

**UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON**  
**FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA**



**ESTUDIO DEL EFECTO DE CICLOS DE RECOCIDO CONTINUO SOBRE  
LA MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECÁNICAS DE UN ACERO  
AHSS**

**POR**

**ING. SANTIAGO BERMUDEZ TRUJILLO**

**COMO REQUISITO PARCIAL PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRO  
EN CIENCIAS DE LA INGENIERIA CON ORIENTACION EN MATERIALES**

**2024**

**UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON**  
**FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA**  
**SUBDIRECCION DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



**ESTUDIO DEL EFECTO DE CICLOS DE RECOCIDO CONTINUO SOBRE  
LA MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECÁNICAS DE UN ACERO  
AHSS**

**POR**

**ING. SANTIAGO BERMUDEZ TRUJILLO**

**COMO REQUISITO PARCIAL PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRO  
EN CIENCIAS DE LA INGENIERIA CON ORIENTACION EN MATERIALES**

**2024**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN  
Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica Posgrado

Los miembros del Comité de Evaluación de Tesis recomendamos que la Tesis "Estudio del efecto de ciclos de recocido continuo sobre la microestructura y propiedades mecánicas de un acero AHSS", realizada por el estudiante Santiago Bermúdez Trujillo, con número de matrícula 2172450, sea aceptada para su defensa como requisito parcial para obtener el grado de Maestría en Ciencias de la Ingeniería con orientación en Materiales.

El Comité de Evaluación de Tesis

Dra. Martha Patricia Guerrero Mata Director

Dr. Luis Adolfo Leduc Lezama Co-director

Dra, Dora Irma Martínez Delgado Revisor

Dr. Rafael David Mercado Solís  
Revisor

Dr. Omar García Rincón Revisor

Vo.Bo.



Dr. Simon Martínez Martínez  
Subdirector de Estudios de Posgrado

Institución 190001

Programa 557546

Acta Núm. 4408

Ciudad Universitaria, a 20 de septiembre de 2024

## **AGRADECIMIENTOS**

Principalmente agradezco a México que me abrió las puertas y me permitió realizar mis estudios de posgrado.

Extender mi gratitud a la Universidad Autónoma de Nuevo León y sobre todo a la facultad de ingeniería mecánica y eléctrica por aceptarme y brindarme la oportunidad de pertenecer al posgrado de ciencia de los materiales y por brindarme el acceso a toda una infraestructura equipada para poder realizar mi investigación, de igual forma extender mi gratitud a Ternium la cual fue fundamental para mi desarrollo como investigador ya que me brindaron un apoyo para desarrollar toda mi investigación.

Agradecer también a la Dr. Martha Patricia Guerrero Mata y al Dr. Luis Adolfo Leduc Lezama por guiarme en este nuevo mundo lleno de conocimientos y siempre motivarme para incentivar la misión de investigar.

También de igual forma al Dr. Omar García Rincón por su paciencia, guía y comprensión ya que sin él tampoco hubiera podido lograr llegar hasta donde me encuentro, por brindarme una mano amiga y por apoyarme en mi expansión de conocimientos.

Y sobre todo a CONAHCYT ya que mediante su apoyo económico me permitió realizar mi investigación en el país.

## **DEDICATORIA**

Esta tesis se la dedico principalmente a mi familia, a mis padres Diego Bermudez y Endy Trujillo los cuales han sido mis pilares desde el momento en que empecé a hablar, por guiarme en el buen camino y siempre motivarme para cumplir mis objetivos, por siempre ayudarme a ver el camino correcto; gracias a ellos les deberé mi vida entera y mi gratitud y amor no serán suficientes para demostrar lo orgulloso que soy de ser su hijo.

Dedico este logro a mis hermanos Sebastián y Valeria, que fueron mi apoyo incondicional, son los únicos que entienden ser un Bermudez y que siempre saben cómo aconsejarme, no solo es mi logro sino también el de ellos.

A mi novia, Nuuxpiaani que gracias a ella me mantuve persistente ante las adversidades y que no solo me brindo una mano amiga sino un amor incondicional.

A mi abuela Mabel, siempre me acompaño en mis pensamientos, estuvo en mis peores y mejores momentos, a pesar de que no se encuentra en este mundo aún sigue siendo mi mayor motivación.

## CONTENIDO

ÍNDICE DE FIGURAS.....	i
RESUMEN.....	iii
JUSTIFICACION.....	iii
1. CAPITULO 1.....	1
1.1. INTRODUCCION.....	1
1.1.1. Aceros de bajo carbono.....	2
1.1.2. Aceros de alta resistencia de baja aleación “ <i>high strength low alloy</i> ”(HSLA). .....	2
1.1.3. Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS).....	3
1.1.4. Aceros doble fase (DP).....	5
1.1.5. Aceros de plasticidad inducida por transformación (TRIP).....	6
1.1.6. Aceros plasticidad inducida por maclaje (TWIN) .....	8
1.1.7. Aceros martensíticos .....	8
1.1.8. Acero de fase compleja (CP).....	9
1.1.9. Diagramas de fase. ....	11
1.1.10. Fases de los aceros. ....	12
1.1.11. Tratamientos térmicos. ....	17
1.1.12. Normalizado .....	18
1.1.13. Recocido .....	18
1.1.14. Recocido continuo.....	19
1.1.15. Efecto de los elementos aleantes.....	20
1.1.16. Elementos aleantes.....	22
HIPOTESIS.....	25
OBJETIVOS.....	25
Objetivo general: .....	25
Objetivos específicos:.....	25
2. CAPITULO 2.....	26
2.1. ANTECEDENTES.....	26
2.1.1. Propiedades mecánicas y microestructura en recocidos convencionales.....	26
2.1.2. Propiedades mecánicas y microestructura procesados en recocido continuo.....	28



## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Elongación total vs resistencia a la tracción en aceros AHSS [7] .....	13
Figura 2. Ubicación de los aceros CP en la elongación total vs esfuerzo a la tensión [20] .....	19
Figura 3. esquema de enfriamiento mediante el austempering [22] .....	20
Figura 4 tipos de ferrita en una microestructura tomada por SEM [28].....	23
Figura 5. Tipos de bainita [34].....	24
Figura 6. Bainita granular vista en microscopía óptica [33] .....	25
Figura 7. Ciclo de normalizado y las posibles fases que atraviesa [39].....	27
Figura 8. Efecto de algunos elementos aleantes en la temperatura eutectoide [3]. .....	30
Figura 9. Temperaturas de austenizado con base al % C y el %MN [3] .....	30
Figura 10. Esquema de metodología experimental. ....	45
Figura 11. boceto y probeta maquinada del acero utilizado.....	46
Figura 12. esquema de las probetas de pruebas de tensión y microscopía. ....	46
Figura 13. ciclos propuestos experimentales azules corresponden del ciclo 1 al ciclo 5, rojos corresponden del ciclo 6 al ciclo 10, verdes corresponden del ciclo 11 al ciclo 15. ....	47
Figura 14. Pretratamiento térmico experimental. ....	49
Figura 15. Probeta montada en el simulador .....	50
Figura 16. Grafica esfuerzo de formación teórica [67] .....	52
Figura 17. esquema de ensayo de microdureza [68].....	52
Figura 18. curvas TTT y CCT .....	53
Figura 19.% atómico de composición química en la fase Austenita A) grafica con todos los elementos ubicados en la barra derecha B) grafica sin Mn.....	54
Figura 20. % atómico de composición química en la fase Ferrita A) grafica con todos los elementos mencionados en la barra derecha B) grafica sin el Mn y el Si. ....	55
Figura 21. simulaciones de resistencia a la tracción respecto a la temperatura A) temperatura a 750°C B) temperatura a 770°C C) temperatura a 800°C D) temperatura a 820°C E) temperatura a 850°C.....	56
Figura 22. transformación de fases a través del cambio de temperatura.....	57
Figura 23. probetas después del pretratamiento.....	58
Figura 24. microestructura del acero después del normalizado a) enfriado al aire b) enfriado con agua con magnificaciones de 500x. ....	58
Figura 25. microestructura electrónica de barrido del acero después del normalizado a) enfriado al aire b) enfriado con agua con magnificaciones de 1500x.....	59
Figura 26. esquema de medición de tamaño de grano por intercepción de puntos.....	60
Figura 27. valores de microdureza de las probetas normalizadas.....	60

Figura 28. a) probeta montada en la máquina de pruebas universales. b) probeta utilizada .....	61
Figura 29. Diagrama de esfuerzo ingenieril obtenido por el ensayo de tracción. ....	61
Figura 30. Pobretas normalizadas con enfriamiento al aire .....	62
Figura 31. seguimiento de la temperatura y tiempo de las probetas controladas por termopares en el simulador Gleeble .....	63
Figura 32. resultados de resistencia a la tracción. ....	64
Figura 33. resultados de resistencia a la cedencia.....	65
Figura 34. resultados de elongación total. ....	65
Figura 35. Esquema de indentaciones en la muestra. ....	66
Figura 36. marcas de las pruebas de microdureza por ciclo .....	66
Figura 37. Resultados de las pruebas de microdureza. ....	67
Figura 38. imágenes de microscopia óptica de los 15 ciclos a) ciclo 1-750°C-velocidad 1 b) ciclo 6-750°C-velocidad 2 b) ciclo 11-750°C-velocidad 3 d) ciclo 2-770°C-velocidad 1 e) ciclo 7-770°C-velocidad 2 f) ciclo 12-770°C-velocidad 3 g) velocidad 3-800°C-velocidad 1 h) ciclo 8-800°C-velocidad 2 i) ciclo13-800°C-velocidad 3 j) ciclo 4-820°C-velocidad 1 k) ciclo 9-820°C-velocidad 2 l) ciclo 14- 820°C-velocidad 3 m)ciclo 5-850°C-velocidad 1 n) ciclo 10-850°C-velocidad 2 o) ciclo 15-850°C-velocidad 3.....	68
Figura 39. Micrografías de MEB a 2000 magnificaciones a) ciclo 1 b) ciclo 3 c) ciclo 5 d) ciclo 8 e) ciclo 13 .....	70
Figura 40. Micrografías de MEB con electrones retro dispersados a) ciclo 1 b) ciclo 3 c) ciclo 5 d) ciclo 8 e) ciclo 13 .....	71
Figura 41. imágenes por método EBSD del ciclo 1 donde a) imagen por método KAM, b) imagen de calidad IQ, c) imagen de IPF (polos inversos), d) imagen de GOS (grain orientation spread) e) imagen de grain boundary quick map .....	73
Figura 42. imágenes por método EBSD del ciclo 3 donde a) imagen por método KAM, b) imagen de calidad IQ, c) imagen de IPF (polos inversos), d) imagen de GOS (grain orientation spread) e) imagen de grain boundary quick map .....	74
Figura 43. imágenes por método EBSD del ciclo 5 donde a) imagen por método KAM, b) imagen de calidad IQ, c) imagen de IPF (polos inversos), d) imagen de GOS (grain orientation spread) e) imagen de grain boundary quick map .....	75

## RESUMEN

En este trabajo de investigación se estudiaron ciclos de recocido continuo, como técnica de procesamiento de tratamiento térmico de un acero avanzado de alta resistencia microaleado, el cual se usó para la industria automotriz. Se diseñó los parámetros de: temperaturas intercríticas, tiempo de permanencia y velocidades de enfriamiento, donde se obtuvieron parámetros de resistencia a la tracción y a la cedencia los cuales correspondieron a un acero AHSS de grado cercano a 800MPa. Se usó simulaciones computacionales en JMatPro de los diagramas TTT y CCT y de los procesos de enfriamiento aplicando los datos obtenidos para el acero de estudio variando las temperaturas y tiempos de calentamiento y permanencia. Estos resultados fueron aplicados posteriormente en un simulador Gleeble que nos dio una manera de comprobar de manera experimental las propiedades mecánicas y microestructurales del acero con cada uno de los ciclos realizados.

## JUSTIFICACION

Existe una problemática que afecta el medio ambiente y son los gases emitidos principalmente por los vehículos, por eso la industria automotriz se está enfocando en la reducción de estos gases a través de diferentes métodos y uno de estos métodos es la reducción del peso de los vehículos y a su vez mejorar la seguridad de los pasajeros, por eso para la producción de una de las piezas del vehículo se usan los aceros avanzados de alta resistencia, esta pieza es el habitáculo, hace parte del chasis y principalmente se realiza con acero laminado. De ahí nace la necesidad de generar un acero avanzado de alta resistencia y existen diferentes técnicas, por eso en el proyecto de investigación se utilizó un acero con una composición química definida con microaleantes y variación de los elementos típicos de un acero de fase compleja, y se verificó 15 ciclos de recocido continuo propuestos para obtener las mejores propiedades mecánicas para alcanzar el grado de un acero de fase compleja de 800MPa de resistencia a la tracción el cual se pueda replicar a nivel industrial y generar un acero avanzado el cual pueda ser utilizado en la industria automotriz.

## 1. CAPITULO 1.

### 1.1. INTRODUCCION

Los aceros son materiales extraídos de minerales los cuales representan un gran avance en la ciencia de la ingeniería abriendo las aplicaciones a casi cualquier campo el cual requiera de un material, ya sea arquitectura, medicina hasta agricultura. Los aceros son definidos con base a su composición química, primordialmente se puede definir a un acero como una combinación entre el hierro y el carbono, normalmente el carbono viene en pocas cantidades llegando a un máximo de 2% de carbono, con el paso del tiempo los avances en el área de la metalurgia fueron mayores utilizando otros elementos metálicos en la composición ya que durante mucho tiempo se utilizaron solo hierro y carbono como base pero se dieron cuenta que eran frágiles, por eso se investigó respecto al uso de los elementos metálicos, mejorando las propiedades mecánicas, térmicas, químicas entre otras [1].

El acero puede ser procesado para producir una gran variedad de microestructuras y propiedades los cuales se producen ya sea a través de una transformación mecánica, térmica o termomecánica, haciendo así que ocurran de manera interna diferentes transformaciones de fase y también de microestructura controlando variables como presión, tiempo y temperatura, para obtener un mejor control se utiliza un diagrama principal para todos los aceros que es el diagrama Fe-C, dicho diagrama sirve para trazar una ruta de trabajo y saber que fases se encuentran dentro del acero a la hora de realizar cualquier proceso, mas no siempre es exacto, solo se considera como guía ya que en la actualidad muchos aceros llevan más elementos en su composición química [1, 2].

Los tratamientos térmicos en los aceros se hacen a través de la modificación de las microestructuras con calentamientos y enfriamientos a diferentes tiempos, existen diferentes tipos de tratamientos los cuales como función principal es la modificación de propiedades mecánicas, como lo son el temple, el revenido, el recocido entre otras, las cuales cada uno tiene sus propios ciclos de temperaturas de calentamiento y enfriamiento, como resultado también se obtienen las fases que dependiendo de su arreglo cristalográfico obtienen diferentes propiedades, algunas de esas son la austenita que es la

fase más común cuando un acero es calentado a altas temperaturas caracterizándola por no ser metaestable, otra fase es la martensita la cual se obtiene muy fácil ya que en los enfriamientos por lo general va a aparecer y se puede obtener por procesamiento mecánico, otras fases que puede tomar el acero y depende de sus aleaciones y porcentajes de carbono son la ferrita, la perlita, la cementita y la bainita, todas con empaquetamiento de átomos y orientaciones distintas provocando propiedades mecánicas distintas [3].

#### 1.1.1. Aceros de bajo carbono.

normalmente contienen un máximo de 0.2% de carbono en peso, son muy buenos para utilizar en producción de perfiles largos, laminas y tuberías los cuales son utilizados en vigas de edificios y estructuras de puentes y aplicaciones en la industria automotriz. Por lo general, se procesan en laminación en frío y recocidos, se aplican estos tratamientos ya que es muy maleable y tiene bajo contenido de carbono. Estos aceros al tener un contenido tan bajo del carbono se encuentran en el diagrama de hierro carbono en el campo de la fase sola de ferrita a una temperatura eutectoide. Lo que implica un contenido más bajo de carbono en los aceros son propiedades totalmente nuevas y enfocándose en la conformabilidad, la soldabilidad y la resistencia. La fase que es recurrente en las microestructuras de los aceros con composiciones bajas de carbono es de una ferrita equiaxial o poligonal, pero la aplicación de otros componentes ha permitido generar fases complejas en este tipo de aceros [4].

#### 1.1.2. Aceros de alta resistencia de baja aleación "*high strength low alloy*"(HSLA).

Los aceros de alta resistencia de baja aleación son aceros que contienen elementos microaleados. Dichos aceros están diseñados especialmente para generar mayores propiedades mecánicas como buena resistencia a la cedencia o a la tracción, mayor resistencia a la corrosión atmosférica comparados con los aceros convencionales. Los aceros HSLA tienen un contenido relativamente bajo de carbono que puede llegar hasta 0.30%, lo cual les permite tener una conformabilidad y soldabilidad adecuada. Además, contienen manganeso en cantidades de hasta un 2%, para impartir propiedades específicas se añaden pequeñas cantidades de cromo, níquel,

molibdeno, cobre, nitrógeno, vanadio, niobio, titanio y demás en diversas combinaciones. El tamaño de grano de los aceros HSLA que lo caracteriza como principal fuente de refuerzo es la ferrita fina en relación con los aceros suaves de bajo carbono que combinan microestructuras de ferrita y perlita que se fabrican con laminación en caliente de manera convencional [5,6].

Los aceros contienen adiciones muy pequeñas de elementos en su mayoría metálicos como el niobio, vanadio y titanio para refinar el tamaño de grano o lograr endurecimiento por precipitación. A menudo, además de la cantidad individual de los elementos el porcentaje total de todos ellos es limitado [5,6].

### 1.1.3. Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS)

Normalmente los aceros avanzados AHSS (por sus siglas en inglés) son clasificados con base a su composición química, a la microestructura obtenida a partir de los diferentes métodos de transformación, a su procesamiento y a sus propiedades mecánicas de porcentaje de elongación y de resistencia a la tracción, así mismo dentro de los aceros avanzados están los aceros doble fase (DP), plasticidad inducida por transformación (TRIP), aceros Martensíticos, fase compleja (CP), ferrítico-bainíticos (FB) y plasticidad inducida por maclaje (TWIN) [7].

Principalmente la microestructura de un acero doble fase es una matriz ya sea de ferrita o de bainita y una segunda fase constituida por islas de martensita/austenita (M/A) y de otra manera los aceros de plasticidad inducida por transformación ya que una característica importante es su transformación de fase por un mecanismo de endurecimiento la cual involucra a la austenita que mediante una alta deformación se convierte en martensita, con una microestructura que incluye matriz ferrítica, martensita, bainita y una fracción de austenita retenida (5% - 20%). Por último, los aceros de fase compleja (CP) los cuales tienen una microestructura de ferrita bastante fina y una gran cantidad de constituyentes con dureza elevada los cuales endurecen por precipitación de intermetálicos finos. Los aceros martensíticos (M), fabricados mediante la transformación total de austenita a martensita durante el enfriamiento, son conocidos por su excepcional resistencia en conformado en frío, alcanzando hasta 1400 MPa de carga de rotura. [7, 8].

Los aceros de conformado en caliente, que experimentan la transformación completa de austenita a martensita durante el temple posterior a la operación de conformado a altas temperaturas (800-900°C), se encuentran en niveles superiores. Dentro de esta categoría, los aceros al Boro son destacados por su resistencia, alcanzando aproximadamente 1500 MPa. Los aceros de alta resistencia (AHSS) suelen identificarse por siglas seguidas de su resistencia a rotura (por ejemplo, DP600, TRIP800, CP800). En la figura 1, se clasifican estos aceros según su conformabilidad en términos de alargamiento a rotura, resistencia mecánica y resistencia a rotura [8].

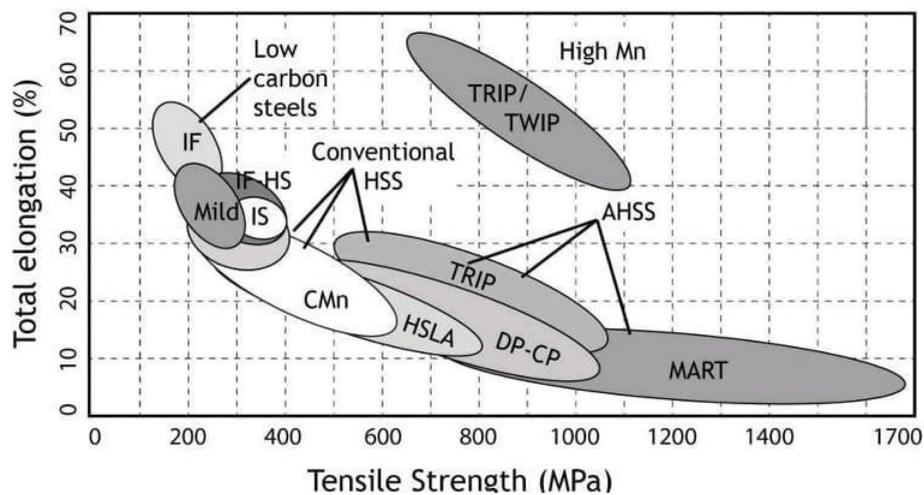


Figura 1. Elongación total vs resistencia a la tracción en aceros AHSS [7].

Para conocer muy bien los aceros AHSS es entender las diferencias que existen entre dichos aceros y los aceros de alta resistencia que ya existían antes, tales como los aceros HSLA o los aceros microaleados, uno de los principales puntos es que los aceros avanzados poseen una alta capacidad de endurecimiento ya sea por trabajo en frío o por deformación y aun así durante la deformación no se pierde ni se reduce la conformabilidad del acero y aun así sus propiedades mecánicas como la resistencia a la tracción se ven elevadas y se debe a que resiste de mejor forma la estricción localizada durante el conformado [9].

Estos atributos de buenas propiedades mecánicas de resistencia y conformabilidad se deben a un buen método para la generación de fases estables y metaestables dentro de la misma microestructura en la cual se contemplan modificaciones durante el conformado para así tener una

microestructura fina terminada. Esta propiedad de conformado minimiza el riesgo a la rotura del material durante su procesamiento lo que da como resultado un acero ya maquinado y con su forma final con mejores propiedades [10].

#### 1.1.4. Aceros doble fase (DP)

Los aceros DP se componen de dos fases ya sea ferrita o bainita con islas de M/A internas dentro de los granos. A medida que aumenta el volumen de la fracción de la fase en estos casos de M/A los niveles de resistencia del material aumentan ya que las segundas fases con las que generan anclaje de dislocaciones aumentando las propiedades mecánicas. La fabricación de este acero a nivel industrial implica un excelente control del enfriamiento desde su fase austenítica ya sea en el momento de calentamiento del acero para su procesado de laminado en caliente o también desde su austenizado parcial donde también coexiste la ferrita con procesos como lo son recocidos o recubrimientos a altas temperaturas. Este proceso incluye la transformación de parte de la austenita en ferrita, seguido de un enfriamiento rápido para convertir la austenita restante en martensita. La presencia de bainita puede ser significativa en la microestructura de aceros laminados en caliente, dependiendo de la composición y del proceso de obtención, especialmente para resistir el estirado en los bordes [11].

Los aceros DP también pueden ser producidos mediante un procesamiento termo mecánico, que implica la completa austenización del acero, laminación en caliente en la región austenítica, seguido de enfriamiento al aire en la región bifásica ( $\alpha+\delta$ ) y finalmente templado en agua. La resistencia alcanzada por el producto final está influenciada por la temperatura de temple seleccionada. A temperaturas más altas, se favorece la transformación de austenita a martensita durante el temple. La adición de Mn, Cr y Mo al acero se realiza para aumentar la templabilidad del material. En este sentido, tanto el proceso de enfriamiento como la templabilidad son factores determinantes en la fracción volumétrica de las lagunas de austenita que se transforman en martensita [12].

La estructura microscópica de los aceros DP se caracteriza principalmente por una matriz de ferrita con proporciones fluctuantes de martensita, que varían

según el tipo de acero. Estos aceros suelen obtenerse a partir de aceros hipoeutectoides, que contienen menos del 0.77% de carbono, a través de un proceso térmico que incluye recocido o austenización parcial a temperaturas en la región intercrítica (entre  $Ac_3$  y  $Ac_1$ ) del diagrama de fases Fe-Fe<sub>3</sub>C. Este tratamiento transforma la estructura inicial de ferrita-perlita en una microestructura de ferrita ( $\alpha$ ) y austenita ( $\gamma$ ), al convertir la perlita (ferrita+Fe<sub>3</sub>C) en austenita. Finalmente, el enfriamiento rápido permite la conversión de la austenita en martensita, resultando en un material con una estructura de dos fases con proporciones variables de ferrita y martensita [11, 12].

#### 1.1.5. Aceros de plasticidad inducida por transformación (TRIP)

El ciclo térmico utilizado en la fabricación de estos aceros sigue un patrón similar al empleado en los aceros DP. La lámina se calienta rápidamente en la región intercrítica para formar una mezcla de austenita y ferrita. La principal diferencia radica en la introducción de un mantenimiento isotérmico en la región bainítica (o un enfriamiento lento) para generar bainita y retener austenita en la estructura final. Este proceso se logra al reducir la temperatura  $M_s$  por debajo de cero para enriquecer en carbono la austenita no transformada. El enriquecimiento en carbono a través de la formación de ferrita resulta insuficiente, por lo que se busca un mayor enriquecimiento mediante la formación de bainita. Con la adición de elementos como el aluminio y el silicio ayuda principalmente en el aumento del endurecimiento por el método de solución sólida y asimismo evita la generación de carburos mientras la bainita se está formando. Así, todo el carbono que es expulsado de la ferrita hacia sus límites de grano ayuda a enriquecer la austenita que al final del enfriamiento permanece retenida en la microestructura. Su estructura microscópica está mayormente compuesta por tres fases: ferrita, bainita y austenita retenida, con la posible presencia adicional de martensita. La deformación que se genera en el material comienza a acumular energía interna hasta que obtiene toda la energía de activación para cambiar de fase austenita a constituyentes de martensita haciendo que su endurecimiento sea mejor de manera significativa debido al trabajo mecánico [14].

El silicio, en conjunto con el manganeso, cumple la función de desoxidante en el acero, evitando la formación de porosidades y defectos internos. Contribuye a mejorar la resistencia a la oxidación, incrementa la templabilidad en los aceros y eleva la resistencia de los aceros de baja aleación, sin comprometer su tenacidad. Además, aumenta el esfuerzo de fluencia y la resistencia a la fatiga.

El manganeso se agrega para neutralizar los efectos del azufre y el oxígeno presentes en los aceros durante el estado líquido en los hornos durante la fabricación. Actúa como desoxidante, reduciendo la liberación de gases durante la solidificación del acero, lo que podría dar lugar a porosidades perjudiciales. También mejora la templabilidad del acero de manera económica.

Respecto al aluminio, este tiene la función de desoxidante y es particularmente útil para regular el crecimiento del tamaño del grano previo al enfriamiento. Sin embargo, elementos como el titanio, circonio y vanadio también son eficaces en la inhibición del crecimiento del grano, en aceros tratados térmicamente para aplicaciones estructurales, estos elementos pueden tener efectos adversos en la dureza debido a la estabilidad de sus carburos, que son difíciles de disolver en la austenita antes del enfriamiento [15].

Ajustando el contenido de carbono, se determina el umbral de deformación en el cual la austenita retenida comienza a transformarse en martensita. En casos de bajos contenidos de carbono, esta transformación inicia casi simultáneamente con la deformación, mejorando el endurecimiento y la formabilidad durante la estampación. Por otro lado, En contextos donde los niveles de carbono son altos, la austenita retenida muestra mayor estabilidad y su transformación ocurre en grados de deformación que superan los producidos durante el moldeado. En estas situaciones, la austenita retenida se mantiene hasta las fases finales, convirtiéndose en martensita en un proceso subsecuente, tal como una fractura [16]

Se ha comprobado que los aceros TRIP proporcionan una ductilidad superior y un mayor endurecimiento por trabajado en comparación con los grados de

acero DP que poseen niveles equivalentes de resistencia mecánica. A pesar de estas ventajas, la producción de aceros TRIP implica costos adicionales debido a la mayor complejidad del procesamiento y a la necesidad de añadir aleantes en comparación con los aceros DP [16].

Los niveles de endurecimiento durante el trabajo en los aceros TRIP son significativamente mayores en comparación con los de los aceros de alta resistencia ya existentes, lo que se traduce como ventajas distintivas en procesos como el estampado por embutido y conformado por extrusión. La mayor resistencia de los TRIP otorga una pequeña ventaja sobre los aceros DP en aplicaciones como el de formado por estiramiento. Estos aceros ofrecen propiedades mecánicas superiores principalmente en conformado los cuales terminan siendo bastante útiles para aplicaciones en las cuales las piezas finales requieran un maquinado o deformado final y así ofrecen características mejores en resistencia a la tracción y también en absorción de impacto [17]

#### 1.1.6. Aceros plasticidad inducida por maclaje (TWIN)

Los aceros que obtienen la plasticidad inducida por maclaje que se genera al deformar el acero son aquellos que en su composición química tienen un porcentaje de manganeso superior al 15% llegando casi hasta el 25% lo que hace que tengan una microestructura de matriz austenítica a temperaturas ambiente, dichas maclas hacen que el rango de endurecimiento (valor  $n$ ) se incremente de manera abrupta y hace que la microestructura sea mucho más fina y como resultando su resistencia se eleva mucho más, el valor de  $n$  llega hasta un 0.4 y a un esfuerzo ingenieril de aproximadamente 30% junto con una elongación de 50% y una resistencia a la tensión superior a los 1GPa [13].

#### 1.1.7. Aceros martensíticos

Para la generación de aceros martensíticos se requiere de un procesamiento en el cual no exista otra fase más que martensita pura, estos aceros se caracterizan por tener una relación de resistencia a la tracción y resistencia a la cedencia muy elevadas en simultanea ya que son valores muy importantes en la industria automotriz ya que garantiza la seguridad de los pasajeros dentro del habitáculo; toda la austenita que se genera durante los

procesamientos termomecánicos es transformada en martensita gracias a su tipo de enfriamiento rápido ya que se evita la generación de otras fases como ferrita o bainita con un temple rápido y todo el carbono que se encontraba en la austenita se queda en forma de solución sólida a temperatura ambiente [18].

Para los aceros martensíticos en el momento de realizar la transformación de fases el tiempo no es relevante, sino que la única acción que es relevante es la temperatura final la cual lo define como una transformación atérmica. Normalmente en los aceros avanzados la transformación de la fase martensítica se da entre los 400 y 300°C hasta una temperatura ambiente en los rangos de inicio de martensita ( $M_s$ , por sus siglas en inglés) y final de martensita ( $M_f$ , por sus siglas en inglés) y si el enfriamiento es excesivamente rápido después de cruzar el límite de  $M_f$  normalmente queda austenita retenida que no alcanza a convertirse en carburos, a su vez la alta velocidad de enfriamiento genera una recristalización en donde la red cristalina tiene una alta cantidad de dislocaciones lo que se traduce a una resistencia muy grande aunque en muchas ocasiones generan microfisuras en la superficie que es la primera en reaccionar al enfriamiento [19].

Los aceros martensíticos se distinguen por tener una matriz martensítica con cantidades muy pequeñas de bainita o ferrita. La martensita exhibe una estructura tetragonal centrada en el cuerpo. En contraste con la transformación perlítica, la transformación martensítica se realiza de manera no difusional, mediante un proceso de desplazamiento altamente cristalográfico que resulta en una microestructura en forma de láminas delgadas [19].

#### 1.1.8. Acero de fase compleja (CP)

La estructura microscópica de los aceros de fase compleja (CP) está formada por pequeñas proporciones de martensita, austenita retenida y perlita, todo ello contenido en una matriz ferrítica bainítica. Se genera un excelente refinamiento de grano con la misión de retardar la precipitación o la recristalización de algunos elementos microaleados como el Nb o Ti, normalmente estos aceros tienen un tamaño de grano 14 según la norma

ASTM-E112. En comparación con los aceros DP, muestran un esfuerzo de cedencia y tensiones a la tracción significativamente elevados, alcanzando los 800 MPa o más. Se caracterizan por una notable capacidad de absorción de energía y una alta capacidad de deformación [7,14]

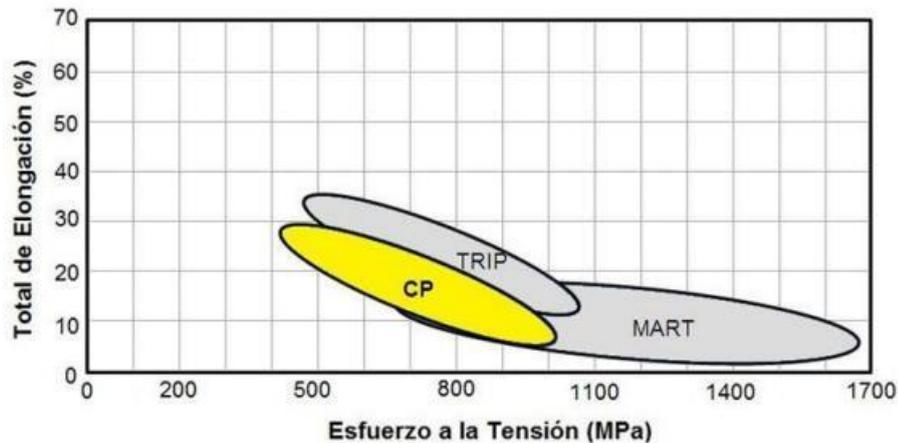


Figura 2. Ubicación de los aceros CP en la elongación total vs esfuerzo a la tensión [20].

los constituyentes presentes en los aceros de fase compleja son la martensita, la bainita, una cantidad considerable de ferrita y en ocasiones puntuales austenita retenida la cual no es recomendable, aunque para aceros con altos valores de resistencia a la tracción no es útil ya que es quebradiza, por el contrario, aumentar la fracción de volumen de martensita u obtener islas de martensita-austenita es más recomendable para una mayor conformabilidad.

Para la obtención de una microestructura compleja se requieren controles precisos en los parámetros a de procesado del material en el cual pase por una reconstrucción de la microestructura ya que es la parte de laminación en caliente, o mediante recocidos especializados que se manejen en las áreas intercríticas o supercríticas de los aceros [20].

Si la velocidad de enfriamiento al principio después de la austenización completa es lo bastante rápida para evitar la formación de ferrita, pero no alcanza la velocidad crítica requerida para la transformación en martensita, normalmente los aceros con bajo contenido de carbono experimentan la transformación en bainita. Es fundamental conocer la temperatura de inicio de la bainita para tomar la decisión adecuada al seleccionar la temperatura de

mantenimiento isotérmico en el proceso de temple bainítico o austempering [21].

Los parámetros de procesamiento en aceros de fase compleja son relevantes para la intención de la morfología de los productos, en el ciclo de recocido de aceros desnudos se basan en el uso de una línea de recocido continuo, es recomendable suprimir la formación de ferrita durante el enfriamiento inicial no solo para prevenir el desarrollo de falta de uniformidad en lamicroestructura sino también para evitar el enriquecimiento de la austenita con carbono que retrasaría la transformación de bainita y aumentaría la cantidad de martensita [22].

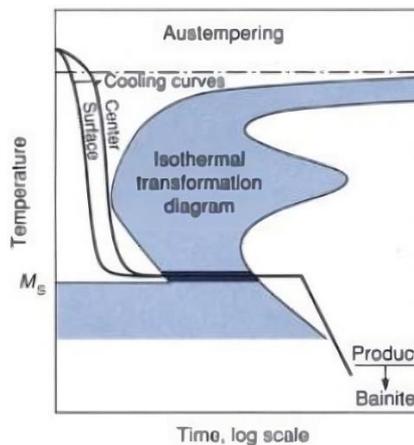


Figura 3. esquema de enfriamiento mediante el austempering [22].

#### 1.1.9. Diagramas de fase.

El acero se puede modificar para obtener diversas microestructuras y propiedades mediante la aplicación de calor en rangos de temperatura específicos, lo que provoca cambios en la distribución de fases estables o transformaciones de fase beneficiosas. La base de todos los procesos de tratamiento térmico del acero es el diagrama de fases hierro-carbono, que determina las zonas de temperatura y composición donde las diferentes fases del acero son estables, así como los límites del equilibrio entre dos fases. El diagrama Fe-C se presenta como un recurso útil para planificar las etapas apropiadas de procesamiento térmico y termomecánico de un tipo específico de acero. No obstante, es esencial entender que este diagrama solo sirve como una referencia inicial, dado que la mayoría de los aceros incorporan otros elementos que alteran las ubicaciones de las fases en el diagrama.

Además, que muchos tratamientos térmicos empíricos buscan crear estructuras que no alcanzan el equilibrio [23].

En el procesamiento del acero, se fundamenta en la presencia del campo de la fase austenita en el sistema Fe-C. La transformación controlada de la austenita hacia otras fases durante el enfriamiento desempeña un papel fundamental en la creación de una amplia gama de microestructuras y propiedades posibles mediante el tratamiento térmico de los aceros. Además, la conformación en caliente de secciones pesadas en diversas formas y tamaños de la laminación o el forjado se logra a temperaturas en las cuales la austenita se convierte en fase estable [23].

El hierro es un elemento con diferentes formas alotrópicas; a presión atmosférica puede existir más de una estructura cristalina según la temperatura. La ferrita (hierro alfa) es estable hasta los 912°C, la austenita (hierro gamma) se encuentra entre los 912 y 1394°C, y la ferrita delta (hierro delta) está presente desde los 1394°C hasta el punto de fusión de hierro puro, que es 1538°C [23, 24].

#### 1.1.10. Fases de los aceros.

**Austenita:** La austenita se forma típicamente a temperaturas elevadas, por encima del punto crítico de la aleación de acero en cuestión. La temperatura específica a la que ocurre la transformación de la fase ferrita (cúbica centrada en el cuerpo) a la fase austenita varía según la composición del acero, pero suele estar en el rango de 900°C a 1,500°C. La austenita tiene ciertas características para tener en cuenta:

**Alta solubilidad de carbono:** La austenita puede retener una cantidad significativa de carbono en su estructura, lo que la hace importante en la fabricación de aceros inoxidables y aceros endurecibles.

**Maleabilidad:** La austenita es una fase más dúctil y maleable en comparación con la martensita, lo que la hace adecuada para procesos de conformado y deformación a temperaturas elevadas.

Estabilidad a altas temperaturas: La austenita es estable a temperaturas superiores a la temperatura crítica, lo que la convierte en una fase útil para procesos de tratamiento térmico y endurecimiento [25, 26].

Ferrita: Es una de las fases con mayor contenido de hierro la cual se genera a partir de la austenita a temperaturas por debajo de los 900°C y con una estructura cristalina típica de BCC y normalmente tiene una propiedad que al ser blando permite un buen mecanizado, esta propiedad a pesar de ser metaestable durante el enfriamiento tiende a convertirse en otras fases dependiendo de su velocidad de enfriamiento, no solo se forman otras fases sino otros tipos de ferrita basados en su morfología y factores de enfriamiento [27].

Ferrita granular (GF): este tipo de ferrita está caracterizada por poseer una morfología de tipo granular o equiaxial, normalmente se obtiene una matriz de ferrita con partículas de austenita retenida o islas de martensita-austenita, estas islas aparecen por la difusión del carbono en los límites de grano de la ferrita generando matrices de austenita retenida o en el enfriamiento controlado islas de martensita-austenita. [28]

Ferrita no poligonal (QF): se caracteriza por tener bordes o límites de grano irregular o no equiaxiales, este constituyente se genera de la misma forma en los bordes de la austenita, pero tiene una característica que lo diferencia la cual consiste en la velocidad de enfriamiento la cual es mucho más rápida ocasionando que no dé tiempo suficiente a que el grano se acomode y así se genere de forma irregular. [28]

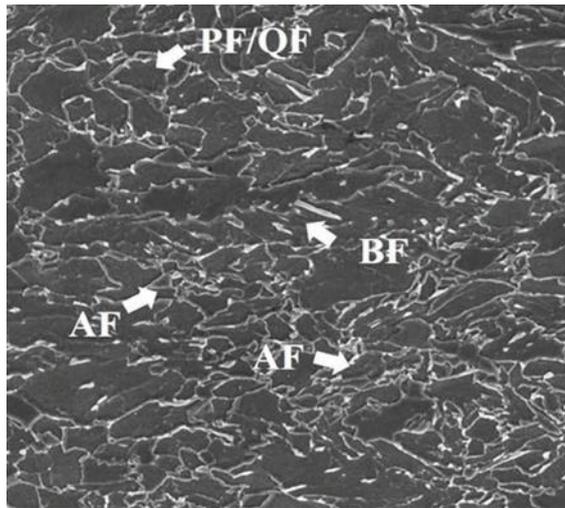


Figura 4 tipos de ferrita en una microestructura tomada por SEM [28].

Bainita: Se encuentra en una transformación isotérmica de la austenita, dentro de la bainita existen dos fases que son la ferrita y la cementita, esta fase se forma a temperaturas muy bajas en un rango de 250°C y 550°C, el proceso consiste en enfriar rápidamente la austenita hasta alcanzar una temperatura estable, manteniéndola así hasta que se complete la transformación total hacia la bainita, a diferencia de otras fases la microestructura de la bainita resulta de una reacción eutectoide no laminar. Debido a que la transformación ocurre a una temperatura más baja que otras fases la bainita pierde su característica laminar y adopta una forma de agujas [29].

El juego de los rangos de temperatura es importante porque mediante los tratamientos térmicos algunos carburos compiten por convertirse ya sea perlitita o bainita. En los tratamientos isotérmicos realizados entre 550°C y 725°C se forma perlitita, mientras que, entre 215°C y 540°C, el producto de transición es la bainita, como mencionaba solo puede ocurrir una y si llegamos a obtener el constituyente que no deseamos solo se puede modificar mediante un nuevo calentamiento para formar austenita y partir de un principio. Existen dos tipos de bainita [30].

La bainita superior que se forma en rangos de 350°C y 550°C y en ella la cementita adopta una forma de barras en lugar de placas, tanto la ferrita como la cementita nuclean de forma independiente y el crecimiento de la bainita superior están controlada por la difusión del carbono en la austenita. El crecimiento de la ferrita y la cementita es cooperativo, donde la ferrita rechaza

el carbono que es captado por la cementita. La bainita se desarrolla en forma de placas delgadas para minimizar la deformación asociada a los desplazamientos [31].

La bainita inferior que se forma en un rango de temperaturas de 250°C y 350°C. debido a la baja difusión del carbono a esta temperatura, la cementita precipita internamente en las placas de la ferrita. En la bainita inferior la precipitación de carburos tiene una orientación predominando, con láminas de Fe<sub>3</sub>C formando ángulos de 55° con el eje longitudinal de la aguja de ferrita. La ferrita se genera a partir de la austenita mediante el desplazamiento de corte y posteriormente la cementita se precipita en el interior de la ferrita. [10] [32]

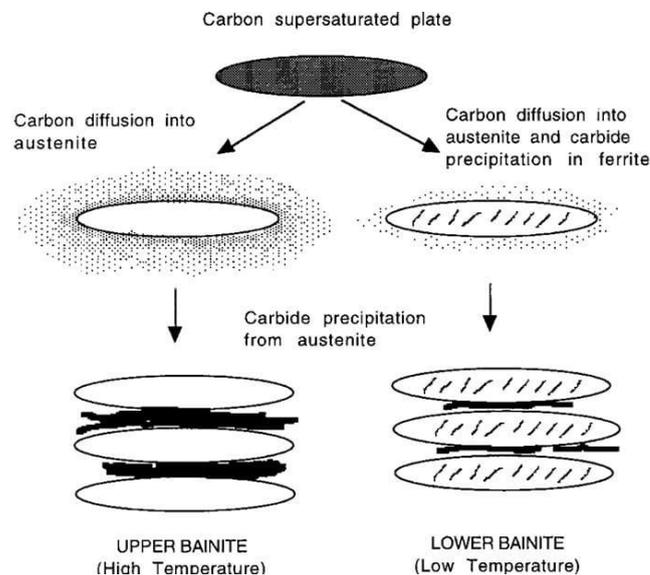
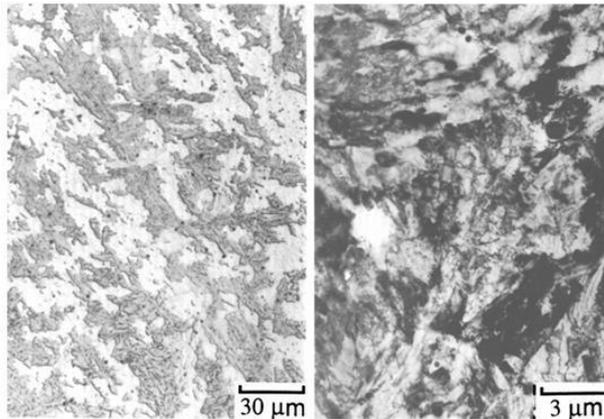


Figura 5. Tipos de bainita [34].

Bainita granular: es la bainita la cual ocurre durante la transformación continua de enfriamiento, este término es usado en la industria para aceros que son sometidos a tratamiento térmico no isotérmico, como ejemplo las industrias donde fabrican acero el cual se le permite ser enfriado naturalmente desde la fase austenítica y así generar estructuras bainíticas, un rasgo que diferencia a la bainita granular es la ausencia de carburos en su microestructura, de otra forma, el carbono que se parte de la ferrita bainítica ayuda a estabilizar la fase gamma residual y hace que la microestructura final posea austenita retenida y un poco de martensita retenida dentro de la matriz de ferrita bainita [33].



*Figura 6. Bainita granular vista en microscopia óptica [33].*

Se reporta que el grado de transformación de la bainita granular es por lo general similar a la bainita tradicional presentando un fenómeno de reacción incompleta, por lo tanto, poseen el mismo mecanismo de transformación. Su morfología se debe a algunos factores como lo son principalmente el enfriamiento continuo y una baja concentración de carbono, el enfriamiento continuo permite una amplia transformación de la bainita durante su lento enfriamiento hasta la temperatura ambiente y el poco porcentaje de carbono garantiza que cualquier rastro de austenita o de carburos que puedan estar entre la bainita sea lo más mínimo posible [33].

**Martensita:** Es una de las fases más metaestables que hay dentro de las fases, se consigue por enfriamiento rápido o por deformación mecánica con estructura tetragonal centrada en el cuerpo y se produce desde la austenita, posee forma de agujas y representa soluciones sólidas sobresaturadas siendo predominantes en la microestructura, es una de las fases con mayor dureza. A diferencia de otras estructuras cristalinas, como la ferrita y la austenita, la martensita no es una estructura equilibrada, lo que le confiere propiedades mecánicas únicas [34, 37].

El proceso de formación de la martensita se conoce como transformación martensítica y ocurre en aceros que contienen una cantidad suficiente de carbono, generalmente entre 0.2% y 2%. Normalmente ocurre en tres pasos [34, 37].

- Austenización: En primer lugar, el acero se calienta a una temperatura por encima de su punto crítico, que varía según la composición del acero. En esta etapa, la estructura cristalina del acero cambia de ferrita (cúbica centrada en el cuerpo) a austenita (cúbica centrada en la cara), lo que implica un aumento en la solubilidad del carbono en la matriz metálica.
- Enfriamiento rápido: Una vez que la austenita se ha formado, se enfría rápidamente, a menudo sumergiéndola en agua o aceite. Este enfriamiento rápido es esencial para evitar que la austenita se transforme en estructuras más estables, como la ferrita o la perlita.
- Transformación martensítica: El enfriamiento rápido provoca una reorganización de los átomos en la estructura cristalina. La austenita se convierte en martensita mediante una transformación sin difusión, lo que significa que los átomos no tienen tiempo de moverse y reorganizarse en una estructura más equilibrada. Como resultado, la martensita es una estructura extremadamente dura y quebradiza [34, 37].

La martensita es conocida por su alta dureza, resistencia y fragilidad. Es ampliamente utilizada en aplicaciones que requieren aceros endurecidos, como cuchillos, herramientas de corte y piezas de maquinaria. Durante el proceso de crecimiento de los granos, el carbono se expulsa debido a que las nuevas fases no pueden retener la misma cantidad de carbono en solución que la austenita. Como resultado, la austenita adyacente a estos granos aumenta su contenido de carbono, la austenita llena de carbono se transforma de manera parcial en martensita, formando así la martensita-austenita o islas de MA [34, 37].

#### 1.1.11. Tratamientos térmicos.

Los tratamientos térmicos constan de un suministro de energía a la pieza de manera directa o ya sea manera indirecta para después dejar que la energía sea eliminada del material y así se genera un calentamiento y enfriamiento de la pieza, los tratamientos térmicos son una transferencia de calor a través de una pieza [3].

### 1.1.12. Normalizado

El normalizado es un tratamiento en el cual el acero es austenizado y enfriado al aire para producir uniformidad en la microestructura como lo es una matriz de ferrita y perlita [38].

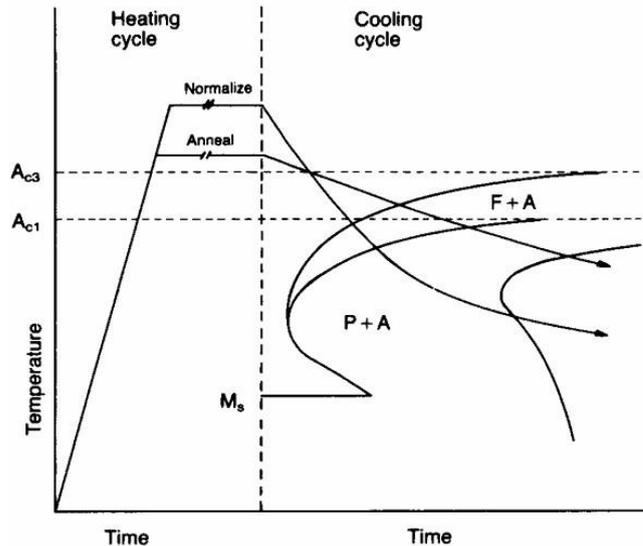


Figura 7. Ciclo de normalizado y las posibles fases que atraviesa [39].

En el normalizado se ha observado que la mayoría de los carburos se disuelven durante el enfriamiento rápido por aire, lo que da como resultado granos de ferrita más finos y una perlita con un espaciado interlaminar más pegado si lo igualamos al del recocido. Los aceros normalizados muestran microestructuras más refinadas lo que significa una mayor resistencia y dureza, aunque con una ductilidad menor en comparación con los aceros recocidos [39].

Durante el proceso de normalización, el recalentamiento provoca la formación uniforme de nuevos granos de austenita. Debido a que las temperaturas de se mantienen por debajo del punto en el que ocurre el engrosamiento del grano, el tamaño de austenita permanece pequeño. Posteriormente, durante el enfriamiento por aire, la austenita se transforma en microestructuras uniformes y finas de ferrita-perlita. Estas microestructuras proporcionan una excelente base para los tratamientos térmicos de endurecimiento [38, 39].

### 1.1.13. Recocido

Es un tratamiento térmico el cual es utilizado en la industria para mejorar las propiedades mecánicas y físicas del material metálico, este tratamiento

consiste en calentar el material a una temperatura específica y luego se realiza un enfriamiento lento a una velocidad controlada, este proceso tiene como objetivo principal eliminar las tensiones internas, mejorar la plasticidad suavizar la estructura y aumentar la ductilidad del material. El proceso de recocido consta de varias etapas clave. Primero, el material se calienta gradualmente a una temperatura adecuada para permitir la difusión atómica y la transformación de la estructura cristalina, esta temperatura está por debajo del punto de fusión en la zona intercrítica de austenización la cual depende de su composición química obteniéndolo con los diagramas TTT y CCT [40].

Una vez llegue a esa temperatura se mantiene en ese estado durante un tiempo determinado largo para permitir que ocurran cambios estructurales, esta es la etapa de retención. Durante el tiempo de retención los átomos del material se redistribuyen y forman nuevas estructuras cristalinas o fases, los granos se vuelven más finos y homogéneos, lo que mejora las propiedades mecánicas y la plasticidad del material, además todas las tensiones acumuladas del material se liberan lo que reduce la posibilidad de fracturas o deformaciones durante un posterior tratamiento mecánico si es necesario.

Después de la retención se realiza en el material un enfriamiento lento a una velocidad controlada, este enfriamiento lento permite una transformación gradual de la microestructura, evitando la formación de tensiones o fragilidad del material, el enfriamiento se puede hacer en un horno controlado o mediante técnicas de enfriamiento controlado en ambientes controlados por gases o aire. El recocido tiene diferentes variantes con variación en su proceso como el recocido completo, el recocido de alivio de tensiones, el recocido de esferoidización y el recocido continuo [41].

#### 1.1.14. Recocido continuo

La tecnología de recocido continuo está ganando terreno en la industria del acero, sustituyendo al recocido convencional en algunas aplicaciones. Este enfoque permite un calentamiento rápido, tiempos de mantenimiento o de retención reducidos y enfriamiento veloz, lo que se traduce en una considerable reducción en el tiempo necesario para completar el proceso. Además del ahorro de tiempo, también implica un ahorro de recursos y capital [42].

En el recocido continuo, el calentamiento se realiza a velocidades muy altas, entre 5 y 20°C/s lo que permite alcanzar temperatura de retención en cuestión de segundos. Además, los tiempos de mantenimiento son cortos y enfriamiento veloz hacen que proceso global del tratamiento solo dure minutos, también ayuda a tener propiedades más homogéneas a lo largo del material. Este recocido continuo permite una amplia gama de investigación modificando las velocidades de calentamiento o enfriamiento y utilizar elevadas temperaturas de mantenimiento haciendo un posible desarrollo de nuevos materiales [43].

#### 1.1.15. Efecto de los elementos aleantes.

Los aceros poseen componentes de aleación e impurezas que tienen la capacidad de generar nuevas fases o integrarse en las estructuras cristalinas de austenita, ferrita y cementita. Esta integración generalmente ocurre mediante la sustitución de átomos de hierro, especialmente cuando los átomos de aleación o impureza tienen dimensiones cercanas a las del hierro. No obstante, en ocasiones, los átomos pueden ocupar sitios intersticiales si son notablemente más pequeños que los átomos de hierro, como en el caso del nitrógeno [44].

En situaciones donde la concentración de elementos de aleación es suficientemente alta, se pueden superar los límites de solubilidad, dando lugar a la formación de otras fases. Por ejemplo, añadir cantidades reducidas de cromo a las aleaciones Fe-C a 890°C mantiene la estructura de cementita, representada como  $M_3C$ . Incrementos mayores en la cantidad de cromo resultan en la formación del carburo  $M_7C_3$ , mientras que adiciones aún más significativas dan como resultado el carburo  $M_{23}C_6$  [45].

Algunos de los componentes que se encuentran en los aceros actúan como estabilizadores de austenita, como el manganeso y el níquel, mientras que otros funcionan como estabilizadores de ferrita, como el silicio, el cromo y el niobio. Además, algunos elementos, como el titanio, niobio, molibdeno y cromo en cantidades suficientes actúan como generadores de carburo fuerte. Estos estabilizadores influyen en la expansión de los respectivos campos de fase de ferrita y austenita. Un indicador del impacto de un elemento de aleación en el diagrama de fase de Fe-C es si la temperatura eutectoide

aumenta o disminuye debido a su adición. Los estabilizadores de austenita disminuyen la temperatura del eutectoide, lo que resulta en una ampliación del rango de temperaturas en el cual la austenita se mantiene estable [46].

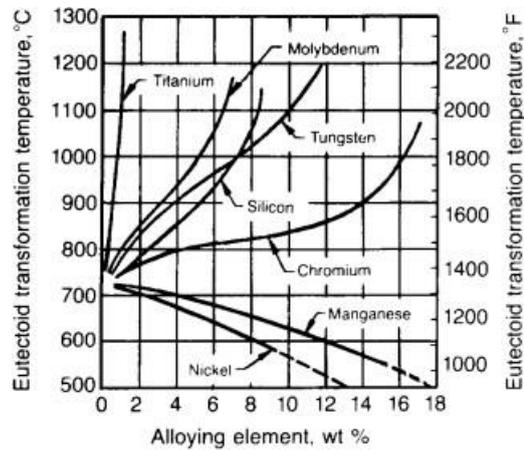


Figura 8. Efecto de algunos elementos aleantes en la temperatura eutectoide [3].

En el sistema Fe-Mn-C, el manganeso desempeña un papel dual como estabilizador de la austenita y generador moderadamente fuerte de carburo. En consecuencia, mejora la estabilidad de la austenita a temperaturas más bajas en aceros con bajos niveles de carbono y amplía la gama de formación del cementito de la austenita en aceros con mayores contenidos de carbono, incluso a niveles de carbono más bajos [46].

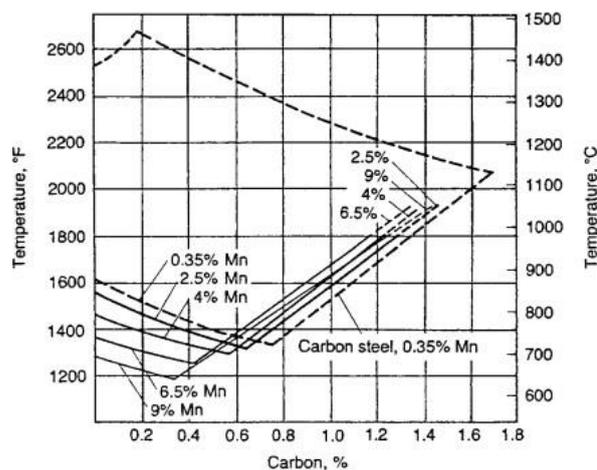


Figura 9. Temperaturas de austenizado con base al % C y el %MN [3].

#### 1.1.16. Elementos aleantes.

##### Carbono:

La cantidad de carbono (C) necesaria en el acero final determina el tipo de acero que puede ser producido. A medida que se incrementa el contenido de C en los aceros con recocido, la calidad de la superficie tiende a deteriorarse. Los aceros muertos que caen dentro del rango aproximado de 0.15-0.30% de C pueden presentar una calidad superficial inferior y podrían requerir un tratamiento especial para lograr una calidad similar a la de los aceros con mayor o menor contenido de C. Durante la solidificación, el carbono tiende a mostrar una moderada propensión a la macrosegregación, siendo a menudo más destacada que la de cualquier otro elemento de aleación. El carbono también tiene una marcada tendencia a segregarse en los defectos de los aceros, como los límites de grano y las dislocaciones. Los elementos formadores de carburos pueden interactuar con el carbono y dar lugar a la formación de carburos de aleación. En todos los aceros, excepto los aceros inoxidables austeníticos endurecibles por precipitación (PH), aceros de gestión y aceros libres de intersticios (IF), el carbono desempeña el papel principal en el endurecimiento. El efecto de refuerzo del carbono en los aceros se manifiesta mediante el fortalecimiento de la solución sólida y la mejora en la dispersión de carburos. A medida que aumenta el contenido de carbono en el acero, se produce un aumento en la resistencia, pero a expensas de la ductilidad y la soldabilidad, que tienden a disminuir [47].

##### Manganeso:

El manganeso (Mn) se encuentra en prácticamente todos los aceros en concentraciones de 0,30% o más. Su función principal es actuar como desoxidante y desulfurizador. A diferencia de otros elementos comunes, el manganeso exhibe una menor propensión a la macrosegregación. Los aceros con más del 0,60% de Mn presentan dificultades en el bordeado. El manganeso contribuye positivamente a la calidad de la superficie en todas las gamas de carbono, excepto en aceros con muy bajo contenido de carbono, y reduce el riesgo de cortocircuito rojo. Además, tiene efectos beneficiosos en la forjabilidad y la soldabilidad [48].

El manganeso actúa como un ex carburo débil, disolviéndose solo en cementita y formando cementita de aleación en aceros. Debido a su presencia, la austenita se convierte en ex austenita, característica de un

campo de fase  $\gamma$  abierto. Sin embargo, cantidades significativas de manganeso ( $>2\%$  Mn) pueden aumentar la propensión a la fractura y distorsión durante el enfriamiento. La presencia de manganeso en aceros también puede intensificar la presencia de impurezas como P, Sn y Sb, segregándose a los límites de grano e induciendo fragilidad en el temple [48].

Silicio:

El silicio (Si) desempeña un papel fundamental como desoxidante en la producción de acero, determinando el tipo de acero fabricado. En aceros al carbono muertos, el contenido de Si puede alcanzar hasta un máximo del 0,60%. En aceros semiacabados, como los de borde, el contenido de Si es generalmente inferior al 0,10% [49].

El silicio se disuelve completamente en la ferrita cuando su contenido es inferior al 0,30%, aumentando la resistencia sin comprometer significativamente la ductilidad. Sin embargo, en aceros lisos al carbono, se observa una marcada disminución de la ductilidad más allá del 0,40% de Si. La combinación de Si con Mn o Mo puede intensificar el endurecimiento de los aceros. La adición de Si puede eliminar la corrosión por tensión en aceros austeníticos de Cr-Ni. En aceros tratados térmicamente, el Si actúa como una aleación clave, mejorando el endurecimiento, la resistencia al desgaste, el límite elástico, la resistencia al rendimiento y la resistencia a la formación de escala en aceros resistentes al calor. El silicio es un ex carburo y se disuelve en martensita, retrasando la descomposición de la aleación de martensita hasta los 300°C [49].

Cromo:

El cromo (Cr) es un ex carburo medio. En el rango de baja relación Cr/ C, solo se forma cementita aleada  $(Fe, Cr)_3C$ . Si la relación Cr/C aumenta, los carburos de cromo  $(Cr, Fe)_7C_3$  o  $(Cr, Fe)_{23}C_6$  o ambos, aparecerían. El cromo aumenta la capacidad de endurecimiento, la corrosión y la resistencia a la oxidación de los aceros, mejora la resistencia a altas temperaturas y las propiedades de hidrogenación de alta presión, y mejora la resistencia a la abrasión en grados de alto carbono. Los carburos de cromo son duros y resistentes al desgaste y aumentan la calidad de sujeción de los bordes. Los

carburos de cromo-hierro complejos entran lentamente en solución en austenita; por lo tanto, es necesario un tiempo más largo a temperatura para permitir que la solución tenga lugar antes de que se logre el enfriamiento. El cromo es el elemento de aleación más importante en aceros. La adición de Cr en aceros aumenta las impurezas, tales como P, Sn, Sb, y As, segregando a los límites del grano e induce fragilidad del temperamento [50].

Molibdeno:

El molibdeno (Mo) actúa como un antiguo formador de carburo. Se disuelve en menor medida en cementita, y la formación de carburos de molibdeno ocurre cuando el contenido de Mo en el acero alcanza niveles suficientemente altos. En el temple de aceros endurecidos, el molibdeno puede inducir endurecimiento secundario y mejorar la resistencia a la fluencia de aceros de baja aleación a altas temperaturas. La inclusión de Mo en la composición conduce a aceros de grano fino, intensificando la capacidad de endurecimiento y mejorando la resistencia a la fatiga [51].

En aceros de aleación que contienen entre un 0,20% y un 0,40% de Mo o V, se observa una fragilidad de temple retardada, aunque no se elimina por completo. El molibdeno también eleva la resistencia a la corrosión y se utiliza extensamente en aceros inoxidables ferríticos de alta aleación con cromo y en aceros inoxidables austeníticos con cromo y níquel. Un alto contenido de Mo disminuye la susceptibilidad del acero inoxidable a la corrosión por picaduras. En aleaciones austeníticas a temperaturas elevadas, el molibdeno presenta una solución sólida robusta que refuerza significativamente la estructura [51].

## HIPOTESIS

Mediante la modificación de las variables de tiempo y temperatura se optimizará una serie de ciclos de recocido continuos, para ser aplicados en un acero avanzado de alta resistencia para obtener una microestructura compleja y a su vez mejorar las propiedades mecánicas iniciales de resistencia a la tracción.

## OBJETIVOS

Objetivo general:

Simular experimentalmente el ciclo de recocido continuo que produce la microestructura necesaria para fabricar un acero avanzado el cual tenga una resistencia a la tracción de al menos 800 MPa

Objetivos específicos:

- a) Generar un plan de trabajo adaptado a los requerimientos teóricos e industriales.
- b) Obtener las simulaciones numéricas de los recocidos continuos mediante el uso del programa JMatPro.
- c) Diseñar una microestructura compleja la cual permita obtener los valores de propiedades mecánicas que se desea.
- d) Tratar térmicamente el material para lograr la estructura inicial definida en los pasos anteriores.
- e) Corroborar los ciclos de recocido continuo con simulaciones físicas a través del simulador Gleeble.
- f) Caracterizar el material utilizado en la simulación física para obtener valores de dureza y valores de resistencia de a la tracción.
- g) Corroborar la microestructura obtenida para conocer las fases encontradas.

## 2. CAPITULO 2.

### 2.1. ANTECEDENTES

Principalmente a nivel laboratorio es muy útil aplicar recocidos convencionales a toda una gama de aceros avanzados de alta resistencia con la finalidad de obtener una microestructura y propiedades deseadas a el grado de acero que se esté buscando, para la investigación se busca obtener un acero de fase compleja el cual posea una resistencia a la tracción de 800 MPa.

#### 2.1.1. Propiedades mecánicas y microestructura en recocidos convencionales.

Junjie Sun y colaboradores [52] utilizaron un material doble fase de ferrita y martensita estructurado en capas con un tamaño de grano ultrafino directamente desde el laminado en caliente, se realizó un recocido convencional en donde obtuvieron unas temperaturas de  $A_{c1}$  (límite de inicio de transformación austenítica) de  $745^{\circ}\text{C}$  y  $A_{c3}$  (límite final de transformación austenítica) de  $820^{\circ}\text{C}$  mediante el simulador Gleeble y el recocido convencional se realizó después de un austenizado a 3 temperaturas que son  $1000$ ,  $1100$  y  $1200^{\circ}\text{C}$  durante dos horas para ser enfriadas con aire donde obtuvieron barras de acero bainítico sin carburos con estructuras de grano austenítico anterior, se realizó un recocido intercrítico a una temperatura de  $780^{\circ}\text{C}$  durante una hora para posteriormente ser laminados en caliente a la vez que se realiza su enfriamiento por aire, según los resultados la importancia de las fases después del temple permiten un acceso a propiedades nuevas, las fases que se encontraron fueron ferrita y martensita pero mediante SEM se observó que la ferrita no está completamente recristalizada y está en forma de láminas delgadas distribuida entre dos capas de martensita, la martensita no muestra una estructura típica de listón. Si hubo un aumento en las propiedades ya que mantuvieron el tamaño de grano ultrafino y el acomodo de las fases en capas laminares paralelas permite aumento en las propiedades, además, los elementos como el C, Mn y Mo se segregaron en forma de islas de austenita-martensita y el Si de igual forma genera ferrita bainítica, como conclusión del artículo llegaron a que las bandas laminadas en paralelo de la microestructura si influyo de manera positiva al aumento de la resistencia a la tracción.

Yiding Pei y colaboradores [53] analizaron una lámina de acero de grado CP800 con resistencia a la tracción de 819 MPa con aplicaciones en vigas de torsión y notaron que sus propiedades con el uso disminuían, por ende, hicieron un estudio pretensando las láminas desde un 0% hasta un 7% para después ser recocidas a temperaturas de 400, 500, 575, 650 y 700°C y a tiempos de 10, 30 y 120 minutos para ser enfriadas a aire. Como resultado muestras a temperaturas de 575 y 650°C fueron las que tuvieron un aumento en el producto de resistencia y alargamiento de entre 14,2 y 6.1 GPa % comparado con el material inicial que era de 13,3 GPa %, los principales mecanismos que ayudaron al fortalecimiento del acero para el grado CP800 fueron los de solución sólida y precipitación por la composición de los microaleantes además de que las muestras que fueron pretensadas mostraron un mayor número de dislocaciones, las temperaturas menores a 500°C no mostraron una disminución del endurecimiento de las muestras que no fueron pretensadas y las temperaturas superiores a 700°C provocaron una pérdida de resistencia a la tracción ya que presentaron una disminución de las dislocaciones de manera considerable más para las muestras que fueron pretensadas en un 7%. La matriz de los aceros sin importar el pretensado mostro un aumento de carburos de M3C que se encontraban en la microestructura inicial y con los recocidos a partir del de 400°C esos carburos se dividieron en más pequeños y dispersos y las islas de MA que antes eran de gran tamaño se descompusieron un poco en ferrita y más carburos.

Elvira Palma y colaboradores [54] desarrollaron un acero con un porcentaje en peso de 9% de Mn por fundición para ser mejorado por laminación en caliente y recocido intercrítico, mediante el Thermo-Calc se obtuvo una temperatura de recocido intercrítico de 680°C y mediante su microestructura inicial de ferrita laminar con una matriz de austenita con un porcentaje de 47% de la misma, se realizaron los procesos de laminado en caliente a 1200°C durante 20 min con varias pasadas hasta obtener un espesor de 1,5 milímetros y un recocido intercrítico con temperatura de mantenimiento de 680°C por varios periodos de tiempo como 20 minutos, 2 horas y 6 horas, como resultado de obtuvo que el porcentaje de austenita disminuyo en el recocido de 2 horas en un 36% pero para el de 6 horas aumento en un 52%,

causando que la austenita comenzara a engrosarse y las láminas de ferrita comenzaran a fragilizarse. Las propiedades mecánicas se midieron después del laminado en caliente y después de los ciclos de recocido obteniendo una mejora considerable a las 2 horas del recocido, después de las 2 horas las propiedades como la microdureza vuelven a decaer posiblemente por los elementos de aleación presentes en la austenita generando más carburos, también pueden ser por las fases generadas ocasionando la modificación de la morfología, pero el valor máximo de UTS que se logró obtener fue de 1,2 GPa.

Haofei Sun y colaboradores [63] hicieron un estudio es un acero con una química diseñada para un acero de fase compleja CP800 en la cual se evaluaron sus propiedades después de realizar un recocido convencional y también realizar un pretensado del material intentando realizar un endurecimiento por deformación donde se pretensó a 0, 4, 8 y 12% para diferentes muestras para después ser llevadas al recocido a 600°C durante 30 minutos, la microestructura después del recocido fue de una matriz de ferrita con listones de bainita o martensita templada y también islas de MA en la cual aumentaron las islas considerablemente, ya después el pretensado lo que hizo fue alargar el grano y aumento el número de dislocaciones pero no representa una relevancia para el estudio.

#### 2.1.2. Propiedades mecánicas y microestructura procesados en recocido continuo.

Los recocidos continuos son mucho mejor a nivel industrial ya que brinda unos tiempos de procesamiento más cortos y en muchas ocasiones temperaturas más altas permitiendo así la modificación de la microestructura y sus propiedades mecánicas, en la investigación se utilizarán ciclos de recocido continuo de nivel industrial simulados físicamente en el procesador termo mecánico Gleeble, por ende, se deben seleccionar las temperaturas y velocidades óptimas.

Stacy Diome y colaboradores [55] realizaron una serie de pruebas de galvanizado en tres aceros laminados en caliente reforzados con precipitación identificados como A, C y D y un acero TRIP C-Mn-Si también laminado en caliente de manera convencional identificado como B, estos aceros debían

cumplir con los requisitos de propiedades mecánicas de 550-800 MPa y elongación de 20-30%. Las pruebas en A, C y D se recocieron a 4 temperaturas distintas (500, 550, 600 y 650°C) durante dos minutos para después ser enfriadas hasta 465°C, los enfriamientos se realizaron con hidrogeno al 5 y 20 %; para el acero B se realizaron recocidos en la zona intercrítica a 800°C durante dos minutos y la diferencia fue que el sobre envejecido se hizo a 455, 470 y 480°C durante 1 minuto. Los aceros laminados reforzados por precipitación con porcentajes de Mn de entre 0.5 y 1.4% y de silicio hasta 0.14% se pueden galvanizar para producir recubrimientos de buena calidad mientras conservan las propiedades de tracción que se requieren para la industria automotriz ya que al estar en temperaturas de recocido por debajo de las temperaturas intercríticas no generaron una modificación microestructural suficiente más sin embargo hubo un pequeño aumento en la resistencia ultima a la tracción en algunas muestras que se recocieron a 600°C; para el acero TRIP si hubo una recristalización de la microestructura obteniendo una nueva microestructura compuesta de ferrita poligonal, ferrita bainítica y austenitas retenida y en las muestras con un sobre envejecido de 480°C permitió generar precipitados de cementita además de que acorto el alargamiento y el UTS, los que mejores propiedades de resistencia a la tracción obtuvieron fueron los del sobre envejecidos de 455 y 470°C ya que tuvieron unos cuantos grados más para enfriar y recristalizar obteniendo austenita retenida en un 15%.

R.O. Rocha y colaboradores [56] estudiaron la evolución microestructural de un acero doble fase laminado en frio con 0.08% C y 1.91% Mn, el material fue laminado en caliente desde temperaturas de 1209°C para obtener un espesor de 3,23 mm para después de varios procesos como el decapado ser procesado por laminado en frio para obtener un espesor de 1,23, después se aplicó el recocido continuo a un rango de temperatura intercrítica teórica por software a partir de la composición química del material de Ac1 de 704°C y Ac3 de 854°C, se aplicaron 3 ciclos de recocido continuo de 750, 820 y 850°C con diferentes tiempos de mantenimiento y enfriamientos lentos, los resultados mostraron una modificación en la microestructura, la microestructura con la cual partió del laminado en frio fue de granos alargados

de ferrita y colonia de perlita deformada y algunas pequeñas islas de MA, pero después del recocido dejó de ser un doble fase ya que tenía una mezcla de ferrita, martensita, bainita, islas de MA y carburos de  $Fe_3C$ , las fracciones de volumen de las fases presentes y la homogeneidad de la microestructura dependen de los parámetros de procesamiento, velocidad de calentamiento, temperatura y tiempo de mantenimiento y temperatura y velocidad de enfriamiento, el aumento del límite elástico y la disminución de la UTS con la disminución de la temperatura de recocido pueden explicarse por el menor contenido de elementos endurecidos en la fracción de mayor volumen de la austenita, lo que lleva a la formación de grandes cantidades de bainita granular.

Wang wei wei y colaboradores [57] estudiaron el efecto del proceso de recocido continuo y las propiedades mecánicas ajustando sus ciclos entre 800 y 840°C, el acero posee un bajo contenido de carbono de 0.13% y un contenido de manganeso de 1.75%, después de un laminado en caliente y un laminado en frío convencional se aplicaron los tratamientos entre 800 y 840°C, la permanencia de entre 90 y 100 segundos, después se enfriaron entre 680 y 720°C en un tiempo de 25 a 30 segundos, y así de nuevo enfrían entre 290 y 310°C durante 400 segundos para llegar luego a temperatura ambiente enfriado en aire. Su morfología después del tratamiento es principalmente de ferrita primaria y secundaria, unas cuantas islas de martensita y se detectó austenita retenida dentro de la matriz de ferrita. Con el aumento de la temperatura en el proceso de recocido se observó que los granos de ferrita secundarios se podían refinar, y con el enfriamiento en escalas se mostró un mayor contenido de martensita y también se pudieron obtener dislocaciones de alta densidad. En las propiedades mecánicas principalmente en la Resistencia a la tracción se obtuvo un aumento debido a su microestructura y mecanismos de endurecimiento una resistencia a la tracción entre 10 y 12 GPa para un acero que estaba predestinado para ser doble fase DP980 lo que significa que sobrepasó los parámetros establecidos para este acero.

Jingge Dai y colaboradores [58] utilizaron el método de recocido continuo de calentamiento rápido como nueva posibilidad para generar aceros duales, en este método calentaron el acero con una composición de 0.09% de carbono y

2.20% de manganeso a 1123 K, aproximadamente 30 K arriba del Ac3. La velocidad de calentamiento fue de 300 K/s para después ser enfriado a 1073 K en 25 K/s y así se mantuvo a 50 y 100 segundos así obteniendo dos distintos tiempos de mantenimiento, se realizó un enfriamiento escalonado a diferentes temperaturas y tiempos, tales como 943 K luego 514 K y ya temperatura ambiente. La microestructura inicial del acero fue de ferrita y perlita deformadas, el calentamiento acelerado de Ac3 ocasiono una microestructura de austenita la cual no transformo del todo y al enfriamiento que fue tuvo el mantenimiento de 50 segundos dejo en la microestructura final martensita templada la cual no se encontró en el otro proceso de 100 segundos, pero si tenían fases en común como islas de martensita-austenita, martensita en forma de listón y matriz de ferrita recristalizada. El UTS del acero inicial fue de 1100 MP y después de los ciclos su UTS subió considerablemente, en especial la de la permanencia de 100 segundos con una resistencia a la tracción de 1204 MPa ya que al estar más tiempo permitió más nucleación de la austenita y se encontraron mayor cantidad de islas de MA en esa muestra y la matriz de ferrita tuvo tiempo de recristalizarse mejor.

De-Castro y colaboradores [60] utilizaron un acero microaleado de bajo carbono en donde se fundieron lingotes para luego ser normalizado a 1200°C durante dos horas para luego ser laminado en caliente para obtener un espesor de 15 mm, en la composición química se agregaron algunos elementos para generar la creación de precipitados como lo son el Ti y el Nb y también controlar el tamaño de grano de la austenita a altas temperaturas y además para evitar que ocurrieran transformaciones por difusión en el enfriamiento continuo se agregaron el Mo y el V. Para el tratamiento continuo utilizaron un dilatómetro calentado por inducción y se controló la temperatura mediante termopares de tipo K, para poder identificar la microestructura utilizaron técnica de microscopia electrónica de barrido (MEB) y para la estructura cristalina de la posible ferrita bainita (FB) y los demás constituyentes los hallaron con difracción de retrodispersión de electrones (EBSD); los investigadores tenían como objetivo el caracterizar y conocer la bainita granular y la de tipo listón por eso para los tratamientos térmicos fueron diseñados para evitar zonas donde se pudieran generar otras fases como

ferrita o perlita por eso todas las temperaturas y velocidades conducían a conseguir bainita granular y bainita en forma de listo, por eso iniciaron con una temperatura de austenización de 1100°C con una velocidad de 5°C/seg y se mantuvo durante 10 minutos, en donde los carburos comenzaran a disolverse y no se formará un tamaño de grano austenítico muy grande.

Para obtener el grado de bainita ellos realizaron un tratamiento isotérmico el cual no puede ser aplicado a nivel industrial, pero sirve como objeto de estudio de las fases presentes y sus propiedades, en el artículo realizaron 4 tratamientos isotérmicos entre la zona del inicio de la bainita y la zona del inicio de la martensita, utilizando temperaturas de 610, 590, 575 y 565 y se mantuvieron dichas temperaturas por 20 minutos, donde la ideal fue 590°C, en esa temperatura no se formaba ferrita cuasi poligonal y se decidió que después del austenizado se enfriara a 10°C/seg hasta los 590°C y para obtener diferentes tipos de bainita se utilizaron diferentes velocidades de enfriamiento. Se encontraron islas de MA dentro de la microestructura en donde a velocidades de enfriamiento más bajas da chance para la creación de granos grandes de MA y a su vez de forma inversa entre más rápidas las velocidades menor formación de porcentaje en volumen de estas islas, haciendo clave la velocidad de enfriamiento no solo en tamaño sino en morfología, ya que en velocidades de enfriamiento cortas cambian de granos grandes a granos más finos y en velocidades medias cambian a laminas cortas y en velocidades aún más rápidas estas laminas tienden a hacer mucho más largas [60].

Además de que no solo influye en los MA sino en la matriz, por composición química y por diseño de experimentación siempre iba obtener bainita, pero todo dependía de las velocidades, y a velocidades más lentas se obtuvo bainita granular y a velocidades más rápidas se obtuvo bainita en laminas [60].

Rajan Kr Singh y colaboradores [61] estudiaron el efecto que tenía el recocido continuo intercrítico sobre su microestructura y diferentes propiedades mecánicas en un acero doble fase DP590 y se realizó un ciclo de recocido continuo experimental el cual fuera aplicado en una línea industrial, pero se probó en una máquina de tratamientos térmicos Gleeble, la microestructura

inicial se trata de una ferrita y perlita que se atribuye a una temperatura de bobinado muy alta y a un contenido de manganeso alto ya que el manganeso al ser estabilizador de la austenita y hace que se forme primero de la ferrita para después formarse la perlita. El recocido en la línea industrial y en el simulador Gleeble mantuvieron la misma temperatura de mantenimiento de 810 °C, y tuvo una sección de enfriamiento lento y luego uno rápido con una velocidad de 150°C/s, en ambos casos se representó un 20% de martensita sobre una matriz de ferrita.

También vieron que a medida que aumenta la temperatura del recocido y mientras más se acerca al Ac3 aumenta el contenido de austenita de forma parcial pero lo interesante fue el enfriamiento ya que si se utiliza un enfriamiento lento y hace que toda esa austenita le dé tiempo a transformarse a ferrita y cuando las temperaturas son bajas hace que ocurra un refinamiento de grano y una resistencia a la tracción más alta, todo indica a que el aumentar la temperatura del acero cerca al Ac3 no altera mucho en las propiedades mecánicas a menos que se modifique la velocidad de enfriamiento y que las temperaturas bajas de recocido continuo ayudan a un mejoramiento de las propiedades mecánicas por refinamiento de grano [61].

### 2.1.3. Microestructura en las etapas de calentamiento y enfriamiento.

Un calentamiento y un enfriamiento adecuado nos permite un control óptimo del diseño de la microestructura y más para obtener una microestructura compleja se requiere un control adecuado y saber que fases se están generando durante dichas etapas.

Sandip Chowdhury y colaboradores [59] hablaron sobre el desarrollo de la microestructura en las etapas de calentamiento y enfriamiento en 6 diferentes ciclos de recocido continuo en la zona intercrítica de un acero doble fase con 0.08 de C y 1.91 de Mn aplicados en un simulador termo mecánico Gleeble, la pieza de acero que fue laminada en caliente basado en su química tuvo temperaturas intercríticas de 704°C y 854°C, en ese rango se aplicaron seis ciclos en pares, donde cada par tenían la misma temperatura de calentamiento, la misma temperatura y tiempo de permanencia y dos diferentes velocidades de enfriamiento, uno lento y otro rápido, la microestructura inicial con la que se inició después de la laminación en caliente consiste de granos

alargados de ferrita, colonias deformadas de perlita y algunas islas pequeñas de MA (martensita-austenita), durante los calentamientos las pruebas que tenían las temperaturas más altas presentaron una disminución de la ferrita ya que la formación de la austenita se comienza a formar en dichas temperaturas que se transforma en martensita y carburos si se enfría a velocidades bajas, en el enfriamiento lento la microestructura de todas las muestras consta de ferrita con algunos carburos y martensita en los límites de grano y un pequeño porcentaje de bainita granular.

Xingchang Tang y colaboradores [62] analizaron la evolución de la microestructura y las propiedades mecánicas de un acero de bajo carbono con un contenido de Niobio considerable durante diversas condiciones de recocido, en donde el Nb sirve como fortalecedor de soluciones sólidas ya que durante el calentamiento el Nb se disuelve en la matriz de ferrita lo que genera una especie de anclaje entre las fases como precipitados.

Ellos utilizaron un acero microaleado con bajo contenido de carbono con una adición de Nb de 0.018 y el tratamiento térmico fue un recocido convencional, se aplicaron diferentes rangos de temperatura desde los 530°C hasta los 780°C donde se diferencia con un gradiente de 50°C, fueron calentadas con una velocidad de 10°C/min y un mantenimiento de 2 horas y tuvieron un enfriamiento lento dentro del horno apagado. Se pudo observar que con las temperaturas más bajas no ocurría un cambio tan drástico conservando la dirección del laminado y en las temperaturas más altas hubo una recristalización del grano de ferrita en toda la muestra y solo unas pocas cantidades de cementita que quedó atrapada en los límites de grano, pero se mantuvo esa misma proporción de constituyentes con los diferentes calentamientos, en lo que si se apreció un cambio considerable fue en el tamaño del grano haciéndose más grande y formándose nuevos granos a mayor temperatura [62].

Xiaohong Chu y colaboradores [64] hicieron un estudio del efecto de la recristalización sobre la transformación bainítica y las propiedades mecánicas en un acero de fase compleja, el procesamiento del acero es importante ya que estudiaron los precipitados que se pueden formar en el acero, el acero fue

laminado en caliente desde 1200°C para luego dejar enfriarse dentro del horno para después pasar por un recocido por lotes a 580°C por 12 horas con el fin de evitar la recristalización y promover los precipitados y se enfrió al aire hasta la temperatura ambiente, después sufrió una laminación en frío y se calentó de nuevo para realizar una serie de recocidos continuos de 780/820/860/880°C para conocer los diferentes porcentajes de ferrita y perlita para luego tener un enfriamiento de 45°C/s y tener un envejecimiento a 380°C por 600 segundos para la proliferación de la martensita y después ser enfriado a 10°C/s.

Este tratamiento causó que la ferrita que había creciera considerablemente a temperaturas más altas y con un enfriamiento de 10°C/s, además de que el recocido por lote ayudó a la generación de precipitados de Nb, Ti y C [64].

Los estudios realizados y tratados con anterioridad permitieron generar un criterio de cómo se encontraba el estudio en el mundo de los recocidos continuos en los aceros avanzados de alta resistencia y que se podía mejorar, así mismo se pudo observar la evolución tanto de la microestructura como de las propiedades mecánicas en puntos clave de estudio, con todo eso en mente y un acero el cual posee una química similar a las vistas, se planteó una metodología experimental la cual cubre con los rangos necesarios para el cumplimiento del objetivo.

### 3. CAPITULO 3.

#### 3.1. METODOLOGIA EXPERIMENTAL.

En la metodología se buscó cubrir todos los rangos para así cumplir con el objetivo de generar el acero CP800, por ende, se diseñó un diagrama el cual nos permitió tener un lineamiento vital para el diseño del acero.

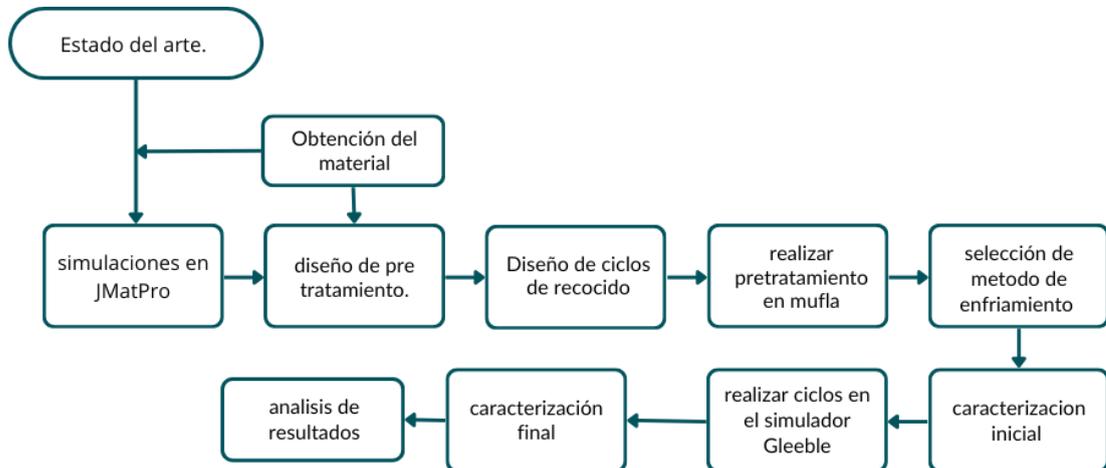


Figura 10. Esquema de metodología experimental.

##### 3.1.1. Materiales

Se seleccionó un material el cual fue diseñado con poco porcentaje de carbono y con microaleantes los cuales fueron seleccionados para la obtención de un grado CP800 mediante el desarrollo de los tratamientos térmicos con una composición aproximada.

Elemento	C	Mn+Si	Mo+Cr	V+Ti+Nb	Fe
%wt	0.05-0.10	2.18	1.04	0,06	95-98

Tabla 1. Composición química del acero microaleado utilizado.

En total se realizaron unas 15 probetas las cuales se puedan montar en el simulador termo mecánico Gleeble 3800 GTC; ya que, requiere de unas dimensiones precisas como se muestra en la figura diez y así poder realizar el tratamiento térmico principal ya que el aditamento para montar las probetas en la maquina es único de esa marca, de igual manera estas probetas son funcionales para realizar el normalizado previo ya que se pudieron maquinar después como se puede observar en la figura 12.

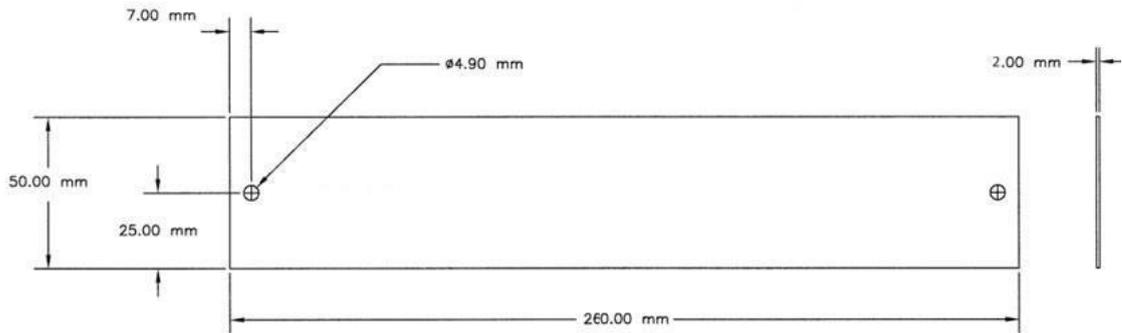


Figura 11. boceto y probeta maquinada del acero utilizado.

Después se realizó un maquinado subzise de acuerdo con la norma internacional ASTM E8/E8M y una pieza de 15mm x 5mm obtenida de un costado de la garganta de la probeta de tensión para obtener micrografías, como se observa en la imagen 11 [65].

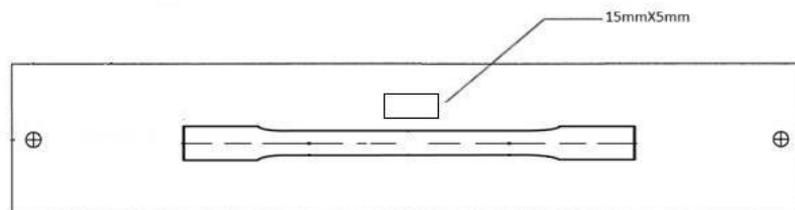


Figura 12. esquema de las probetas de pruebas de tensión y microscopia.

Junto con los datos obtenidos industrialmente y los datos encontrados en la revisión bibliográfica se establecieron una serie de parámetros relacionados con los tratamientos térmicos y métodos de obtención de valores de dichas

muestras como temperaturas, tiempos de calentamiento, mantenimiento y enfriamiento de los tratamientos térmicos, así mismo los métodos de caracterización que se utilizaron para obtener micrografías y propiedades mecánicas de la muestra a utilizar.

Se plantearon cinco temperaturas diferentes las cuales cubrían rangos de temperatura intercrítica de relevancia que fueron 750, 770, 800, 820 y 850°C; con 3 velocidades de línea que corresponden a 158 segundos (velocidad 1), 96.8 segundos (velocidad 2) y 81.1 segundos (velocidad 3) correspondientes a la línea de galvanizado donde operan los hornos de recocido continuo representadas en la gráfica 13 donde están los 15 ciclos diferentes, todos en la zona intercrítica del acero.

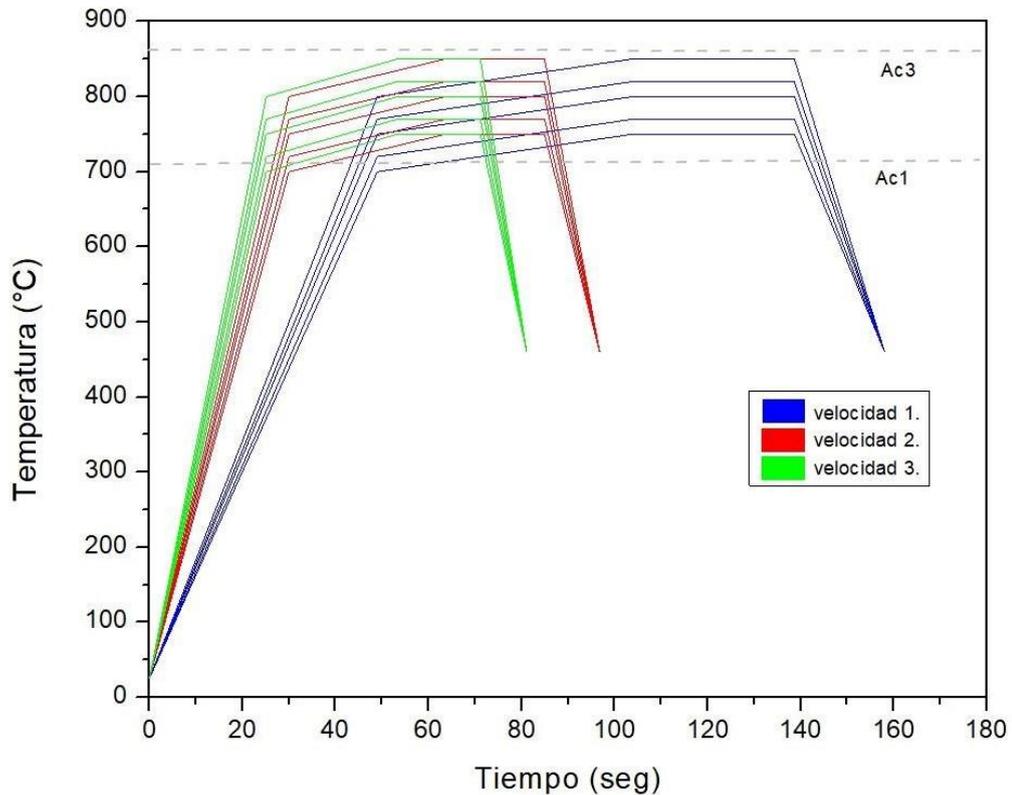


Figura 13. ciclos propuestos experimentales, azules corresponden del ciclo 1 al ciclo 5, rojos corresponden del ciclo 6 al ciclo 10, verdes corresponden del ciclo 11 al ciclo 15.

### 3.1.2. Simulación numérica.

Método	Parámetro	Datos utilizados
Diagrama CCT y TTT	química	Composición química tabla 1.
	tamaño de grano	10 micrómetros
	Temp. austenizado	900°C
Quench properties	química	Composición química tabla 1.
	Temperatura	750, 770, 800, 820, 850 °C
	Velocidades	158. 96.8, 81.1 seg
Step temperature	Química	Composición química tabla 1
	Temp. austenizado	950°C

Tabla 2. Parámetros de medición para la simulación numérica.

Para corroborar los 15 ciclos propuestos se decidió realizar simulaciones en el software JMat Pro en el apartado de “quench properties” para obtener todas las curvas de enfriamiento partiendo desde la temperatura de mantenimiento intercrítica (750, 770, 800, 820 y 850°C) utilizando tamaño de grano de 10 micrómetros a una temperatura de austenizado de 900°C y así verificar si a la velocidad de enfriamiento planteada para cada ciclo genera tanto la microestructura compleja como las propiedades mecánicas tales como los 800 MPa en resistencia a la tracción, al igual que también se simuló los diagramas CCT (continuous cooling transformation) y el TTT (time- temperature transformation) los cuales ayudaron a seleccionar tiempos y temperaturas ya que indican las posibles fases que se podrían llegar a obtener dependiendo de dichos factores.

A su vez se utilizó el “step temperature” utilizando las temperaturas mencionadas y las velocidades 1, 2 y 3 para obtener simulaciones del comportamiento de la química del material a lo largo de la fase de austenita y de ferrita, así saber si se generaron carburos o precipitados.

### 3.1.3. Pre-tratamiento térmico.

Se planteó realizar una microestructura inicial la cual nos permita evolucionar a una microestructura final, por eso se optó por realizar un normalizado de todas las probetas que se utilizaran en el simulador Gleeble como se observa en la imagen 14, para tener un mayor panorama se realizaron dos

normalizados en la mufla Thermolyne, ambos fueron a 950°C en un tiempo de mantenimiento de diez minutos para después realizar los dos diferentes métodos de enfriamiento, un método fue enfriamiento lento dejando la muestra enfriar a temperatura ambiente en aire y el otro fue un enfriamiento rápido dejando enfriar la muestra hasta temperatura ambiente en agua; para después elegir solo un método de enfriamiento que pudiera satisfacer las necesidades del proyecto y así realizar los ciclos de recocido continuo.

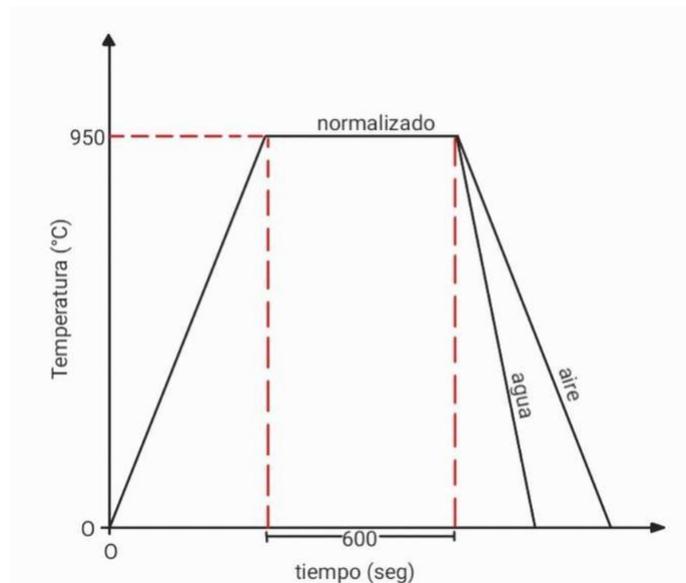


Figura 14. Pretratamiento térmico experimental.

3.1.4. Tratamiento térmico en el simulador experimental termo mecánico. Después de definir el tratamiento preliminar se realizó el tratamiento térmico principal que consistió en un recocido continuo a temperaturas intercríticas, las probetas fueron montadas en la gleeble 3800GTC como se ve en la figura 15 y calentadas mediante el efecto joule en donde por medio de una corriente eléctrica se calienta el acero a las temperaturas deseadas; para tener un control de la temperatura se utilizaron termopares en el centro de la probeta y para las temperaturas más altas las cuales requerían enfriamientos rápidos se utilizó enfriamiento con helio desde el ciclo 6 hasta el ciclo 15.



*Figura 15. Probeta montada en el simulador.*

### 3.1.5. Caracterización del material Microestructura.

Para obtener imágenes iniciales del material se hizo una preparación metalográfica donde se pulieron las 15 muestras en acabado espejo pasando desde una lija de 120 hasta 2400 y después en una vibro pulidora VibroMet2 de la marca Buehler para luego hacer un ataque químico con nital al 2% durante 5 segundos en la superficie de las muestras y así revelar la microestructura. Para iniciar con reconocimiento se utilizó un microscopio óptico AxioObserver.Z1m de la marca Zeiss con lente óptico de aumento de 500x para identificar matriz y constituyentes fáciles de identificar.

Para identificación de constituyentes a una mejor resolución se decidió realizar imágenes de MEB (microscopia electrónica de barrido) en las cuales se obtuvieron imágenes de electrones secundarios a una magnificación de 2000x con un voltaje de operación de 20KV a una distancia de trabajo de 7mm en un microscopio electrónico de barrido SEM JEOL IT-300LV.

Para una corroboración final de morfología y constituyentes del acero en todos los 15 ciclos se decidió obtener imágenes de MEB con el detector de EBSD (por sus siglas en ingles "Electron Backscatter Diffraction") el cual detecta los electrones retrodispersados difractados ayudando con la identificación de orientación de los granos, texturas y demás; las imágenes que se obtienen permiten ver diferentes tipos de mapas como lo son el de figura de polos inversos (IPF) el cual colorea los granos dependiendo de su orientación

cristalográfica o como lo es el mapa de calidad de imagen (IQ) que nos ayuda a conocer la morfología y el patrón de difracción de la zona mapeada [66].

a un step de 0.09 micrometros en donde la muestra requiere de nuevo un acabado espejo para eliminarlo de cualquier impureza para poder visualizar patrones de kikuchi con la calidad más alta; las imágenes obtenidas por el MEB son procesadas y analizadas en el software OIM Analysis V8 [66].

Pruebas mecánicas.

Ensayo de tensión: se maquinaron probetas de acuerdo con la norma ASTM E8/E8M la cual esta identificada en la figura 11 para poder realizar el ensayo de tensión en la máquina de pruebas universales Shimadzu Autograph AGS-X 300kN la cual nos arroja los valores de resistencia a la tracción (RT), resistencia a la cedencia (RC) y porcentaje de elongación (%EL) los cuales se obtienen mediante cálculos y del diagrama esfuerzo deformación.

Los valores de resistencia a la tracción también se conoce como resistencia ultima a tracción o UTS por sus siglas en inglés (ultimate tensile strength) la cual se obtiene por la cresta que se hace en la curva de la figura 15 antes de que comience a decaer y llegue al esfuerzo de fractura; la resistencia a la cedencia se obtiene mediante la ley de Hooke la cual nos dice que la resistencia a la tracción también llamado limite elástico es el punto en el cual se intercepta una línea paralela que inicia del 0.2% de deformación con la curva original como se observa en la figura 15. El último dato relevante que es el porcentaje de elongación el cual se calcula con la ecuación (1) donde se expresa un diferencial de longitud dividido por la longitud calibrada inicial.

$$\%EL = \frac{\Delta L}{L_o} = \frac{L_f - L_o}{L_o} \times 100 \quad (1)$$

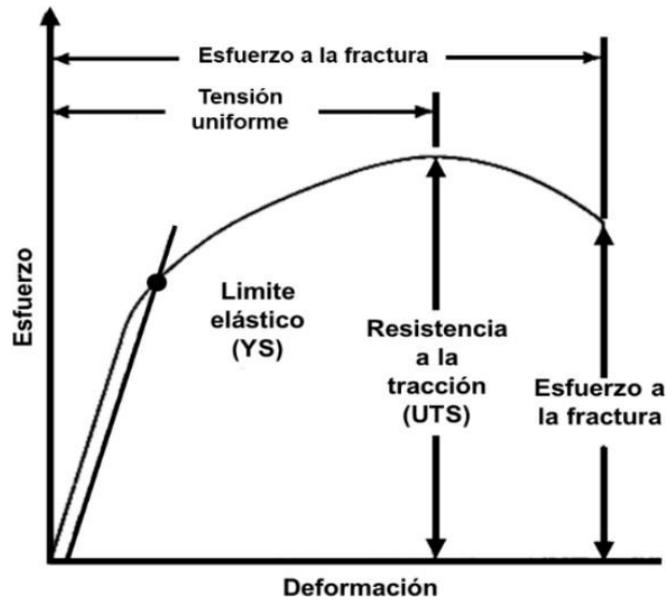


Figura 16. Gráfica esfuerzo de formación teórica [67].

Ensayo de microdureza: este ensayo se realiza para conocer la dureza del material es escala de Vickers, el ensayo consiste en la indentacion de una punta de diamante sobre la superficie para conocer la dureza de manera puntual en la cual se miden las diagonales del indentador y nos da un valor de dureza en escala de Vickers. Este ensayo se realizó en el microdurometro Wilson VH3300 de la marca buehler a una carga de 0.5HV durante 10 segundos.

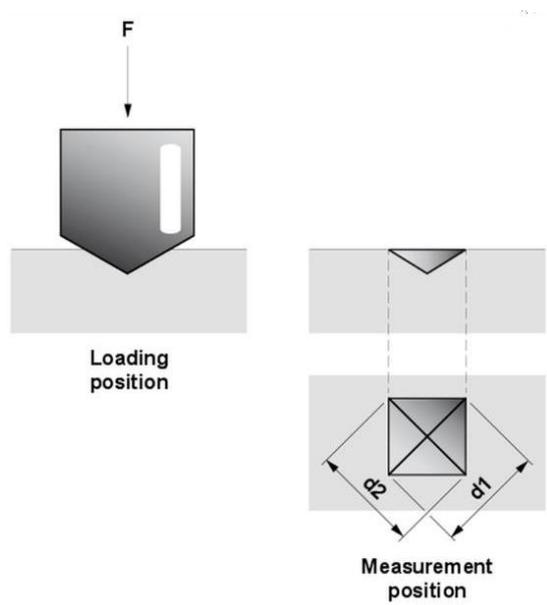


Figura 17. esquema de ensayo de microdureza [68].

## 4. CAPITULO 4.

### 4.1. RESULTADOS

#### 4.1.1. Simulación numérica

En el software JmatPro mediante la composición química se realizaron diferentes tipos de simulaciones que sirvieron como apoyo para entender un poco más el comportamiento del acero así que inicialmente se realizaron los diagramas CCT y TTT en los cuales se podía observar las curvas de las fases así como las temperaturas de inicio de transformación austenítica (Ac1) como la de final de la transformación austenítica (Ac3) para así elegir la zona por donde se realizarían los recocidos intercríticos. La grafica se construyó a partir de un con un tamaño de grano de 10 micrómetros y una temperatura de austenizado de 860°C

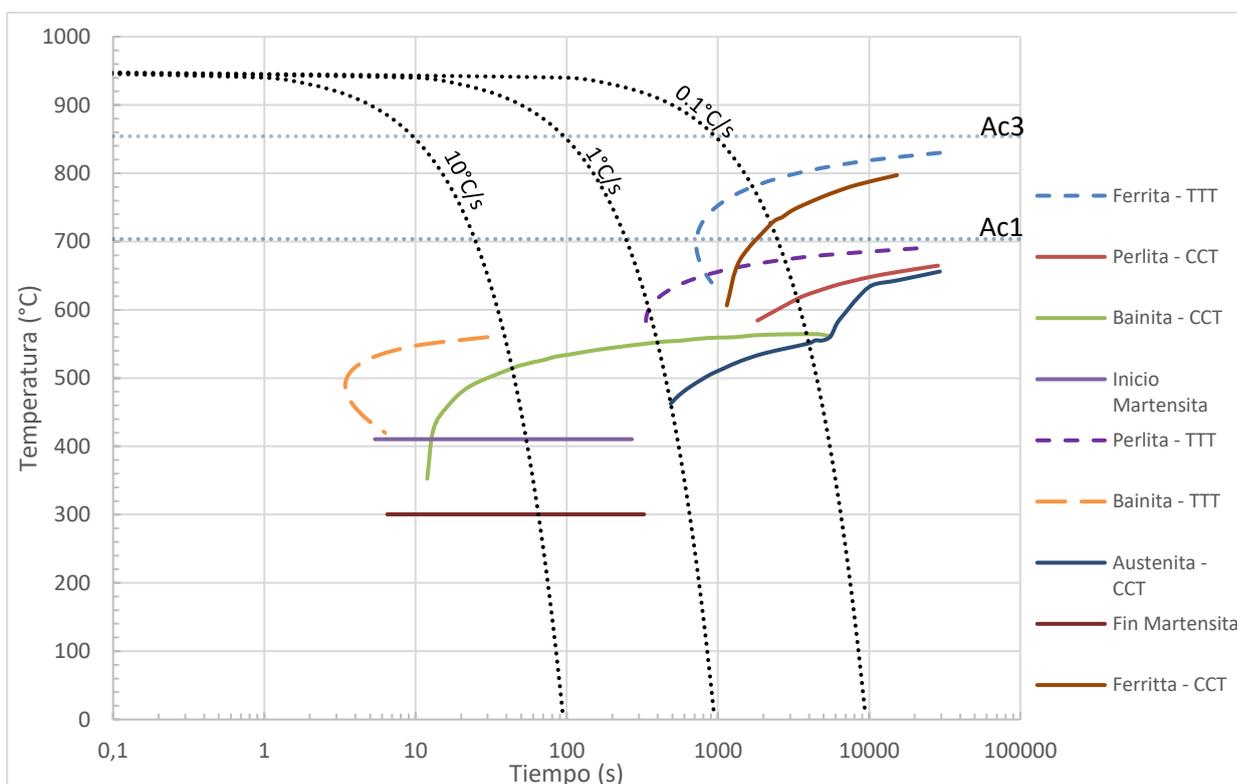


Figura 18. curvas TTT y CCT.

En la figura 18 se ve como el inicio de la transformación austenítica ronda cerca a los 700°C y el del final está por los 850°C aproximadamente, con estos valores fue que se decidieron realizar los recocidos a las 5 temperaturas de 750°C, 770°C, 800°C, 820°C y 850°C a tres velocidades distintas.

Para estudiar el material se decidió partir de una microestructura totalmente normalizada en donde se realizaron dos enfriamientos para verificar a partir

de que microestructura se podría evolucionar a una nueva mediante los recocidos, por eso se realizaron simulaciones en el apartado de “Step Temperature” el cual nos permitió ver cómo evoluciona el porcentaje de elementos en diferentes fases.

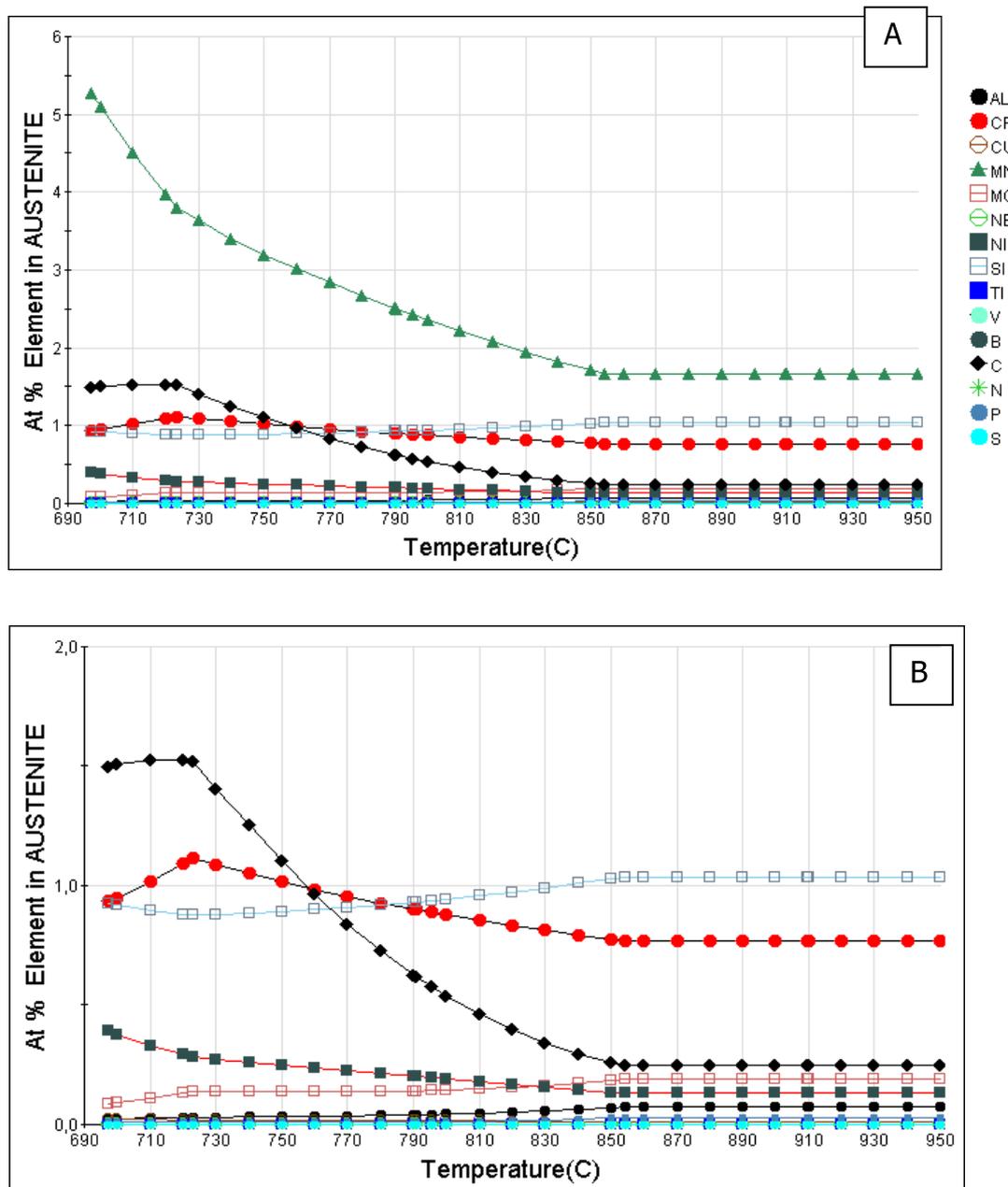


Figura 19. % atómico de composición química en la fase Austenita A) grafica con todos los elementos ubicados en la barra derecha B) grafica sin Mn

Como se observa en la figura 18 hay tres curvas a modo de interpretación de algunas velocidades de enfriamiento partiendo de la temperatura austenítica hasta la temperatura ambiente, en la figura 19 se puede ver como aumenta significativamente el porcentaje de Mn a nivel molar del acero al igual que los

valores de los elementos C, posiblemente por efecto de la cercanía a la transformación de fases ya que dichos elementos son gammagenos favoreciendo la fase austenica y como se están acercando a la fase ferrítica se ven enriquecidos ya que no se consumen para estabilizar la nueva fase. Esta cantidad de Mn aumenta la solubilidad del carbono en la austenita, por eso ambos elementos aumentan su porcentaje al enfriamiento.

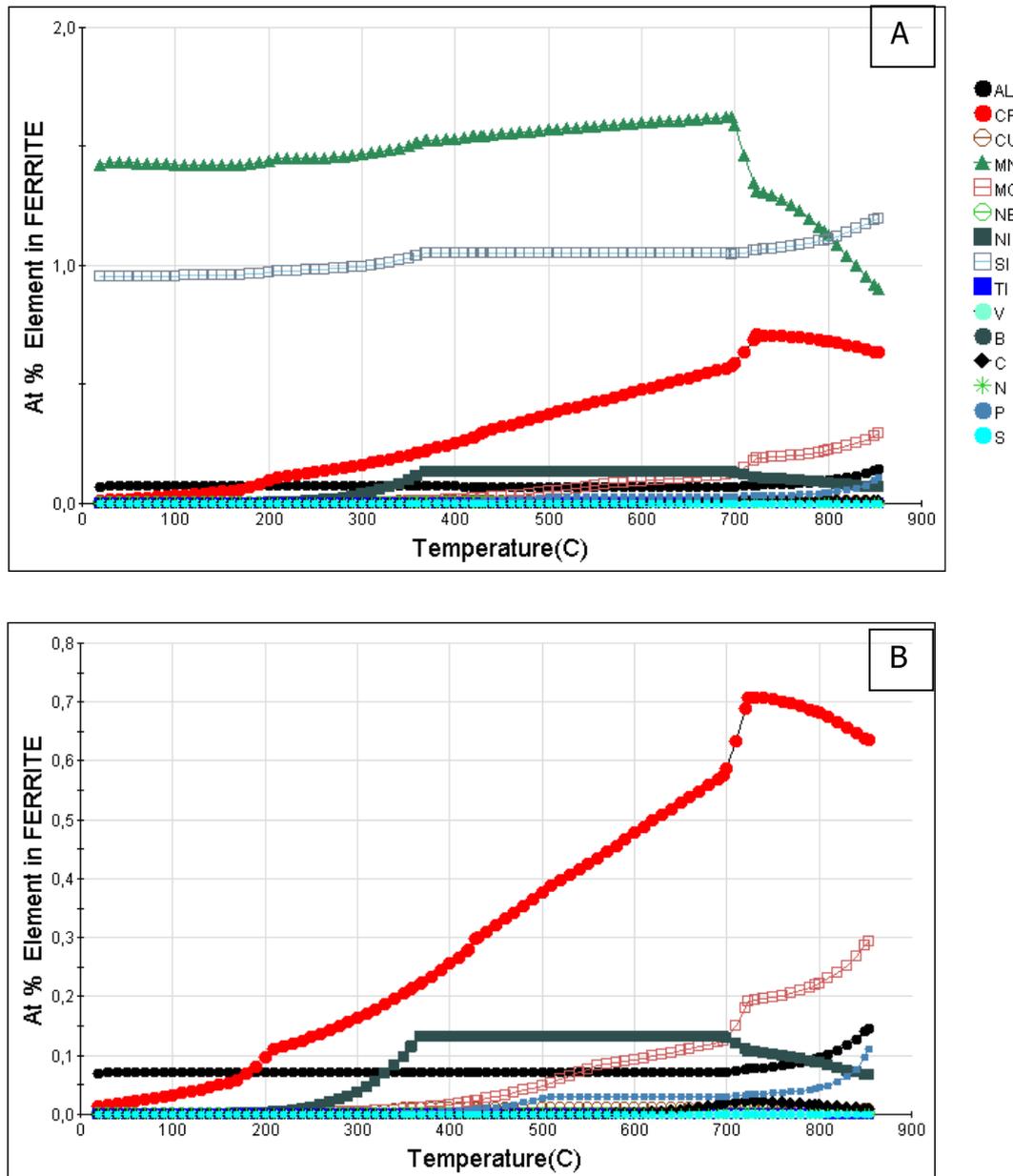


Figura 20. % atómico de composición química en la fase Ferrita A) grafica con todos los elementos mencionados en la barra derecha B) grafica sin el Mn y el Si.

Cuando el material empieza a entrar en la zona de ferrita se ve en la figura 20 como caen drásticamente todos los porcentajes de los elementos debido a una correcta difusión en su mayoría de los micro aleantes en las fases del acero obteniendomás homogeneidad en la microestructura.

Era de interés conocer que microestructura y propiedades mecánicas se tendrían al final por eso con el apartado “quench properties” se realizaron simulaciones de enfriamiento continuo desde las cinco temperaturas utilizadas de recocido hasta la temperatura ambiente.

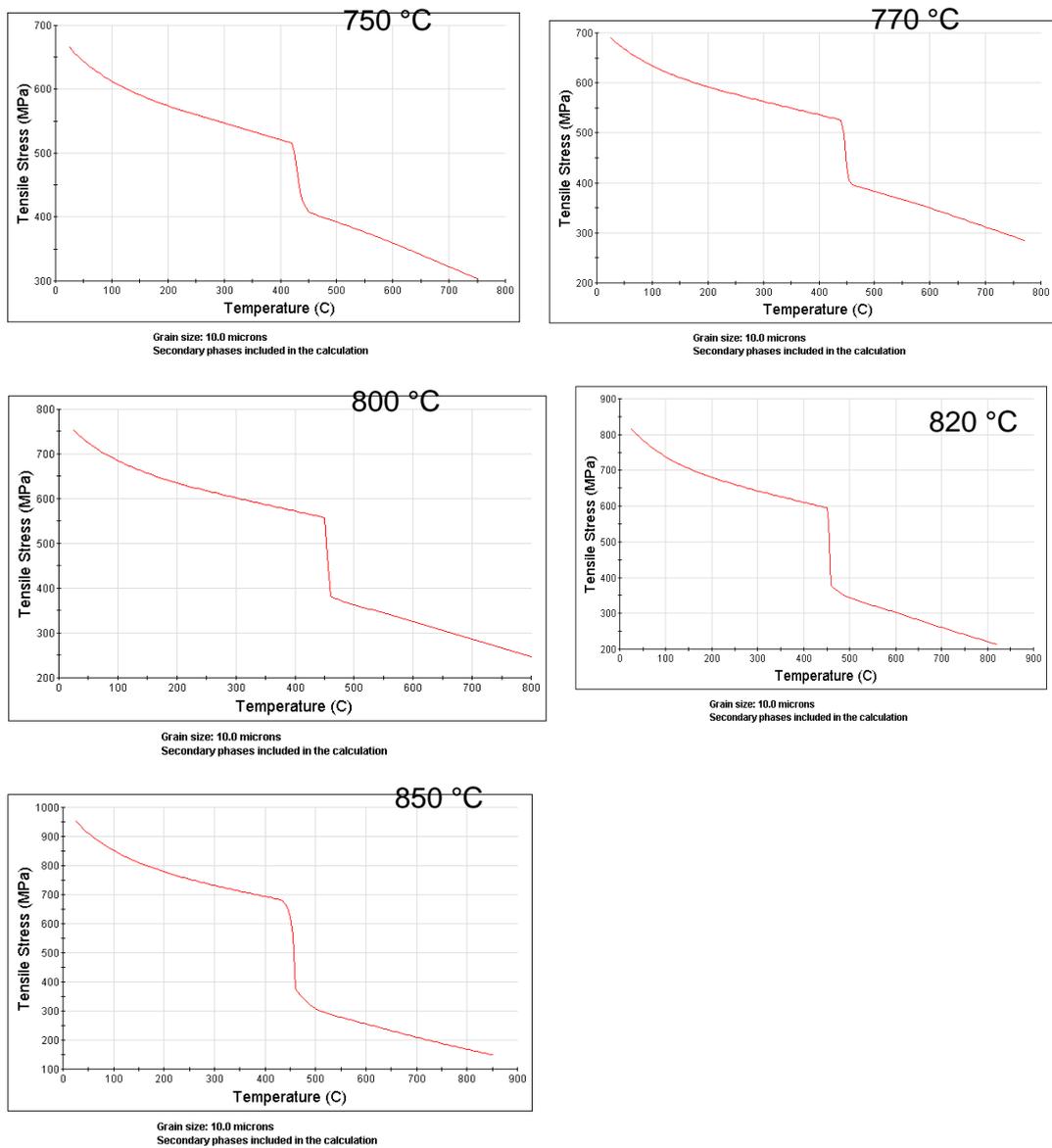


Figura 21. simulaciones de resistencia a la tracción respecto a la temperatura A) temperatura a 750°C B) temperatura a 770°C C) temperatura a 800°C D) temperatura a 820°C E) temperatura a 850°C

La grafica 21 representa la resistencia a la tracción simulada si partimos de las diferentes temperaturas hasta la temperatura ambiente, ya que se grafica respecto a la temperatura para las 3 distintas velocidades dieron una resistencia (UTS) igual y se ve como gradualmente mientras más se aumenta la temperatura el valor de UTS va aumentando hasta sobrepasar los 800 MPa, aunque esta simulación no tiene en cuenta el previo tratamiento térmico que se realizó.

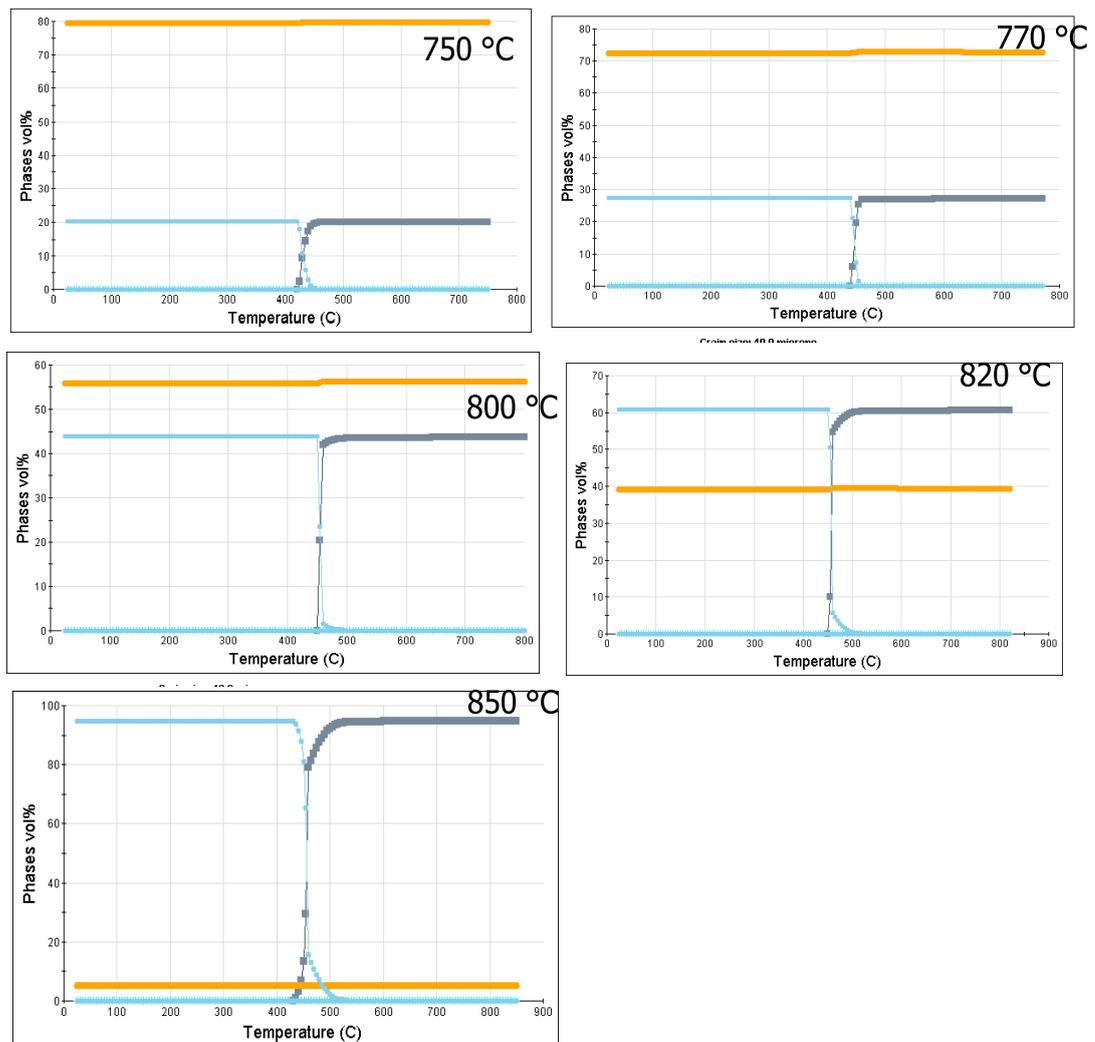


Figura 22. transformación de fases a través del cambio de temperatura.

En la figura 22 se observa cómo cambia la microestructura con los diferentes calentamientos de igual forma sin tener en cuenta las velocidades, se puede corroborar como entre los 400°C y los 500°C comienza la transformación de fase austenítica a fase bainita en las temperaturas más altas donde alcanza de manera parcial hasta casi completa austenita y se puede corroborar por la curva del CCT de la bainita de la gráfica 18, la cual está en los rangos de

temperatura mencionados, de igual forma tiene concordancia con las temperaturas bajas, a bajo de Bs, en donde no alcanza nuclear la fase austenita y se mantiene en su mayoría en fase ferrita lo que hace que tenga propiedades mecánicas menores a las que alcanzaron una fase bainítica.

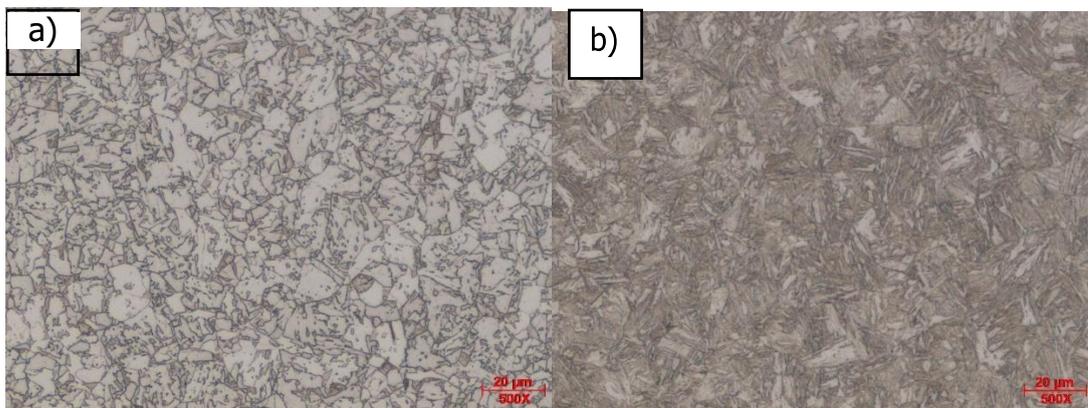
#### 4.1.2. Pre-tratamiento térmico



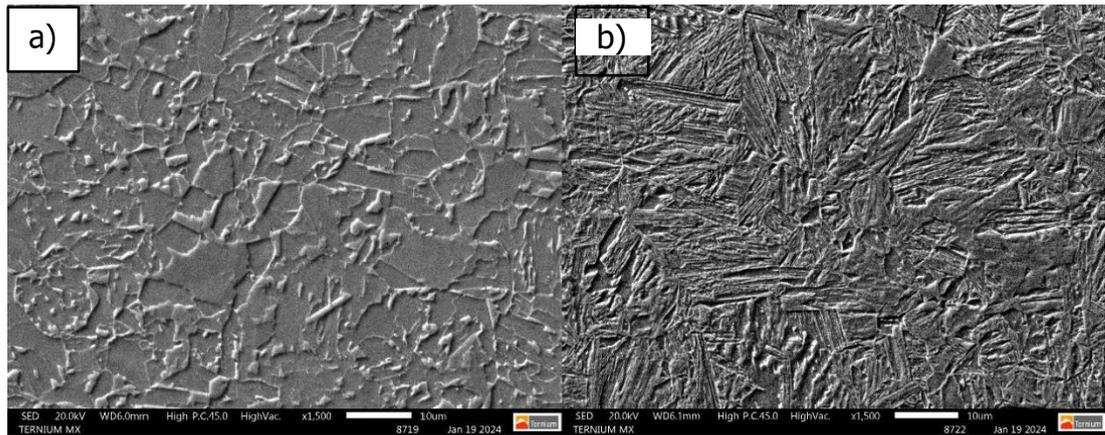
*Figura 23. probetas después del pretratamiento.*

Con todos estos datos de apoyo se realizó el normalizado con los dos diferentes tipos de enfriamiento, las piezas se normalizaron a  $950^{\circ}\text{C}$  durante 600 segundos para una pieza ser templada en agua y la otra en aire, En la figura 23 se muestra el acomodo del tratamiento de normalizado.

De modo que se pudieran estudiar ambos enfriamientos (dos velocidades de enfriamiento) y así elegir uno solo el cual pueda evolucionar a la microestructura deseada.



*Figura 24. microestructura del acero después del normalizado a) enfriado al aire b) enfriado con agua con magnificaciones de 500x.*



*Figura 25. microestructura electrónica de barrido del acero después del normalizado a) enfriado al aire b) enfriado con agua con magnificaciones de 1500x*

Al caracterizar las muestras mediante microscopía óptica como se ve en la figura 24 con una magnificación de 500x y después microscopía electrónica de barrido con una magnificación de 1500x y un voltaje de operación de 20kV y utilizando como guía el diagrama CCT se pudo observar como la muestra enfriada por agua, figura 25 b), al tener una curva de enfriamiento mucho más rápida no permitió que transcurriera el tiempo necesario para que evolucionara a otra fase y se generó una matriz en su totalidad de martensita a una temperatura aproximada de 400°C.

En la muestra a) de la figura 25 se ve como al tener una velocidad mucho más lenta en aire permitió la evolución de otras fases, como lo es la ferrita, pero como constituyente y mediante el diagrama CCT se pudo ver como entro en la zona de bainita generando una matriz totalmente de ferrita-bainita o bainita granular.

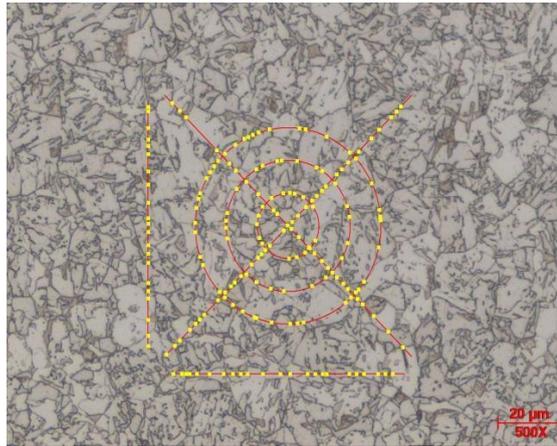


Figura 26. esquema de medición de tamaño de grano por intercepción de puntos.

Se obtuvo el tamaño de grano de la microestructura inicial calculado por el método de intercepción de puntos con una matriz combinada de círculos y líneas un tamaño de grano de 30.91 micrometros según la norma ASTM E112 [77] para tener un dato comparativo inicial y verificar si hubo refinamiento o no de la microestructura después de los recocidos.

Para corroborar la microestructura se realizaron microdurezas a lo largo del material para conocer que posibles valores pueda tener y por ende que fases.

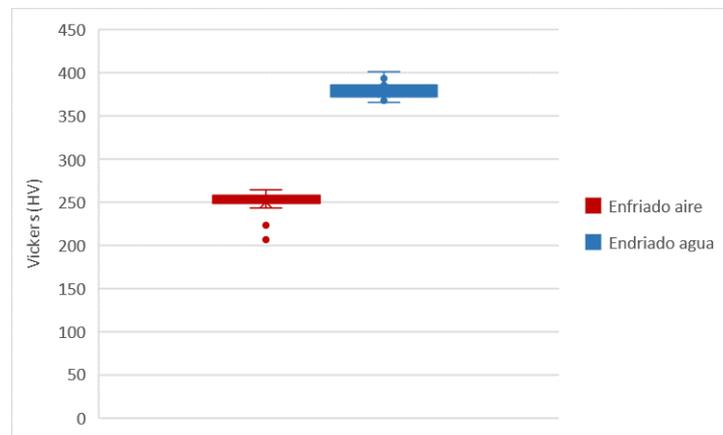


Figura 27. valores de microdureza de las probetas normalizadas.

Los valores reportados en la gráfica de error de la figura 27 son similares a la literatura en donde Rocha [56] y colaboradores mostraron valores de dureza de un acero de fase compleja con fases de ferrita y bainita, entre 240 y 300 HV. Por lo que con eso se decidió elegir el enfriamiento por aire para el pretratamiento que recibieron las probetas antes de que se les aplicara el tratamiento principal de recocido continuo. Para tener valores de propiedades mecánicas de comparación iniciales se realizaron las pruebas de tensión en

el acero normalizado y enfriado por aire y así conocer su resistencia a la tracción, resistencia a la cedencia y porcentaje de elongación.

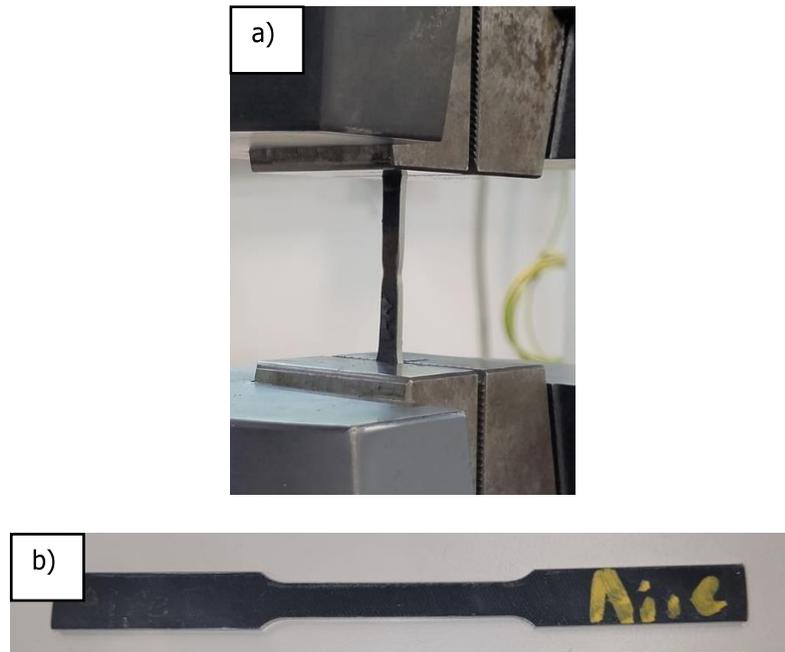


Figura 28. a) probeta montada en la máquina de pruebas universales. b) probeta utilizada.

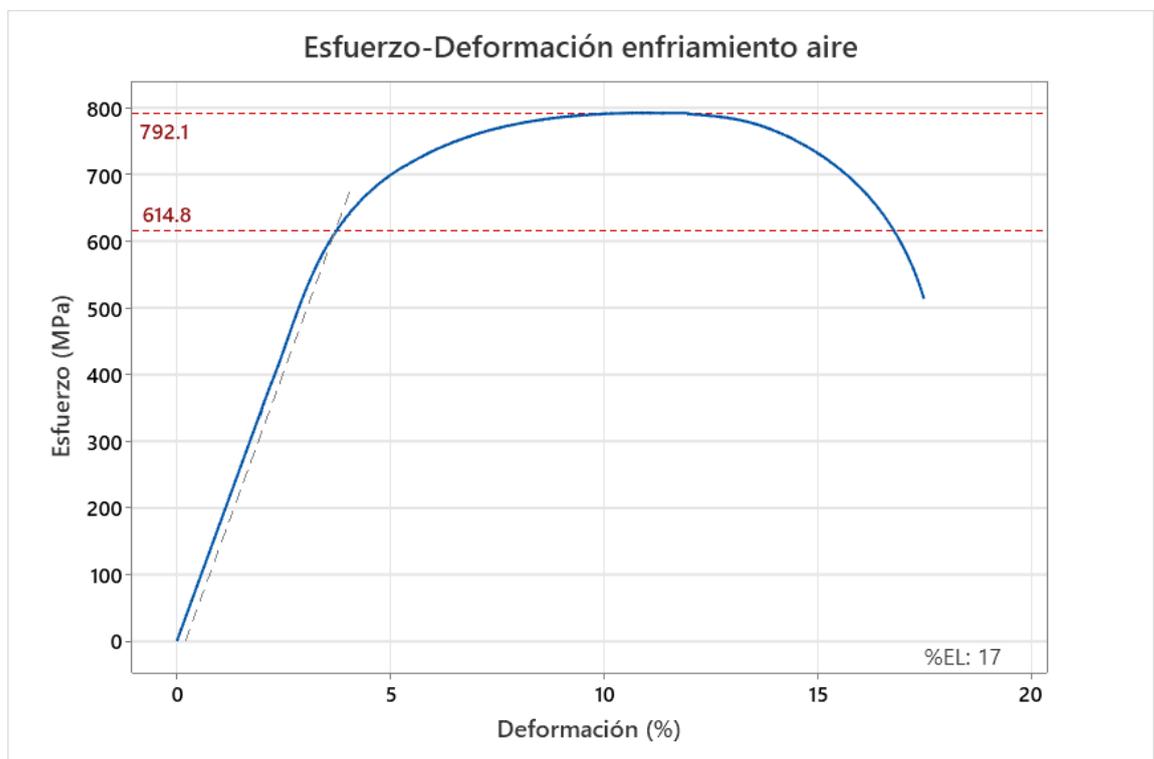
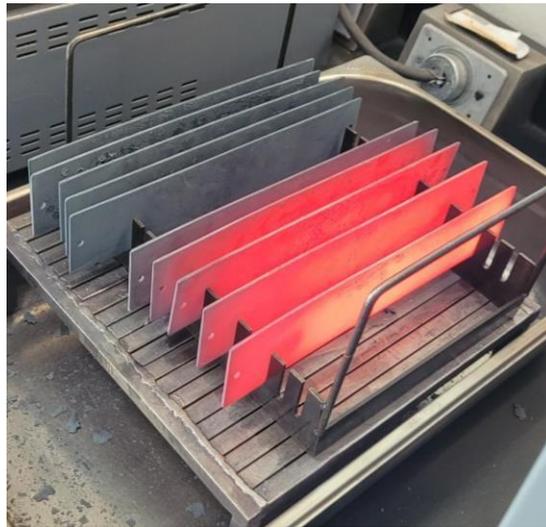


Figura 29. Diagrama de esfuerzo ingenieril obtenido por el ensayo de tracción.

Se maquinaron probetas subsize planas de tensión con la ASTM E8/E8M [65] con la cual se realizó la prueba de tensión obteniendo la gráfica de esfuerzo deformación, figura 29, en donde el valor de UTS dio 792.1 MPa y mediante la ley de Hooke se obtuvo una resistencia a la cedencia de 614.8 MPa con un %EL de 17, además de que la gráfica presenta una zona de deformación elástica bastante inclinada lo que genera una ductilidad adecuada para los aceros AHSS.

#### 4.1.3. Tratamiento térmico.



*Figura 30. Probetas normalizadas con enfriamiento al aire.*

Al obtener los datos iniciales se inició con el normalizado en lotes de las muestras, para corroborar datos se realizaron duplicados de cada ciclo; además de muestras extra por si se presentaba inconvenientes como desprendimiento de los termopares de tipo k lo que afecta la toma del control de temperatura.

Los ciclos fueron programados en la Gleeble con las temperaturas de 750°C, 770°C, 800°C, 820°C y 850°C, con tres diferentes velocidades de calentamiento y enfriamiento para cada temperatura. Todo controlado mediante los termopares, la máquina de simulación Gleeble trabaja calentando la probeta al vacío mediante efecto Joule en el cual la muestra funciona como conductor y es calentada con el paso de la corriente y es enfriada ya sea con aire comprimido o Helio, para los cinco primeros ciclos a las temperaturas mencionadas corresponden a la velocidad número 1 la cual es la que más tiempo lleva y por ende se realizó su enfriamiento con aire

comprimido, a partir del ciclo 6 al ciclo 15 la velocidad 2 y la velocidad 3 requirieron de una velocidad de enfriamiento superior se decidió utilizar helio para enfriarse rápido y que pudiera cumplir la velocidad programada.

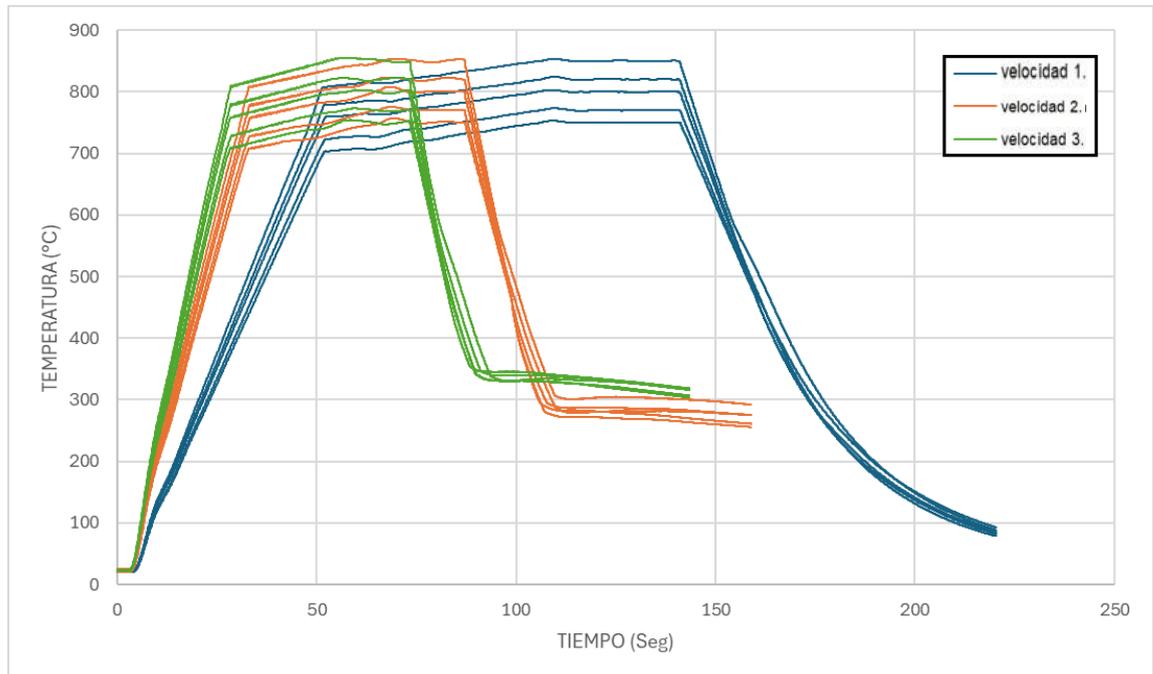


Figura 31. seguimiento de la temperatura y tiempo de las probetas controladas por termopares en el simulador Gleeble.

Como se puede observar en la figura 31 como todos los ciclos que se realizaron estuvieron en la zona intercrítica, desde la temperatura de 750°C la cual fue la más cercana al Ac1; hasta las cercanas a Ac3 que fue 850°C, se realizaron recocidos intercríticos con la intención de generar austenita de manera parcial en la microestructura y evolucionar a una nueva fase compleja.

Como se necesitaba utilizar helio en 10 ciclos más los duplicados se decidió cortar el helio después de haber pasado los 460°C ya que es la temperatura representativa a la cual se aplica el galvanizado a las láminas de acero pero que aun así llegaran a la zona de inicio de martensita ya que los primeros 5 ciclos si lograron llegar a la zona de inicio de martensita para poder tener datos similares en todas las probetas.

Se realizaron los maquinados a las muestras tratadas térmicamente correspondientes de las probetas subsize y de un rectángulo cerca al centro de la probeta donde van sujetos los termopares para obtener el análisis microestructural correspondiente como se observa en la figura 12, todos estos

maquinados se realizaron con refrigerante líquido para que al maquinar las probetas no se calienten o sufran cambio de propiedades no deseados.

#### 4.1.4. Caracterización

Se iniciaron con las pruebas mecánicas realizando las pruebas de tensión a los 15 ciclos y obteniendo los valores de RT, RC y %EL.

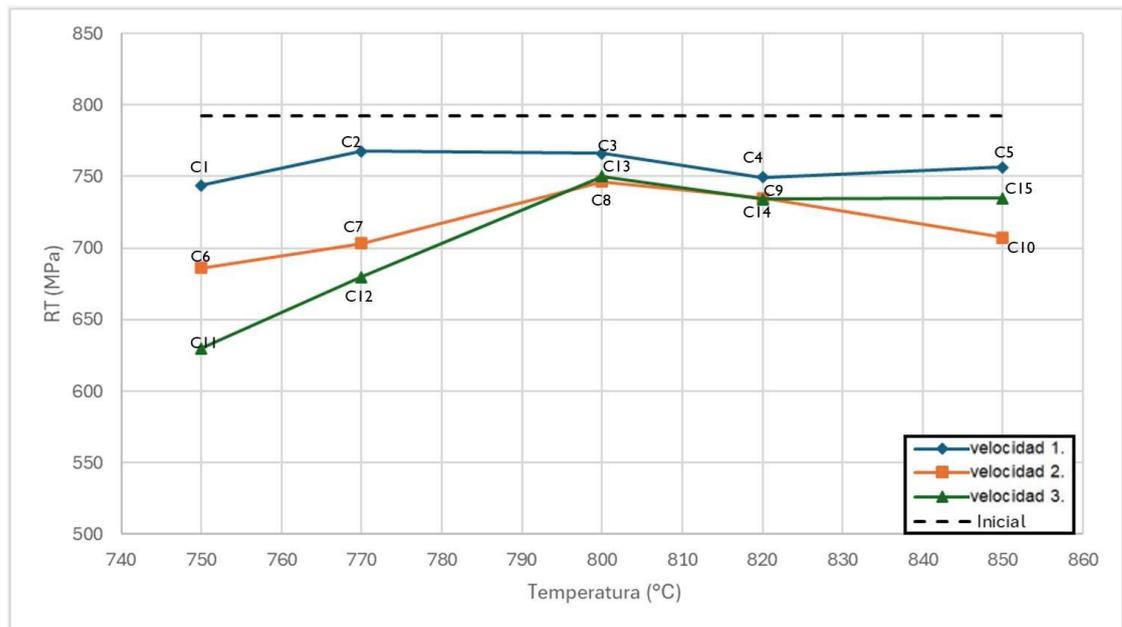


Figura 32. resultados de resistencia a la tracción.

En los valores de resistencia a la tracción se ve una disminución respecto al valor original ya que el recocido lo que hace para el caso de este acero es reestructurar las dislocaciones dentro del material ya que se parte de un material normalizado existe un reordenamiento de dislocaciones que no favoreció a las propiedades mecánicas, los ciclos que presentaron un mayor decaimiento del UTS fueron el ciclo 11 y 12, el ciclo 11 perdió hasta un 19% comparado con el valor inicial y el ciclo 2 fue el que mejores propiedades mantuvo perdiendo solo un 4% de RT comparado con el inicial; la pérdida de propiedades de los ciclos 6 al 15 se debe a que tienen las velocidades más rápidas eso al calentarse al material no le permitió la generación de austenita parcial para generar una correcta recristalización en la microestructura.

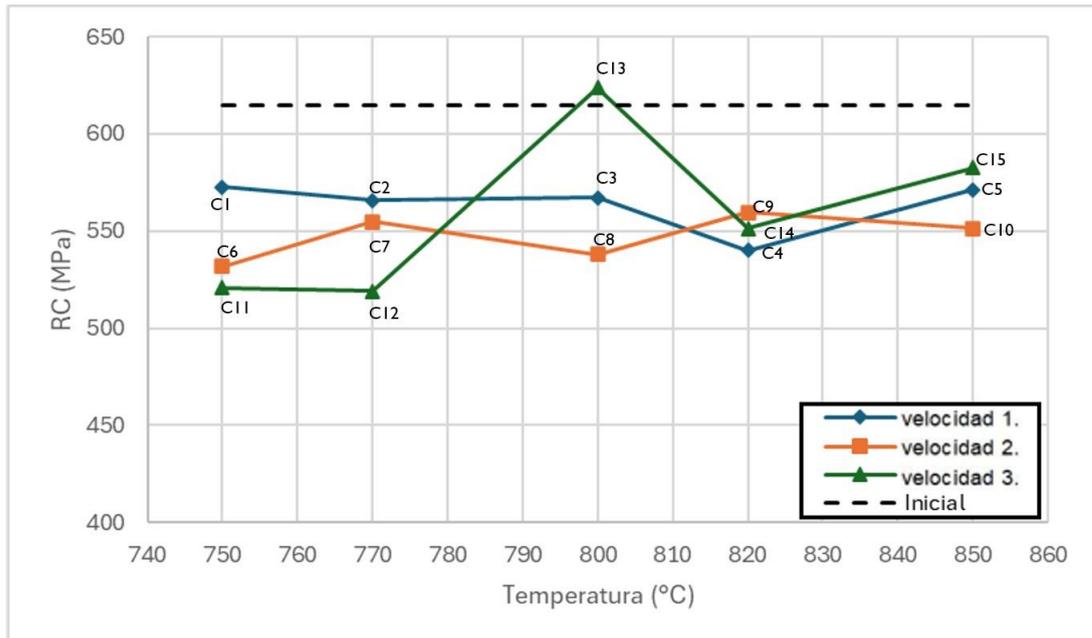


Figura 33. resultados de resistencia a la cedencia.

De igual forma las propiedades de resistencia a la cedencia decayeron considerablemente comparado con la original a excepción del ciclo 13 el cual presento una elevación de su resistencia a la cedencia por encima de la original proporcionando una zona de deformación plástica superior posiblemente por el efecto de la cantidad de ferrita que existe en la muestra, otorgando mayor ductilidad del material teniendo una zona elástica mayor.

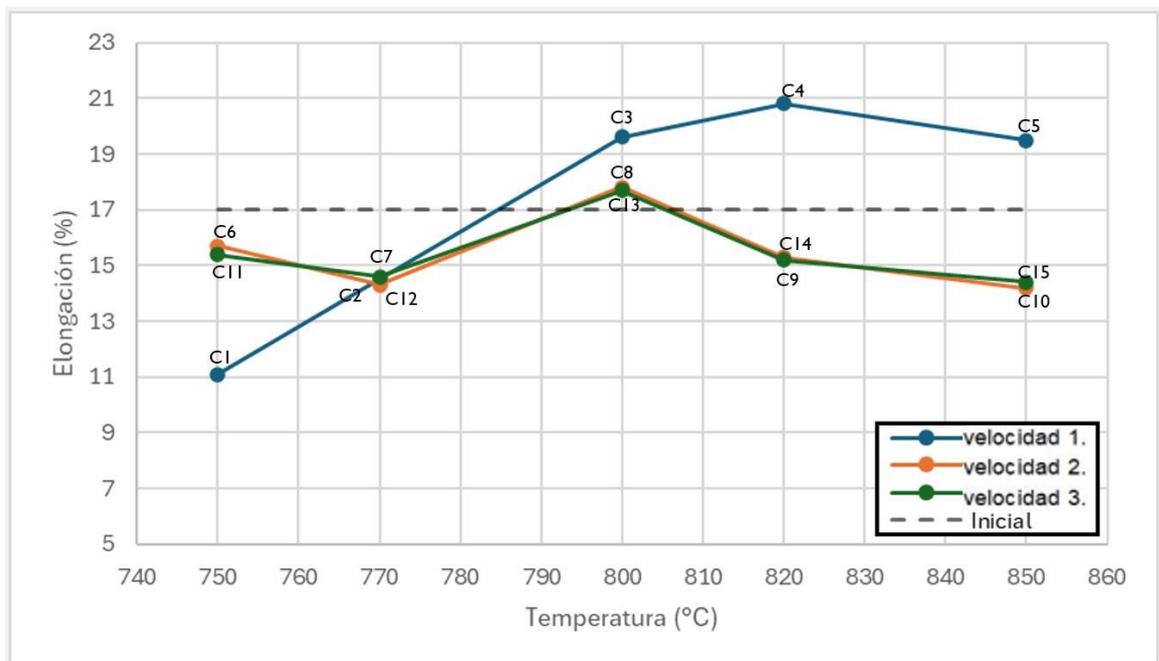


Figura 34. resultados de elongación total.

Para conocer la dureza del material se realizó un barrido de borde a borde, 10 indentaciones por probeta, de microdurezas con un espaciado entre huella de tres veces la distancia de una huella promedio del mismo material, se realizaron huellas individuales en donde el promedio en general de la diagonal arrojó un valor de 60 micrómetros, entonces el espaciado entre cada huella fue de 180 micrómetros. Las microdurezas se realizaron en el espesor de la muestra para tener una mejor valoración de la muestra a lo largo de todo el material.

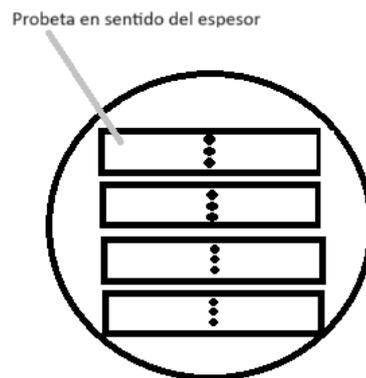


Figura 35. Esquema de indentaciones en la muestra.

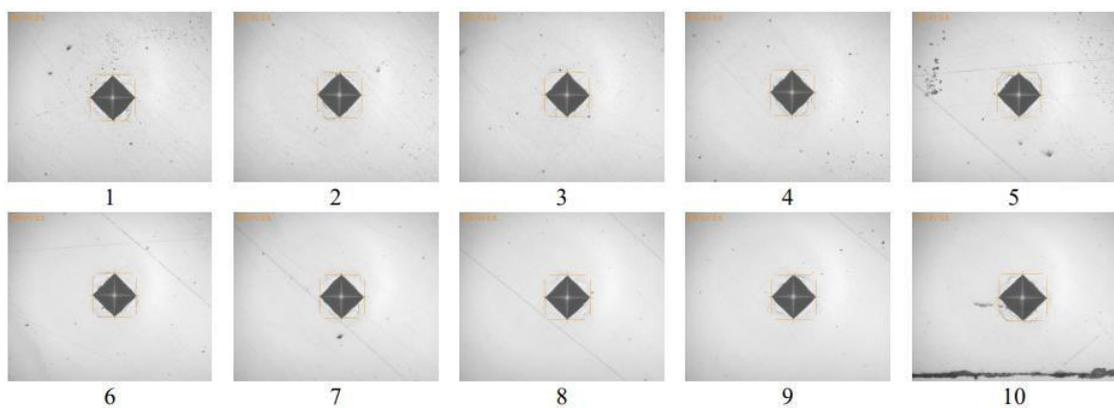


Figura 36. marcas de las pruebas de microdureza por ciclo.

Al tener todas las probetas un espesor de 2 milímetros el barrido fue un total de 10 indentaciones por ciclo, cada indentación fue medida y se obtuvo un promedio de cada ciclo.

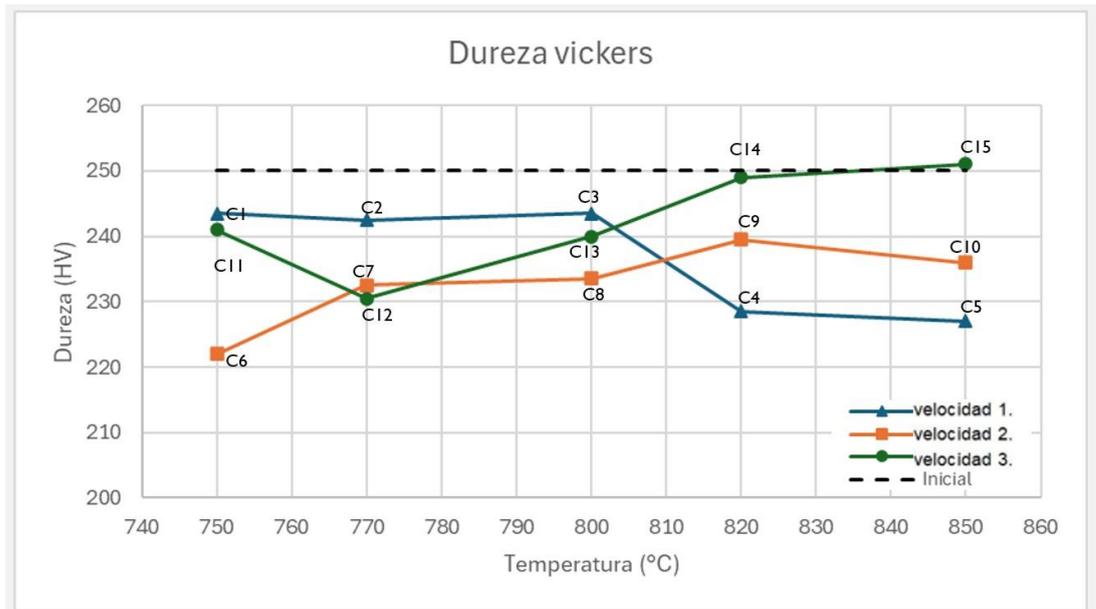


Figura 37. Resultados de las pruebas de microdureza.

Hubo una variación de las durezas del material, pero se mantuvo en un rango aceptable entre 220 y 250 HV, valores conocidos en fases de ferrita o bainita, lo que sí es relevante fue que en la mayoría de los ciclos se perdió un poco de dureza posiblemente debido al crecimiento de grano. Se obtuvieron imágenes en el microscopio óptico para corroborar cambios en la microestructura durante los recocidos, las imágenes se obtuvieron a una magnificación de 500x.

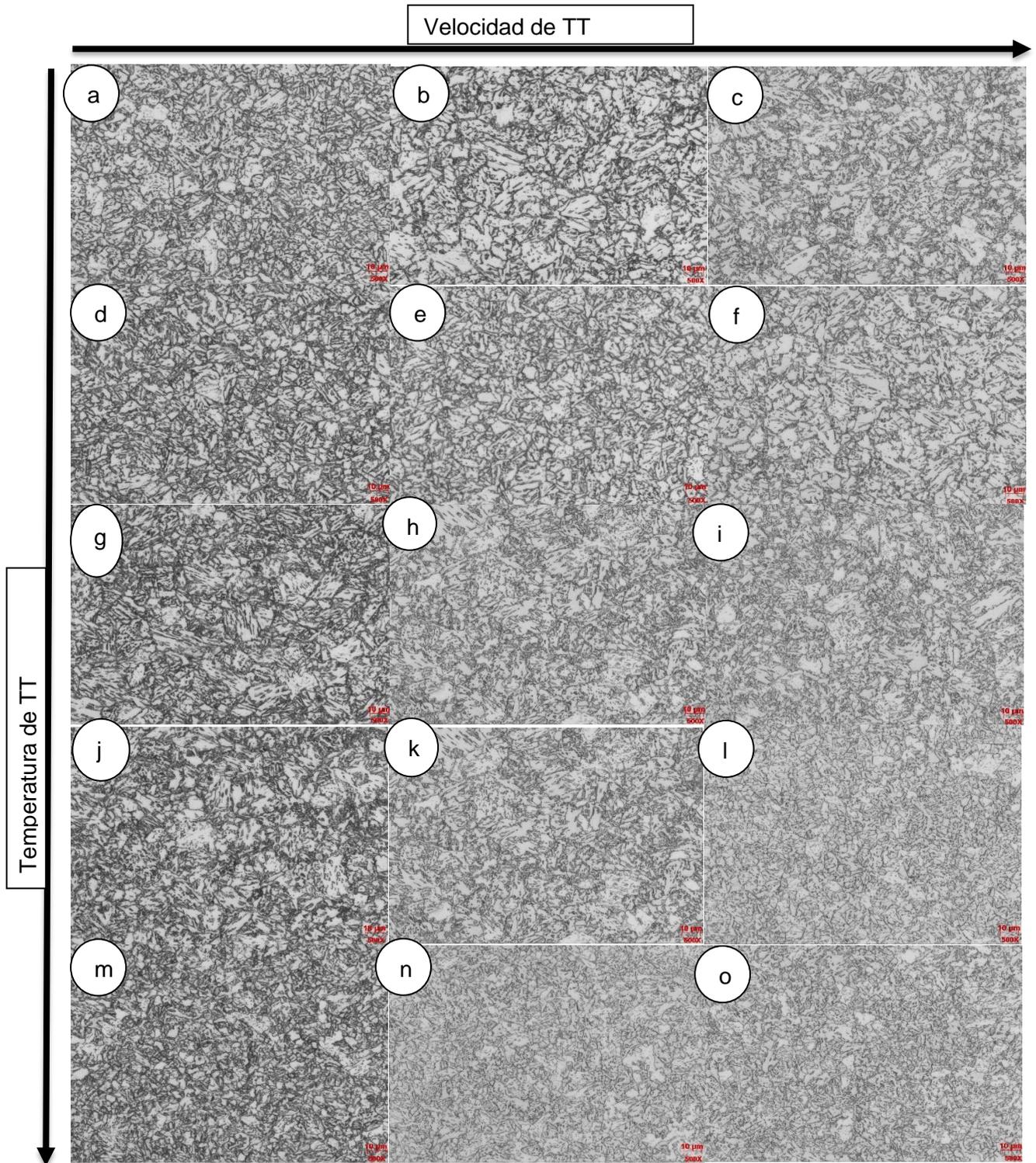


Figura 38. imágenes de microscopía óptica de los 15 ciclos a) ciclo 1-750°C-velocidad 1 b) ciclo 6-750°C-velocidad 2 c) ciclo 11-750°C-velocidad 3 d) ciclo 2-770°C-velocidad 1 e) ciclo 7-770°C-velocidad 2 f) ciclo 12-770°C-velocidad 3 g) velocidad 3-800°C-velocidad 1 h) ciclo 8-800°C-velocidad 2 i) ciclo 13-800°C- velocidad 3 j) ciclo 4-820°C-velocidad 1 k) ciclo 9-820°C-velocidad 2 l) ciclo 14-820°C-velocidad 3 m) ciclo 5-850°C-velocidad 1 n) ciclo 10-850°C-velocidad 2 o) ciclo 15-850°C-velocidad 3.

Las imágenes de microscopía óptica revelaron que hubo una modificación de la microestructura donde al calentar a temperaturas intercrítica permitió la aparición de austenita de manera parcial y con el enfriamiento rápido hizo que nuevas estructuras pequeñas las cuales son las zonas oscuras las cuales no se identificaran bien, por tal motivo se decidió realizar una microscopía electrónica de barrido la cual ayudo a identificar mejor aquellas estructuras con formas irregulares las cuales surgieron por los ciclos realizados.

Para la figura 38 las imágenes a (ciclo 1), d (ciclo 2), g (ciclo3), j (ciclo 4), m (ciclo 5) corresponden a la velocidad 1 que son 158 segundos, lo que corresponde que de izquierda a derecha las velocidades van aumentado hasta la velocidad 3 de 81.1 segundos, así mismo, las imágenes a (ciclo 1), b(ciclo 6), c (ciclo 11) corresponden a la temperatura más baja que es 750°C haciendo que según el orden de arriba hacia abajo la temperatura va aumentando hasta los 850°C.

Como se observa en la figura 39 se realizaron 5 imágenes de MEB en base en el comportamiento de las propiedades mecánicas, para analizar una sola velocidad y temperatura. Se selecciono la velocidad 1 ya que fue la que tuvo un comportamiento más anormal en el resultado de porcentaje de elongación y fueron los ciclos con menor disminución deresistencia a la tracción y se seleccionó la temperatura de 800°C ya que fue la que presento una mayor variación en la resistencia a la tracción.

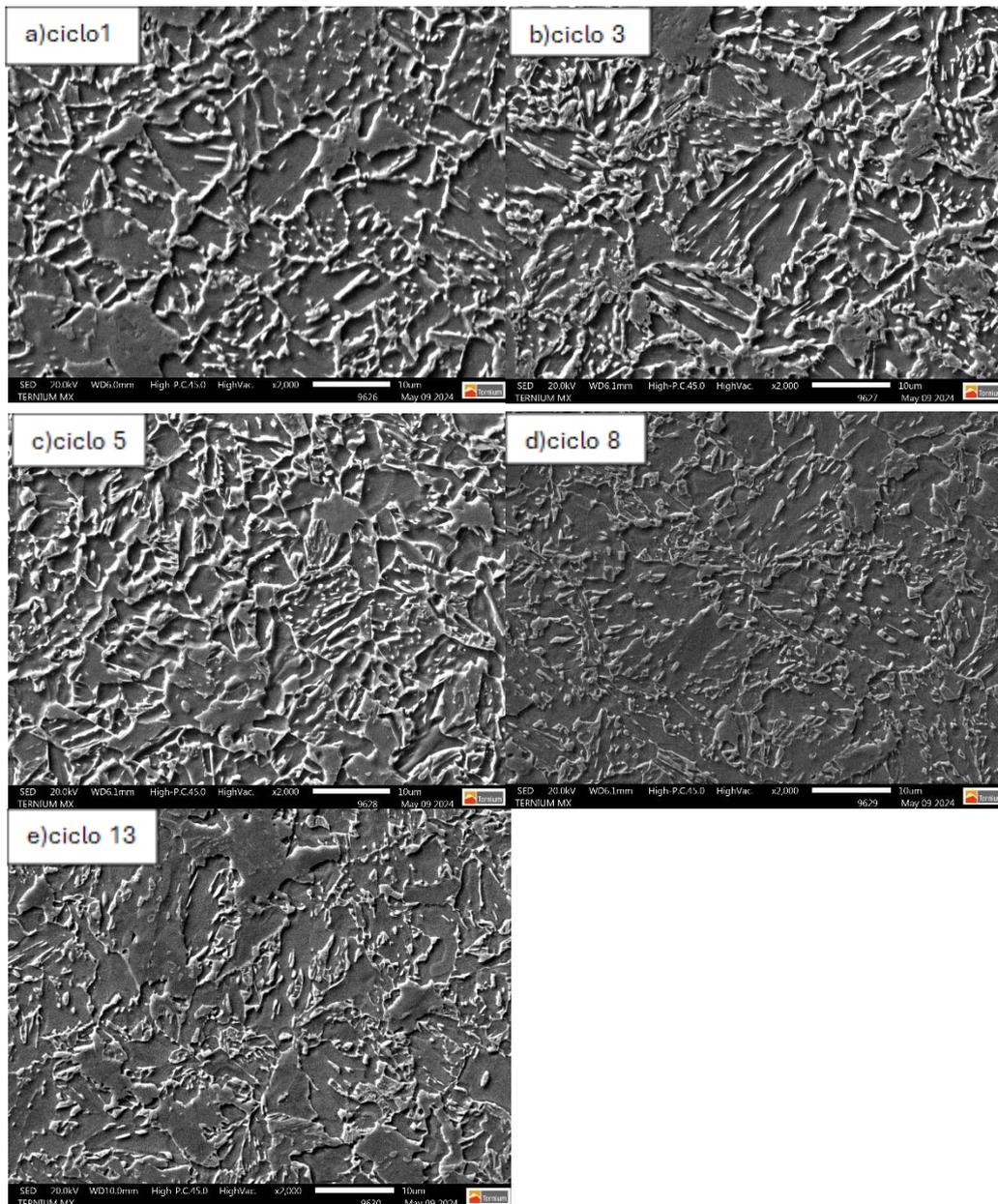


Figura 39. Micrografías de MEB a 2000 magnificaciones a) ciclo 1 b) ciclo 3 c) ciclo 5 d) ciclo 8 e) ciclo 13

Las imágenes de microscopía electrónica de barrido fueron obtenidas mediante la difracción de electrones secundarios, los cuales nos permitieron ver morfologías y tamaños de grano mucho más definidos, pero para obtener información más información del material se requirió penetrar más en el volumen de interacción del haz de electrones para así obtener imágenes de MEB con la difracción de electrones retro dispersados.

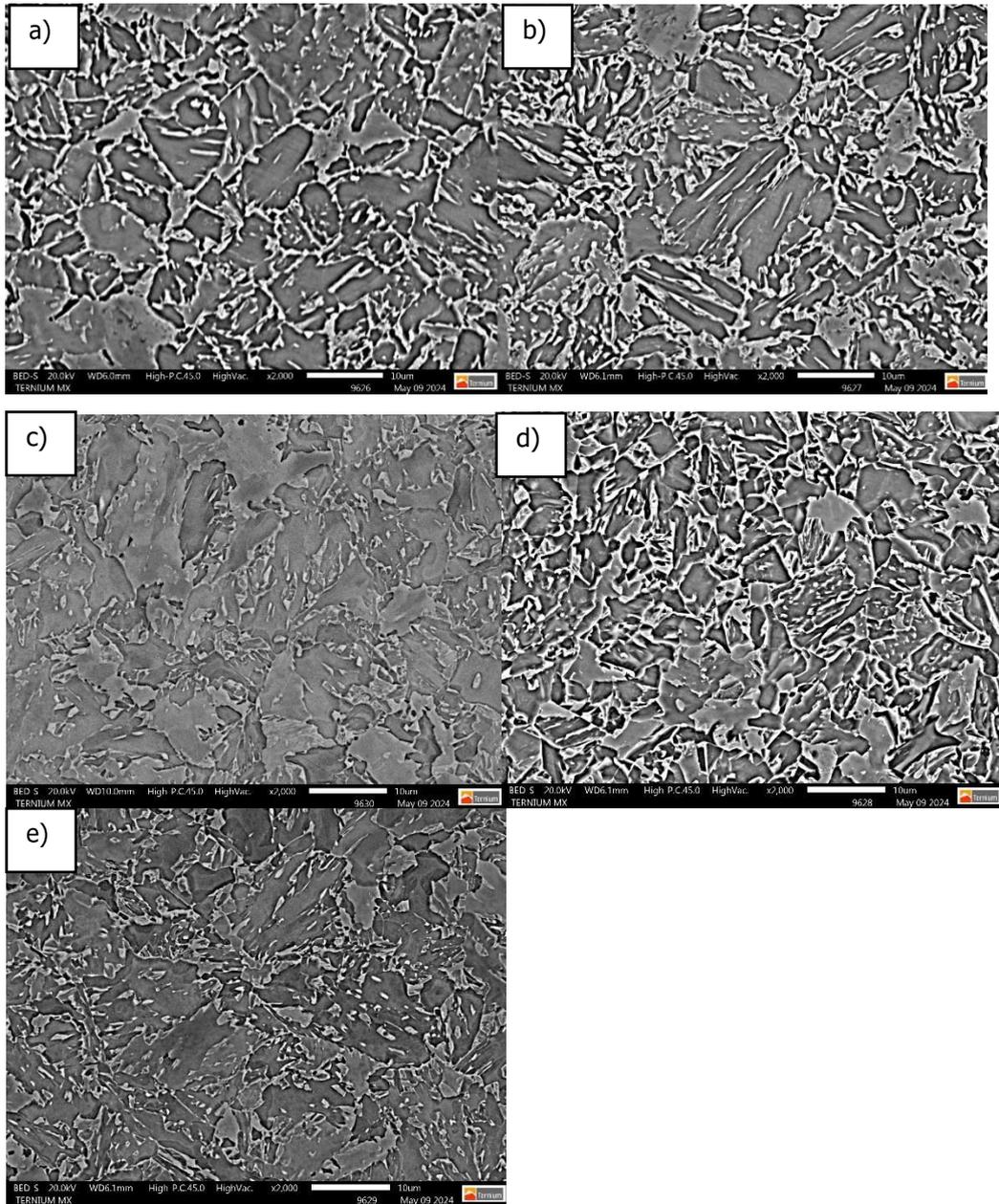


Figura 40. Micrografías de MEB con electrones retro dispersados a) ciclo 1 b) ciclo 3 c) ciclo 5 d) ciclo 8 e) ciclo 13.

Las imágenes de la figura 40 permiten obtener información sobre la composición superficial de la muestra, para las muestras del material utilizado nos permitió ver por contrastes, un constituyente que posea una superficie con contraste mucho más uniforme tiene un mayor ordenamiento atómico comparado con granos los cuales poseen diferentes contrastes de grises en la imagen.

Para las imágenes obtenidas en el microscopio electrónico de barrido para la Figura 37 y Figura 38 la imagen a) corresponde al ciclo 1 el cual posee la

velocidad 1 (158 seg) y una temperatura de 750°C tanto en electrones secundarios (Figura 37) como en electrones retro dispersados (figura 38) así mismo para todas las imágenes, la b) corresponde al ciclo 3 el cual posee la velocidad 1 (158 seg) y una temperatura de 800°C, la imagen c corresponde al ciclo 5 el cual posee la velocidad 1 (158 seg) y una temperatura de 850°C, la imagen d) corresponde al ciclo 8 el cual posee la velocidad 1 (96.8 seg) y una temperatura de 800°C y la imagen e corresponde al ciclo 13 el cual posee la velocidad 1 (81.1 seg) y una temperatura de 800°C

Para identificación de constituyentes de forma más precisa se realizó utilizando el MEB el detector de EBSD, para así poder obtener mapas de imagen de calidad (IQ por sus siglas en inglés), mapa de polos inversos (IPF por sus siglas en inglés), mapa de desorientación promedio Kernel (KAM) y mapas de color de grano único. Estos mapas nos ofrecen información la cual es extraída por los patrones de Kikuchi los cuales son revelados al tener interacción con el electrón incidente, esta información nos permite conocer las fases y constituyentes mediante todos los diferentes mapas ya que cada constituyente posee un plano y dirección preferencial al momento de generarse lo cual lo hace correspondiente a un alguno de desorientación único.

Se obtuvieron imágenes de los ciclos 1, 3 y 5 que corresponden a la misma velocidad (158 segundos) pero con sus diferentes temperaturas de 750, 800 y 850°C para tener un mejor análisis de la transformación de constituyentes que ocurre en la microestructura por efecto de la temperatura.

Con el MEB utilizando la información de los electrones secundarios obtenemos principalmente morfología y textura de la superficie ya que nos permite ver con más claridad fases con mayor altura que otras, las imágenes de secundarios como se ve en la figura 39 se ven de forma clara una matriz de ferrita pero existen morfología laminares que no se asocian muy bien, por eso con la detección de los electrones retro dispersados por contraste así como Kangying Zhu y colaboradores [74] comentaron que los granos que poseían un contraste más uniforme pertenece a granos de ferrita y por morfología se pudo detectar grano de ferrita poligonal y no poligonal, y granos

los cuales tuvieran un contraste heterogéneo pertenece a las bainitas granulares las cuales poseen subestructuras internas.

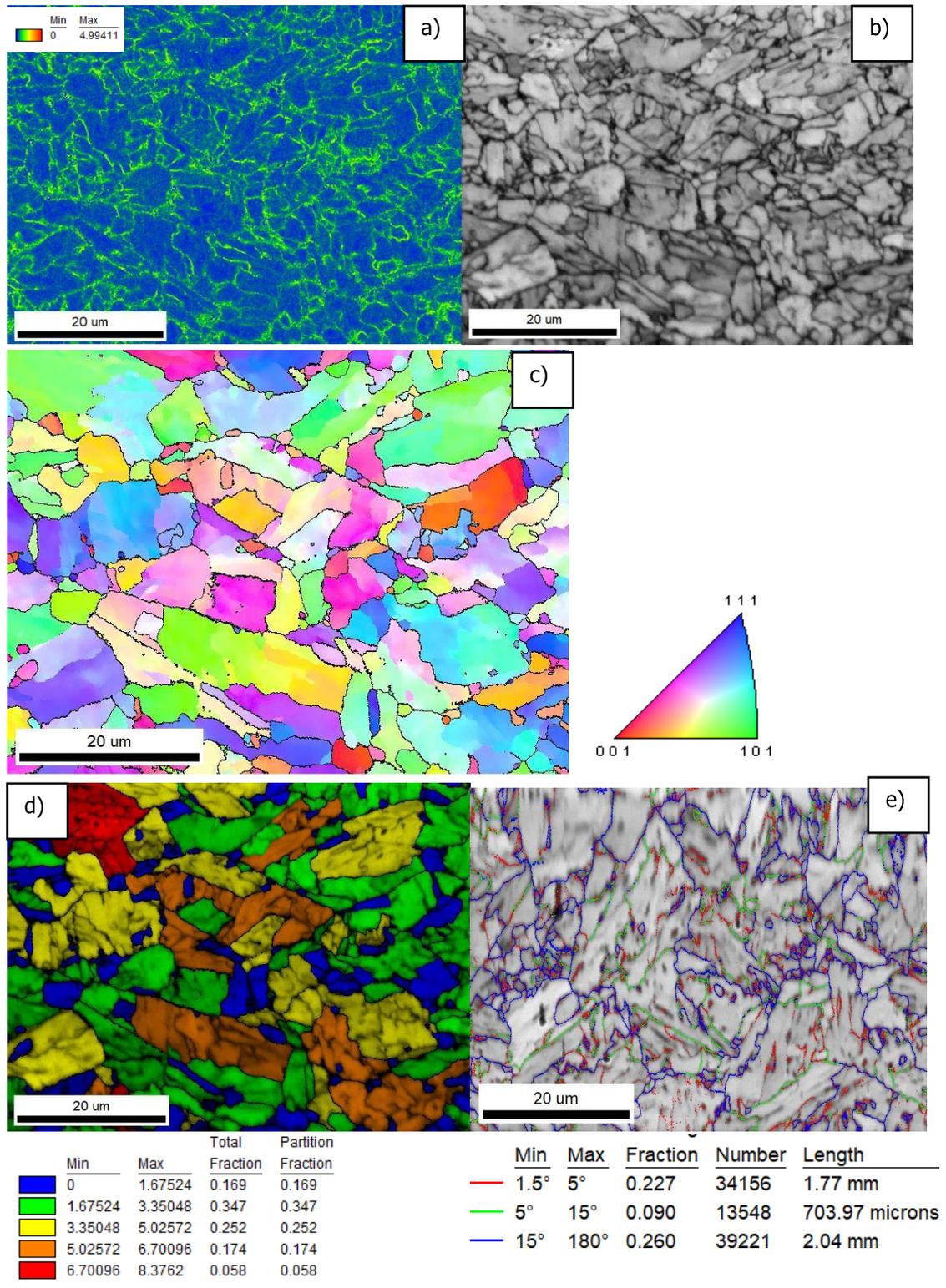
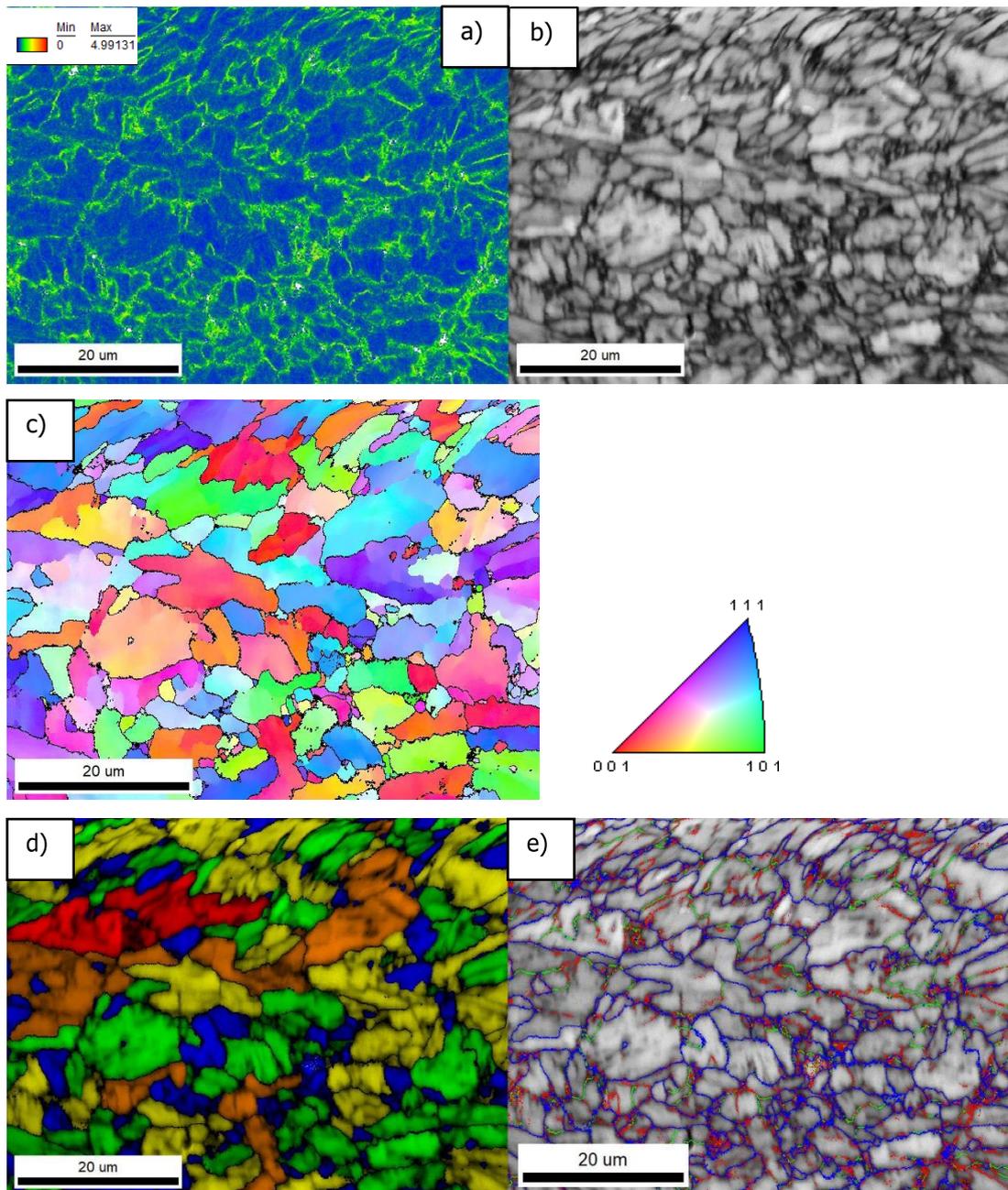


Figura 41. imágenes por método EBSD del ciclo 1 donde a) imagen por método KAM, b) imagen de calidad IQ, c) imagen de IPF (polos inversos), d) imagen de GOS (grain orientation spread) e) imagen de grain boundary quick map.



	Min	Max	Total Fraction	Partition Fraction	Min	Max	Fraction	Number	Length
Blue	0	1.55685	0.175	0.175	1.5°	5°	0.249	51026	2.65 mm
Green	1.55685	3.1137	0.318	0.318	5°	15°	0.055	11310	587.68 microns
Yellow	3.1137	4.67056	0.309	0.309	15°	180°	0.297	61021	3.17 mm
Orange	4.67056	6.22741	0.138	0.138					
Red	6.22741	7.78426	0.056	0.056					

Figura 42. imágenes por método EBSD del ciclo 3 donde a) imagen por método KAM, b) imagen de calidad IQ, c) imagen de IPF (polos inversos), d) imagen de GOS (grain orientation spread) e) imagen de grain boundary quick map.

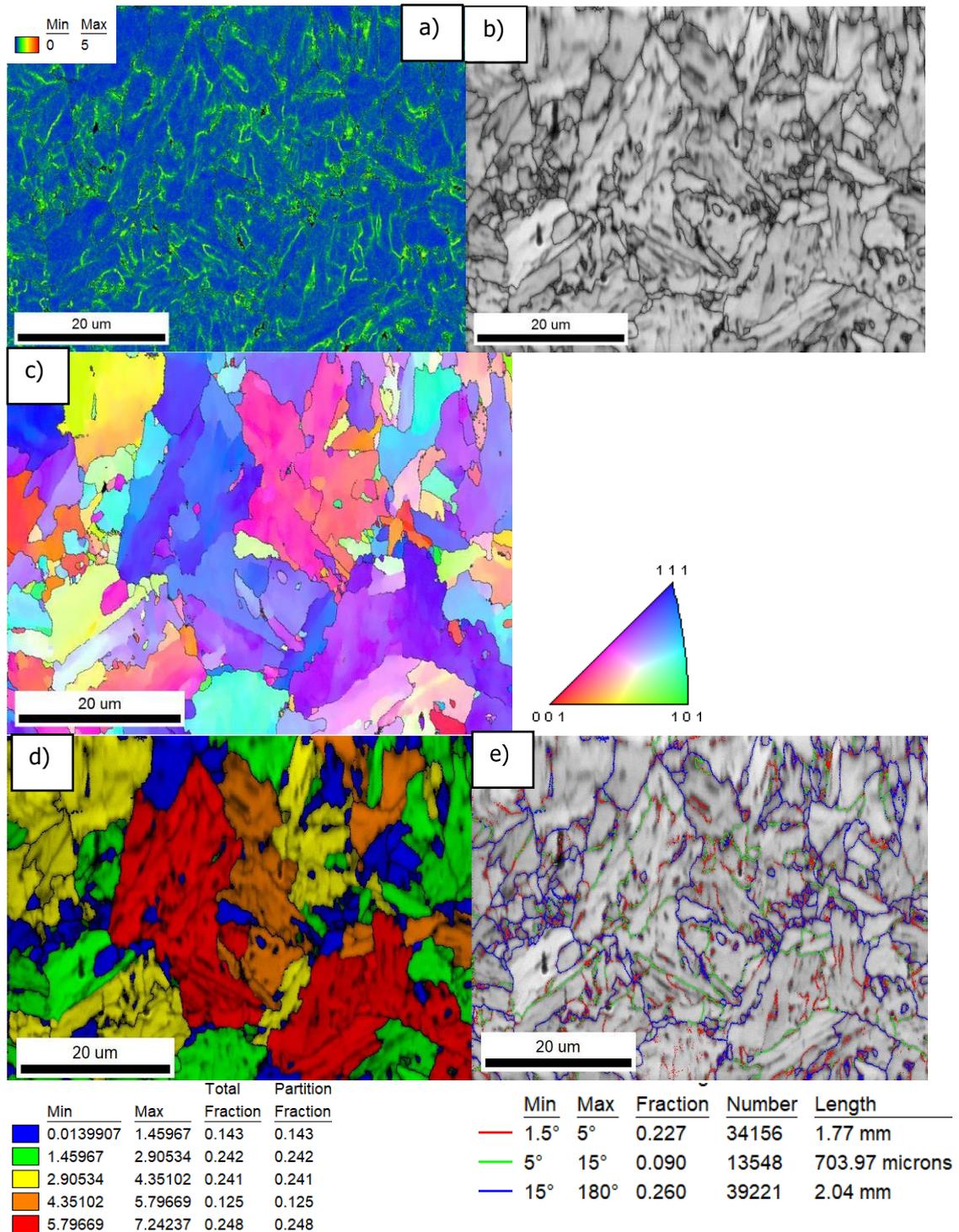


Figura 43. imágenes por método EBSD del ciclo 5 donde a) imagen por método KAM, b) imagen de calidad IQ, c) imagen de IPF (polos inversos), d) imagen de GOS (grain orientation spread) e) imagen de grain boundary quick map.

Para una mayor verificación se utilizaron técnicas de EBSD para obtener diferentes mapas los cuales nos ayudaron a corroborar la existencia de bainita en la microestructura, el mapa IQ nos permite ver que tan difusos son los patrones de Kikuchi dentro de la microestructura, manejando una escala de

grises donde a mayor claridad corresponden a granos con un desorden cristalino menor, como se observa en las figuras 41, 42 y 43 correspondientemente la imagen b) de cada figura mientras más aumenta la temperatura la imagen IQ se vuelve más clara lo que indica menores cantidades de bainita.

Para las imágenes c) de las figuras ya mencionadas se generaron los mapas de polos inversos IPF los cuales mediante un diagrama triangular de RGB nos indica la dirección normal de los granos de ferrita siendo estos [111], [001] y [101], además que nos indica el desorden molecular dentro de la microestructura, cuando un grano posee una tonalidad más homogénea son granos de ferrita los cuales no poseen mayor desorden, pero cuando las tonalidades cambian dentro del grano significa un desordenamiento cristalino no lo suficientemente fuerte para generar un límite de grano lo que nos indicó la aparición de bainita granular.

Por último se analizaron los ángulos de rotación o desorientación que poseen los límites de las subestructuras internas, Kangying Zhu [74] en su artículo utiliza valores desde el 1 hasta el 5° para detectar ferritas, pero puede que se tomen valores de ruido o no apreciables, por eso H. Zhao [76] en su investigación sugiere tomar valores entre 1.5 y 5° de desorientación lo cual da una mayor precisión, y de 5 hasta 15° corresponden a bainitas, así es como en las imágenes e) de las tres figuras se ve como con una tonalidad azul oscura se marcan los límites de grano y con color rojo las estructuras ferríticas y las de verde las estructuras bainíticas, así podemos ver como granos encerrados en límites azules sin límites internos son granos ferríticos homogéneos y granos con un mayor número de límites rojos y verdes dentro de los límites de grano azules corresponden a granos de bainita granular.

## 5. CAPITULO 5

### 5.1. DISCUSION

#### 5.1.1. Simulación numérica como método de predicción de fases y propiedades mecánicas.

Por medio de las simulaciones se confirmaba la existencia de una fase 100% ferrítica como se observa en la gráfica 18 donde la curva CCT del constituyente de bainita era predominante en la microestructura, además de las simulaciones de resistencia a la tracción de la gráfica 21 en donde había un cambio abrupto de la resistencia a la tracción en los rangos de temperatura de 500 y 400°C debido a un posible cambio de fases el cual fue confirmado por las simulaciones de la gráfica 22 donde se ve la evolución de la microestructura desde las 5 diferentes temperaturas de recocido cambian a una estructura diferente, mientras más cerca se está del límite de Ac1 el contenido de ferrita como constituyente es casi del 100% mientras más se va aumentando la temperatura hasta casi llegar al límite de Ac3 el contenido parcial de austenita se transforma en bainita por el enfriamiento que se realiza en el acero.

La grafica 19 y 20 permitió ver un panorama de la composición química desde la temperatura de austenizado hasta el enfriamiento a temperatura ambiente, en donde principalmente se ve como el contenido de la mayoría de microaleantes se mantiene sin modificaciones durante el calentamiento el enfriamiento debido a su bajo contenido respecto al acero, solo algunos elementos se ve modificados a los largo como el manganeso y el carbono pero al bajar la temperatura tiende a acercarse a su porcentaje original lo que significa que en la microestructura los átomos de los elementos en su mayoría entraron en difusión con la red cristalina del hierro y posiblemente se haya disuelto de manera homogénea en la microestructura sin causar carburos ya que el material de estudio contiene pequeños porcentajes de elementos con tendencia a generar carburos y de igual forma la nucleación de precipitados dejo de ser una posibilidad grande dentro del grano más que posibles pequeños precipitados formados en los límites de grano.

### 5.1.2. Efecto del tratamiento térmico previo.

Con las simulaciones fue posible generar unos posibles resultados viables para la obtención de la microestructura deseada, con las simulaciones anteriores se inició a generar el pretratamiento de normalizado el cual se realizó a 950°C, una temperatura lo suficientemente elevada y separada como mínimo 50 grados arriba del límite de Ac3 para generar una matriz en su totalidad de austenita durante diez minutos, después se realizaron dos tipos de enfriamiento; un temple con agua y un enfriamiento al aire.

Como se ve en la figura 24 el acero enfriado con agua obtuvo una matriz con una morfología característica de la martensita, y sus valores de propiedades mecánicas como la dureza Vickers dieron valores de martensita, además que se pudo saber por su velocidad de enfriamiento y el diagrama CCT que la microestructura no tuvo tiempo de formar bainita y se transformó en su totalidad en martensita. Mientras que, la muestra que fue enfriada al aire al tener más tiempo permitió que la austenita transformara a ferrita, como se ven en la figura 25 en la imagen a) mediante el MEB su morfología presenta una estructura de ferrita no poligonal y algunas piezas de ferrita poligonal.

Todas estos constituyentes se validaron mediante sus propiedades mecánicas como lo es la figura 27 donde la muestra enfriada por aire obtuvo valores de dureza cercanos a los 250HV como lo registrado por Sang Yong Shin [69] y colaboradores los cuales evaluaron propiedades mecánicas de diferentes composiciones químicas para generar aceros bainíticos en donde aceros con fases de ferrita/bainita o bainita granular iban desde los 230HV hasta los 300HV y propiedades mecánicas aproximado de 790 MPa de UTS, esto se ve reportado en la literatura como Mei Zhang [70] los cuales evaluaron diferentes grados de aceros avanzados de alta resistencia que deban cumplir grados de 800 MPa con microestructuras de doble fase y de fase compleja donde las de doble fase con constituyentes de diferentes tipos de ferrita estaban desde los 780 MPa hasta los 810MPa.

Se decidió por aplicar el pretratamiento con enfriamiento por aire a todas las muestras antes de tener los recocidos continuos ya que una microestructura

de ferrita permite evolucionar a más variables de constituyentes para obtener una microestructura final con múltiples fases.

### 5.1.3. Efecto de la temperatura de mantenimiento

Los recocidos intercrítica promueven la coexistencia de la ferrita y la austenita expandiendo las posibilidades microestructurales dentro del acero, la temperatura de mantenimiento es clave para promover la nucleación de la austenita y la recuperación de la ferrita recristalizada, significa que el tamaño de grano de la ferrita recuperada fue mayor, pero a su vez aparecieron tamaños de grano más finos debido a la nucleación de los nuevos granos que aparecieron durante el enfriamiento [71].

La temperatura más baja utilizada fue de 750°C con tres diferentes velocidades, al estar cerca al límite del inicio de transformación austenítica es la temperatura que posee menor cantidad de austenita parcial dentro de la microestructura durante el mantenimiento del acero, a su vez la baja estabilidad de la austenita a estas temperaturas ocasiona que las propiedades mecánicas bajen como se observa en la figura 32, 33 y 34.

A temperaturas medias como los 800°C la austenita dentro de la microestructura empieza a aumentar cambiando y el porcentaje de austenita parcial es mayor, a su vez los granos de ferrita que aún se encuentran siguen aumentando su tamaño.

En temperaturas de 850°C el contenido de austenita parcial es superior solo que los tiempos aplicados son tan cortos que no permite que llegue a un 100% de austenita en la microestructura lo que si permite en una nucleación de más granos de ferrita lo que a simple vista genera un efecto de refinamiento.

De igual forma las imágenes de GOS que corresponden al inciso d) de las tres figuras ayudaron a diferenciar los constituyentes mediante la desorientación mayor correspondiente a cada grano, según Hidehiko Kimura y colaboradores [75] los rangos de los diferentes tipos de ferrita van hasta los 5° de desorientación y entre los 5 y los 15° corresponden a estructuras bainíticas, de los 15° en adelante ya se califica como límite de grano, con ese dato ayudó a cuantificar el porcentaje de ferrita y bainita granular en los tres ciclos evaluados, para el ciclo 1 posee un porcentaje de ferrita de 76%

aproximadamente y un porcentaje de bainita granular de 23% en relación a toda la microestructura; para el ciclo 3 posee una cantidad de ferrita superior al 80% y una cantidad de bainita inferior al 20%; para el ciclo 5 posee un aproximado de 75% de ferrita y un porcentaje de bainita menor al 25%, lo que indica que la temperatura en la cual se generan menores subestructuras internas corresponde al ciclo 3.

En los diferentes rangos de temperatura a manejar tiempos tan cortos entre los 80 y 150 segundos permitió un reacomodo de las dislocaciones, en donde la red cristalina permitió un mayor flujo de energía, pero esto solo sucedió en las muestras con mayor tiempo de permanencia en la zona de mantenimiento de la temperatura intercrítica como se ve en las figuras 41 a la 43 en las imágenes de KAM las cuales mediante una escala de colores nos permite ver cómo van disminuyendo las dislocaciones, donde hay mayor concentración de las mismas es en zonas de límite de grano donde hay cambios de redes cristalinas [72].

Los granos que recuperaron básicamente aumentaron su tamaño por medio de la colisión entre ambos, al tener tiempo para la difusión sus redes cristalinas terminaron tomando la misma dirección y se organizaron de tal manera que los límites de grano entre ellas desapareciendo ocasionando que la energía tenga mayor libertad de moverse dentro de la microestructura, eso explica los porcentajes de elongación de la velocidad más lenta (158 segundos) fue la que tuvo un incremento anormal de su elongación total comparada con los ciclos con velocidades tan cortas que su microestructura no se vio tan afectada, aun así los tamaños de grano más elevados ocasionan mayor ductilidad y por ende mayor elongación como se ve en la figura 34 en la velocidad 1.

Las propiedades mecánicas a las diferentes temperaturas tienen una variación, para la resistencia a la tracción se observó como a 800°C poseen menor pérdida con relación a las demás, esto es debido al contenido parcial de austenita y, a bajas temperaturas la austenita es inestable, al aumentar cerca al Ac3 las propiedades vuelven a decaer ya que se sobre pasa el contenido

de austenita óptimo para una recristalización adecuada, ese motivo explica como para la velocidad 1 las temperaturas más altas presentan una mayor elongación, tamaños de grano más grandes poseen una mayor elongación.

#### 5.1.4. Efecto de la velocidad de enfriamiento

La austenita formada al final de la temperatura de mantenimiento contiene menos carbono que la formada con anterioridad. Durante el enfriamiento, dichos granos son los primeros en transformarse a ferrita, hace que el excedente de carbono producto de esta transformación se libera hacia los límites de grano ocasionando un enriquecimiento de los granos de austenita remanente, esto lleva a que puedan existir pequeños carburos en los límites de grano ocasionando una caída en las propiedades mecánicas en general ya que al tener una cantidad pequeña de carburos no funcionan como anclaje de del tamaño de grano sino únicamente como punto de inflexión para la fragilidad del material. Para los aceros avanzados normalmente se esperan obtener partículas pequeñas de carburos o precipitados dentro de los granos para fortalecerse.

Al tener un enfriamiento continuo la microestructura deseada en una matriz ferrítica solo puede llegar a ser ya sea martensita o en su defecto bainita, para los casos en los que se busca martensita el enfriamiento debe ser mayor para que no llegue a la zona de bainita, pero al utilizar enfriamientos con elementos gaseosos como lo fueron el aire y el helio a presiones altas aun así no permite alcanzar la velocidades que solo se alcanzan con líquidos, además de las simulaciones y el estado del arte se formó bainita granular, ya que para obtener bainita superior o inferior requieren de un tratamiento isotérmico en donde haya otro mantenimiento de temperatura en la zona de inicio de bainita, estos métodos se obtienen con los sobre envejecidos [73].

Según las simulaciones de la figura 21 se observa como en las imágenes siempre hay un cambio radical en la resistencia a la tracción a partir de los 500°C lo que corresponde a la transformación de la austenita parcial en bainita, esta transformación de fase atribuye un aumento en la RT debido a que la bainita proporciona mejores valores de dureza, pero en las imágenes de SEM de la figura 39 se ven pequeños granos correspondientes a ferrita

recristalizada ubicados dentro de los granos recuperados del previo normalizado.

Aun así, en las simulaciones se observa que con el aumento de la temperatura aumenta las propiedades mecánicas, en la temperatura de 850°C es el que posee una mayor RT superando los 800°C, no obstante, las simulaciones no tuvieron en cuenta el previo normalizado que condiciona a la microestructura a evolucionar a partir de una matriz ferrítica.

Las velocidades de enfriamiento 2 y 3 son relativamente rápidas para el acero ya que están evitando zonas de interés para la generación de martensita por lo que simplemente están permitiendo que la austenita que se generó en el mantenimiento se transforme de nuevo en ferrita recristalizada, por eso se generó una ferrita mucho más fina como se ve en la figura 38 las imágenes m y n las cuales son las que enfriaron a mayor rapidez partiendo de los 850°C.

La elongación que se presenta en los ciclos del 1 al 5 corresponden a una recuperación exitosa de la microestructura previa debido al tiempo más lento de enfriamiento ocasionando que el ordenamiento atómico ocurriera con más tiempo permitiendo un acomodo más perfecto comparado con las otras dos velocidades.

La dureza del acero se mantiene en promedio del material con una pérdida no menor al 10% debido a que en temas de constituyentes se mantuvieron en ferritas y bainitas las cuales poseen valores en el rango entre 200 y 300 HV lo cual indico que el material obtuvo valores de dureza aceptables para la aplicación en la industria automotriz además de una buena elongación.

## 6. CONCLUSIONES

A través de toda la experimentación y análisis de los resultados obtenidos en el trabajo realizado se llegaron las siguientes conclusiones las cuales fueron evidenciadas en la discusión.

Las simulaciones numéricas cumplen con el fin de servir como apoyo para predecir el comportamiento del material antes, durante y después del proceso térmico el cual se le realizó al acero con el fin de generar un adecuado procesamiento, sin embargo, se requieren de más simulaciones y variables más precisas como fenómenos de precipitación o generación de carburos para una mayor precisión de los posibles resultados en la experimentación

Las temperaturas de mantenimiento en la región intercrítica representa una posibilidad de desarrollar nuevas fases al generar de manera parcial un contenido de austenita dentro de la microestructura además de permitir una recuperación de la microestructura principal, permitiéndonos así la generación de microestructuras finales con características únicas y complejas; a su vez acompañado de una composición química ideal utilizando altos contenidos de silicio, manganeso y adiciones muy pequeñas de varios metales como el vanadio, el titanio, molibdeno entre otros los cuales contribuyan a generar múltiples tipos de aceros avanzados de alta resistencia los cuales cumplan con las condiciones necesarias para la utilización en la industria automotriz

La velocidad de enfriamiento es clave en el momento de generar las segundas o terceras fases ya que, mediante la cinética de transformación y el desplazamiento atómico, junto con el apoyo del diagrama CCT se puede prevenir o generar la formación de fases, por ende; la generación simultánea de martensita, austenita retenida e incluso bainita son importantes para la combinación de buena resistencia mecánica obteniendo aceros de fases complejas con propiedades superiores.

El mejor rendimiento de los ciclos fue el ciclo 3 con parámetros de temperatura de 800°C y de tiempo de 158 segundos al ser el que mejores propiedades mecánicas obtuvo como se puede corroborar en las figuras 32, 33, 34 y 37 ya que mantuvo un balance microestructural adecuado incluso mejorando su

elongación total sin sacrificar en su mayoría la resistencia a la tracción y a la cedencia.

Se encontró que recocido continuo como tratamiento térmico para el aumento de propiedades mecánicas requiere de un segundo post tratamiento como lo es el sobre envejecido o un revenido si se manejan temperaturas en las regiones intercríticas.

Las temperaturas que se manejan en la región intercrítica generan un contenido parcial de austenita y si las curvas de enfriamiento no son las correctas para generar martensita, se requiere de los tratamientos térmicos posteriores mencionados anteriormente con el fin de obtener martensita estando en la región de generación martensítica.

Si los recocidos son de manera subcrítica solo se puede permitir la recuperación de la microestructura final y la eliminación de las dislocaciones entonces funcionaria como técnica para generar hacer que el acero utilizado tenga mayores elongaciones sacrificando valores de resistencia a la tracción, pero ganando mayor ductilidad y conformabilidad en el acero final lo cual permite un rango diferente de aplicaciones para el mismo acero ya sea en industrias donde requieran aceros más blandos.

#### 6.1. RECOMENDACIONES

Posibles puntos para mejorar pueden ser partiendo desde la composición química aumentando el porcentaje de elementos como lo son Zr, Nb, Ti los cuales son excelentes elementos formadores de carburos hay que pueden funcionar como anclaje de tamaño de grano.

Se puede tener tiempos más largos de sostenimiento de temperatura en la región intercrítica para que la microestructura permita una recristalización y de igual forma que se utilicen velocidades de enfriamiento en las cuales existala generación de martensita o islas de martensita/austenita, lo cual implique modificar la composición química para mover las curvas CCT hacia un tiempo el cual el enfriamiento pase a través de las fases requeridas sin exigir mucho esfuerzo en el enfriamiento ayudando así a disminuir costos en enfriamientos muy complicados. [3].

Otro cambio en la metodología que se puede mejorar es el procesado mecánico del acero, un laminado en caliente ya sea en el principio o durante el calentamiento puede refinar la microestructura y obtener más dislocaciones al igual que generar una deformación en frío al final de los tratamientos térmicos aportando un material con mayor tenacidad; los cuales son útiles en la fabricación de estructuras y soportes que no requieran alto impacto.

## 7. REFERENCIAS

1. Krauss, G. (2005). *STEELS. Processing, Structure, and Performance*. ASM Materials.
2. Harshad Bhadeshia, R. H. (2017). *Steels: Microstructure and Properties (Fourth Edition). Chapter 1 - Iron and Its Interstitial Solutions* (pp. 1-22). Butterworth-Heinemann.
3. George E. Totten, e. a. (2006). *STEEL HEAT TREATMENT metallurgy and technologies*. Portland: Taylor & Francis Group.
4. Singh, R. (2016). *Applied Welding Engineering: Process, codes and standars*. Butterworth-Heinemann
5. Garcia, C. (2017). *Automotive steels. 6: High Strength Low Alloyed (HSLA) steels* (pp. 145-167). Woodhead Publishing.
6. Cochrane, R. (2012). *Phase ransformations in microalloyed high strenth low alloy (HSLA) steels. Phase transformations in steels* (pp. 153-21). Woodhead Publishing.
7. Fonstein, N. (s.f.). *Advanced High Strength Sheet Steels*. Springer.
8. Hilditch, T. (2015). *Properties and automotive applications of advanced high strength steels (AHSS). welding and joining of advanced high strength steels (AHSS)*, pp. 9-28.
9. Theyssier, M. (2015). *Manufacturing of advanced high strength steels (AHSS). En Welding and joining of advanced high strength steels (AHSS)* (pp. 29-53). Woodhead publishing.
10. Galán López, J. &. (2012). *Advanced high strength steels for automotive industry*. Revista de metalurgia. 48.
11. Fonstein, N. (2017). *Dual-phase steels. Automotive steels: design, metallurgy, processing and applications*. (pp. 169-216). woodhead publishing.
12. R.A. Kot, B. B. (1981). *Fundamentals of dual phase steels* . Metallurgical Society of AIME.
13. De Cooman, B. C., Chin, K. G., & Kim, J. (2011). *High Mn TWIP steels for automotive applications*. New trends and developments in automotive system engineering, pp.101-128.
14. K. Sugimoto, M. M. (2017 ). *Trip steels and complex phase steels*. Woodhead Publishing .

15. Georg Frommeyer, P. N. (2003). Supra-Ductile and High-Strength Manganese-TRIP/TWIP Steels for High Energy Absorption Purposes. *ISIJ International* .
16. O Grässel, L. K. (2000). Hight strength Fe-Mn-(Al,Si) TRIP/TWIP steels development-properties-application. *international journal of plasticity*, volume 16, pp 1391-1409.
17. Maryam Soleimani, A. K. (2020). Transformation induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review. *Materials Science and Engineering*.
18. Abe, F. (2017). New Martensitic steels. En A. D. Gianfrancesco, *Materials for Ultra-Supercritical and Advanced Ultra-Supercritical Power Plants* (pp. 323-374). Woodhead Publishing.
19. W.M. Garrison, M. A. (2017). Stainless Steels: Martensitic. *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*. Elsevier.
20. Lopez, D. M. (2011). *Tesis: Caracterización de aceros avanzados y estudio de su resistencia mecanica y conformabilidad*. San Nicolas de los Garza: Universidad Autonoma de Nuevo Leon.
21. Raphael Fialho, e. a. (2019). Complex phase quantification methodology using electron backscatter diffraction (EBSD) on low manganese high temperature processed steel (HTP) microalloyed steel. *Journal of materials research and technology*, volume 8, pp. 2423-2431.
22. Ohring, M. (1995). How engineering materials are strengthened and toughened. *Engineering materials science* (pp. 431-500). Academic Press.
23. Arthur D. Pelton. (1996) Chapter 6 – Phase Diagrams. Physical metallurgy (Fourth, Revised and Enhanced Edition). Volume 1. Pages 471-533.
24. H. Baker, S. D. (1992). *ASM handbook. Volmune 3: Alloy phase diagrams* . ASM International, Materials Park.
25. R.E. Smallman (2014) Chapter 12 – Steel transformatios. *Modern physical metallurgy (eighth edition)*. pp. 473 – 498.
26. Bhaadeishia, H. K. (1998). Some phase transformations in steels. "Advances in physical metallurgy" *Materials Congress*. Cirencester: Institute of Materials and held
27. Sietsma, J. (2012). 14 - Nucleation and growth durign the austenite to ferrite phase transformation in steels after plastic deformation. E.

- Pareloma, *Phase transformation in steels* (pp. 505-526). Woodhead Publishing.
28. Adrian Iulian Borhan, e. a. (2023). 2 - Classification and types of ferrites. e. a. Jitendra Pal Singh, *Ferrite Nanostructured Magnetic material* (pp. 17-34). Woodhead Publishing.
  29. CHRISTIAN, J. (2002). Chapter 25- Bainite in steels. *The Theory of Transformations in Metals and Alloys* (pp. 1089 - 1101).
  30. A. Borgenstam, M. H. (2012). 13 - Kinetics of bainite transformation on steels. *Phase Transformations in Steels Fundamentals and Diffusion-Controlled Transformations* (pp. 468-501). Woodhead Publishing.
  31. Hwang, B. (2008). Effect of effective grain size on charpy impact properties of high strength bainitic steels. *Korean journal of metals and materials* , pp. 617-626.
  32. Fonstein, Nina & Jun, H.-J & Huang, Gang & Sadagopan, Sriram & Yan, B.. (2011). *Effect of bainite on mechanical properties of multiphase ferrite-bainite-martensite steels*, 1. pp. 333-341.
  33. Bhadeshia, H. (2019). 11 Other Morphologies of Bainite. *Bainite in Steels: Theory and Practice, Third Edition* (pp. 287-302). CRC Press.
  34. Krauss, G., & Marder, A. R. (1971). The morphology of martensite in iron alloys. *Metallurgical Transactions*, 2, pp. 2343-2357.
  35. Cayron, Cyril. (2019). *Microstructures and Properties of Martensitic Materials. Crystals*. 9. doi:152. 10.3390/cryst9030152.
  36. Singh, Jai. (2023). *An Introduction to Martensite: Transformation, Structure and Morphology, and Applications*. Advances in Materials Science Research, Nova Science Publishers
  37. Bhattacharya, K. (1993). The Microstructure of Martensite and Its Implications for the Shape-Memory Effect. In: Kinderlehrer, D., James, R., Luskin, M., Ericksen, J.L. (eds) *Microstructure and Phase Transition. The IMA Volumes in Mathematics and its Applications, vol 54*. Springer, New York, NY.
  38. W.F. Gale, T. T. (2004). 29 - Heat treatment. *Smithells Metals Reference Book (Eighth Edition)* (pp. 29-1-29-83). Butterworth-Heinemann.
  39. Xiaochun, W., Kuangdi, X. (2023). Normalizing. In: Xu, K. (eds) *The ECPH Encyclopedia of Mining and Metallurgy*. Springer, Singapore.
  40. Bodnar, Rick & Fletcher, Fred & Manohar, Murali. (2004). The physical metallurgy of normalized plate steels. *Materials Science and Technology*. 1. pp. 89-109.

41. Hughes, S. E. (2009). Chapter 4 - Materials and Their Weldability. *A Quick Guide to Welding and Weld Inspection* (pp. 36-48). Woodhead Publishing .
42. Speets, Ramon & Wu, Hai. (2015). *Improving the performance of continuous annealing furnaces by model predictive control*.
43. M. SEBEK, e. a. (2014). microstructure evolution and mechanical properties of c-mn cold rolled dual phase steel after continuous annealing process in laboratory conditions. *archives of metallurgy and materials: volume 59*. doi:10.2478/amm-2014-0140
44. Ganji, D.K., Rajyalakshmi, G. (2020). Influence of Alloying Compositions on the Properties of Nickel-Based Superalloys: A Review. In: Kumar, H., Jain, P. (eds) *Recent Advances in Mechanical Engineering. Lecture Notes in Mechanical Engineering*. Springer, Singapore.
45. Schlegel, J. (2023). Alloying Elements and Steel Properties. *In: The World of Steel*. Springer, Wiesbaden.
46. Li, Ning & Kingkam, Wilasinee & Bao, Ziming & Han, Renheng & Huang, Yao & Zhang, Hexin & Zhao, Cheng. (2020). *Effect of Alloying Elements on Mechanical Properties of High-Strength Low-Alloy Steel*. Materials Science Forum.
47. Ju Kang, e. a. (2024). Effect of carbon on strength and toughness of deposited metal for 1000MPa grade high strength welding wire. *Materials today Communications*.
48. Xiaolin Li, F. L. (2016). The effect of manganese content on mechanical properties of high titanium microalloyed steels. *Materials Science and engineering: A*, pp. 340-348.
49. Prince Setia, T. V. (2022). Influence of Si content on the microstructure and mechanical properties of silicon stainless steel. *Materials Science and engineering: A*, volume 829.
50. Ju, J., Fu, H. G., Fu, D. M., Wei, S. Z., Sang, P., Wu, Z. W., ... Lei, Y. P. (2016). Effects of Cr and V additions on the microstructure and properties of high-vanadium wear-resistant alloy steel. *Ironmaking & Steelmaking*, 45(2), pp. 176–186.
51. Wu, Xiaoyan & Xiao, Pengcheng & Wu, Shujing & Yan, Chunliang & Ma, Xuegang & Liu, Zengxun & Chen, Wei & Zhu, Liguang & Zhang, Qingjun. (2021). Effect of Molybdenum on the Impact Toughness of Heat-Affected Zone in High-Strength Low-Alloy Steel. *Materials*. 14. 1430. 10.3390/ma14061430.
52. Junjie Sun, B. X. (2023). Effect of prior austenite grain size on the microstructure and mechanical properties of ultrafine grained dual

phase layer structured steel produced by hot rolling of intercritical annealed bainite. *journal of materials research and technology*.

53. Yiding Pei, Z. J. (2021). Improving the mechanical properties of prestained cp800 steel by annealing induced carbides. . *Journal of materials and performance* .
54. E.D. Palma Elvira, P. G. (2019). Microstructural development and mechanical properties during hot rolling and annealing of an automotive eel steel combining TRIP/TWIP effects. *Jornal of alloys and compounds*, pp. 45-52.
55. Dionne, S. &. (2004). Galvanizing of high strength hot rolled steels. *Materials Science and Technology*., pp. 793-805.
56. Rocha, R. (2005). Microstructural evolution at the initial stages of continuous annealing of cold rolled dual phase steel. *Materials science and engineering* , pp. 296-304.
57. Wang Wei-wei, e. a. (2020). Effect of continuous annealing process on microstructure, texture and properties of cold rolled dual phase steel. *Journal of Physics: Conference Series*. doi:10.1088/1742-6596/1682/1/012088
58. Jingge Dai, Q. M. (2020). High-strength dual-phase steel produced through fast-heating annealing method. *Results in Materials*, 100069.
59. Sandip Ghosh Chowdhury. Et al. (2008). Evolution of texture at the initial stages of continuous annealing of cold rolled dual phase steel: Effect of heating rate. *Materials Science and Engineering A*. 408. pp. 540-548.
60. David De-Castro, e. a. (2022). Morphological and crystallographic features of granular and lath-like bainite in a low carbon microalloyed steel . *Materials Characterization* , 111703.
61. Rajan Kr Singh, M. C. (2018). Optimizing Annealing Parameters with Gleeble simulation for Cold Rolled Continuous Annealed Dual Phase Steel Sheet . *Materials Today: Proceedings 5* , pp. 7303–7309 .
62. Xingchang Tang, e. a. (2023). Microstructure and properties evolution during annealing in low-carbon Nb containing steel with high strength and electrical conductivity: an experimental and theoretical study. *Journal of Materials Research and Technology 27* , pp. 3054–3066.
63. Sun, H. (2020). Effects of pre-strain and annealing on the fatigue properties of complex phase steel CP800. *nternational Journal of Fatigue*.

64. Xiaohong Chu, e. a. (2023). Effect of recrystallization on bainite transformation and mechanical properties of complex phase steel with high formability (CH steel). *Journal of materials research and technology*, pp. 7674-7693.
65. ASTM, i. (2020). Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. *Designation: E8/E8M*.
66. Adam J. Schwartz, e. a. (s.f.). *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science Second Edition*. Springer.
67. Instron. (consultado:25 de 04 de 2024). Obtenido de <https://www.instron.com/es-es/resources/test-types/tensile-test>
68. Roell, Z. (consultado:25 de 04 de 2024). Obtenido de <https://www.zwickroell.com/es/sectores/metales/normas-para-metales/ensayo-de-dureza-vickers-iso-6507/>
69. Mei Zhang, e. a. (2014). Forming Performance of 800MPa Grade Advanced High Strength Steels. *Applied Mechanics and Materials Vol. 455*, pp. 173-178.
70. Sang Yong Shin, e. a. (2008). Effect of Effective Grain Size on Charpy Impact Properties of High-Strength Bainitic Steels. *Korean Journal of Metals and Materials*.
71. James Ayres, David Penney, Peter Evans & Richard Underhill (2022) Effect of intercritical annealing on the mechanical properties of dual-phase steel, *Ironmaking & Steelmaking*, 49:8, 821-827, DOI: 10.1080/03019233.2022.2062163
72. Xiaoxiao Lia, e. a. (2018). Quantification of complex-phase steel microstructure by using combined EBSD and EPMA measurements. *Materials Characterization*, pp.179-186.
73. N. Fonstein, H.-J. J. (2016). effect of bainite on mechanical properties of multiphase ferrite-bainite-martensite steels. *Arcelor Mittal Global R&D - East Chicago*.
74. Kangying Zhu, D. B. (2013). Characterization and quantification methods of complex BCC matrix microstructures in advanced high strength steels. *J Mater Sci*, pp. 413-423.
75. Hidehiko KIMURA, e. a. (2005). Misorientation Analysis of Plastic Deformation of Austenitic Stainless Steel by EBSD and X-Ray Diffraction Methods. *ransactions of the Japan Society of Mechanical Engineers (series A)*, Vol. 71, No. 712, pp. 1722-1728.

76. H. Zhao, B. W. (2017). A phase quantification method based on EBSD data for a continuously cooled microalloyed steel. *Materials Characterization* 123, pp. 339-348.
77. ASTM international, (2024) Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. Designation: E112.