afectadas por el calor y afectadas termomecánicamente de las 6 muestras de aceros martensíticos soldados por FSW. Atacadas con nital y klemm's I.

Figura 4.37 Microestructura resultante de fase dual (ferrita + martensita) en la región intercrítica de la soldadura. Atacado con nital 5% y klemm's I.

Figura 4.38 Microdureza presenta en la sección transversal de las 6 muestras de acero martensítico.

Figura 4.39 Carga máxima soportada en Kgf por las 6 probetas de acero martensítico soldadas por FSW.

Fig 4.40 a) vista total de la superficie de fractura. b) aspecto de la superficie de fractura en 330x, c) marcas de esfuerzo cortante, d) superficie de fractura típica de material dúctil con hoyuelos y deformación plástica apreciable.

Índice de tablas

Tabla 2.1.Temas potenciales para lograr en el año 2020 un 35 % de ahorro en combustible de acuerdo a los productores automotrices [5],

Tabla 2.2. Ventajas y desventajas de la soldadura láser tanto en el proceso como en la pieza de trabajo.

Tabla 3.1. Composición química de aceros AHSS tipo martensíticos

Tabla 3.2. Composición química de aceros AHSS tipo TRIP780

Tabla 3.3. Propiedades mecánicas de los aceros AHSS tipo martensíticos

Tabla 3.4. Propiedades mecánicas de los aceros AHSS tipo TRIP780

Tabla 3.5.Parámetros utilizados para las uniones realizadas por el proceso LBW en aceros TRIP780

Tabla 3.6. Parámetros utilizados para las uniones realizadas por el proceso FSW en aceros TRIP780

Tabla 3.7.Parámetros utilizados para las uniones realizadas por el proceso FSW en aceros martensíticos.

Tabla 3.8. Resultados de XRD y parámetros aplicados para proceso LBW y FSW de aceros TRIP.

Tabla 4.1 Microestructura de la zona afectada por el calor y promedio de durezas para las uniones realizadas por el proceso LBW en los aceros TRIP

Tabla 4.2. Resultados de pruebas de tensión del acero TRIP soldado por LBW

Tabla 4.3. Propiedades mecánicas de las uniones de acero TRIP por FSW

Tabla 4.4. Propiedades mecánicas de las uniones de acero martensítico por FSW.

