

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**  
**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**  
**SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



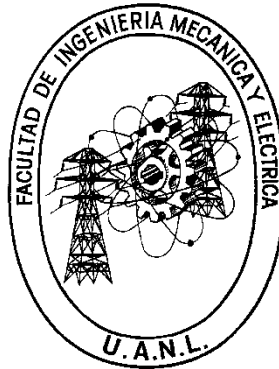
**“RELACIÓN DEL RECALENTAMIENTO CORTO Y A BAJA  
TEMPERATURA EN EL DESEMPEÑO MECÁNICO DE UN ACERO  
AUTOMOTRIZ AVANZADO”**

**Por:**  
**ING. JESSICA MARLEN ALMAGUER MARTÍNEZ**

**EN OPCIÓN AL GRADO DE:**  
**MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA AUTOMOTRIZ**

**SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN**  
**SEPTIEMBRE, 2023**

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**  
**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**  
**SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



**“RELACIÓN DEL RECALENTAMIENTO CORTO Y A BAJA  
TEMPERATURA EN EL DESEMPEÑO MECÁNICO DE UN ACERO  
AUTOMOTRIZ AVANZADO”**

**Por:**  
**ING. JESSICA MARLEN ALMAGUER MARTÍNEZ**

**EN OPCIÓN AL GRADO DE:**  
**MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA AUTOMOTRIZ**

**SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN**  
**SEPTIEMBRE, 2023**

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

Los miembros del Comité de Evaluación de Tesis recomendamos que la Tesis “Relación del Recalentamiento Corto y a Baja Temperatura en el Desempeño Mecánico de un Acero Automotriz Avanzado”, realizada por el/la estudiante Jessica Marlen Almaguer Martínez, con número de matrícula 1594507, sea aceptada para su defensa como requisito parcial para obtener el grado de Maestría en Ciencias de la Ingeniería Automotriz.

**El Comité de Evaluación de Tesis**

Dra. Flor Esthela Palomar Pérez.  
Director

Dr. Omar García Rincón.  
Co-Director

Dra. Adriana Salas Zamarripa.  
Revisor

M.C. Juan Pablo Pedraza  
Revisor

Dr. Luis Fernando Romano Acosta  
Revisor

Vo.Bo.

  
\_\_\_\_\_  
Dr. Simón Martínez Martínez  
Subdirector de Estudios de Posgrado



Institución 190001

Programa SS4502

Acta Núm. 4253

Ciudad Universitaria, a septiembre, 2023.

## **DEDICATORIA**

Agradezco de todo corazón a Dios por las innumerables bendiciones que ha derramado en mi vida: las oportunidades que me ha brindado, las personas valiosas que ha puesto en mi camino, y tanto los triunfos como las adversidades que han forjado mi desarrollo personal y profesional.

Quiero dedicar un profundo agradecimiento a mis padres, Marina Martínez y Juan Almaguer, cuyo sacrificio diario ha sido la base de nuestra existencia. Gracias a ello, mis hermanos y yo hemos vivido una vida impregnada de amor, apoyo incondicional y compañía. Aprecio enormemente su fe constante en mí, incluso en momentos en que yo mismo dudaba. Agradezco por respaldar mis decisiones, por estar a mi lado en cada momento.

Esto no habría sido posible sin ustedes. Recuerdo el día en que compartí mi deseo de iniciar mi maestría, enfrentando la incertidumbre del futuro al renunciar a lo conocido y embarcarme en nuevos caminos. Sus palabras las tendré siempre en mi corazón: "No temas, Dios y nosotros estamos contigo; no te dejaremos sola". Por todo lo que han hecho por mí, les estoy eternamente agradecida. Los quiero con todo mi corazón.

A mis hermanos, Ivan y Marinaybett, les agradezco por estar siempre a mi lado, guiándome, aconsejándome y alentándome a perseguir mis sueños por más locos que algunos parecían. A mis abuelos, Fidencio, Teodora, Esperanza y Juan Bautista, les debo un inmenso agradecimiento por ser pilares fundamentales en mi vida.

A mis sobrinos y ahijadas, quiero expresar mi gratitud por iluminar mi vida. Aunque quizás no lo sepan, han sido mi fuente de alegría, sanando mis heridas con el amor sincero y bello que me brindan.

A mi novio, mi mejor amigo y compañero de estudios, gracias por acompañarme en este largo proceso, por motivarme y dar siempre lo mejor de ti. A mis cuñados, padrinos, tíos, primos y amigos, les agradezco por su apoyo y por estar presentes en este proceso.

## **AGRADECIMIENTO**

Quiero expresar mi sincero agradecimiento a la Universidad Autónoma de Nuevo León por proporcionarme las herramientas fundamentales en mi desarrollo profesional. A Ternium, agradezco por ser un pilar esencial en el fomento del talento, así como por su apoyo a la investigación y desarrollo. También agradezco la generosa contribución de infraestructura y materiales que hicieron posible la realización de esta tesis.

Agradezco especialmente a la Dra. Adriana Zamarripa y la Dra. Flor Palomar, quienes me han acompañado desde mi ingreso a la maestría. Su orientación, palabras de aliento y la riqueza de su conocimiento compartido en las clases fueron invaluable durante este proceso.

Mi reconocimiento también se extiende al Dr. Omar García y al M.C Juan Pablo Pedraza por su paciencia durante mi curva de aprendizaje, así como por compartir su vasto conocimiento, brindarme valiosos consejos y dedicar tiempo para orientarme en el mejor camino para el desarrollo de esta tesis. Además, quiero expresar mi agradecimiento al Dr. Luis Romano por el conocimiento compartido y el tiempo dedicado a la lectura de esta tesis, así como sus valiosos consejos.

No puedo dejar de agradecer al CONACYT por el apoyo financiero brindado, que fue fundamental para llevar a cabo este proyecto

# Índice

RESUMEN.....	9
PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA .....	9
HIPÓTESIS .....	9
OBJETIVOS GENERALES.....	10
OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	10
CAPITULO 1. INTRODUCCIÓN.....	11
1. ESTRUCTURAS CRISTALINAS .....	11
1.1 FASE (MICROCONSTITUYENTES) .....	12
1.1.1 FERRITA (Fe - $\alpha$ ).....	12
1.1.2 AUSTENITA (Fe - $\gamma$ ) .....	12
1.1.3 CEMENTITA (Fe <sub>3</sub> C).....	12
1.1.4 PERLITA .....	12
1.1.5 MARTENSITA .....	12
1.1.6 BAINITA .....	13
1.1.7 AUSTENITA RETENIDA .....	13
1.2 PRODUCTOS DE TRANSFORMACIÓN .....	13
1.2.1 FERRITA POLIGONAL (PF).....	13
1.2.2 FERRITA QUASIPOLIGONAL (QF).....	14
1.2.3 FERRITA GRANULAR (GF).....	14
1.2.4 FERRITA ACICULAR (AF) .....	15
1.2.5 FERRITA BAINÍTICA (FB).....	16
1.2.6 MARTENSITA-AUSTENITA (MA) .....	16
1.3 LAMINACIÓN EN CALIENTE .....	16
1.3.1 PROCESO DE LAMINADO EN CALIENTE.....	16
1.3.2 PROCESO DE ABLANDAMIENTO.....	18
1.3.2.1 RESTAURACIÓN .....	18
1.3.2.2 RECRISTALIZACIÓN .....	19
1.3.2.3 CRECIMIENTO DE GRANOS RECRISTALIZADOS .....	19
1.4 CLASIFICACIÓN DE LOS ACEROS .....	20
1.4.1 ACEROS AVANZADOS DE ALTA RESISTENCIA (AHSS).....	21
1.4.1.1 ACEROS DE DOBLE FASE (DP).....	21
1.4.1.2 FASE COMPLEJA (CP) .....	22
1.4.1.3 MARTENSÍTICOS (MS).....	23
1.4.1.4 FERRÍTICOS - BAINÍTICOS (FB).....	23
1.5 DIAGRAMAS DE TRANSFORMACIÓN.....	24

1.5.1	ISOTÉRMICA (TTT) .....	24
1.5.2	ENFRIAMIENTO CONTINUO (CCT).....	24
1.6	TRATAMIENTO TÉRMICO DE LOS ACEROS.....	24
1.6.1	RECOCIDO .....	25
1.6.2	TEMPLADO .....	25
1.6.3	REVENIDO.....	26
1.7	MECANISMO DE ENDURECIMIENTO.....	27
1.7.1	SEGUNDAS FASES.....	28
1.7.2	SOLUCIÓN SOLIDA .....	28
1.7.3	REFINAMIENTO DE TAMAÑO DE GRANO DE LA FERRITA.....	28
1.7.4	PRECIPITADOS.....	28
1.7.5	ENDURECIMIENTO POR ENVEJECIMIENTO .....	29
1.7.6	INFLUENCIA DEL CONTENIDO DE CARBONO SOLUTO .....	30
1.8	PROPIEDADES MECÁNICAS .....	30
1.8.1	ENSAYO DE TENSIÓN .....	30
1.8.2	PRUEBA DE MICRODUREZA .....	31
1.9	ENSAYOS TÉRMICOS.....	32
1.10	MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO (SEM) .....	32
1.11	DIFRACCIÓN DE ELECTRONES RETRODISPERSADOS (EBSD).....	33
CAPITULO 2. ANTECEDENTES .....		35
CAPITULO 3. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL .....		44
3.1	MATERIALES.....	44
3.2	METODOLOGÍA .....	45
3.3	CARACTERIZACIÓN DE MATERIAL .....	47
3.3.1	MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO.....	47
3.3.2	DIFRACCIÓN DE ELECTRONES RETRODISPERSADOS .....	47
3.4	PROPIEDADES MECÁNICAS .....	47
3.4.1	ENSAYOS DE TENSIÓN.....	47
3.4.2	MICRODUREZA.....	48
CAPITULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN .....		49
4.1	TEMPERATURAS CRITICAS .....	49
4.2	PROPIEDADES MECÁNICAS .....	51
4.2.1	LIMITE ELÁSTICO .....	52
4.3	MICRODUREZA.....	72
4.4	CARACTERIZACIÓN POR SEM .....	76
4.4.1	CARACTERIZACIÓN POR EBSD.....	82

<b>CAPITULO 5. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES .....</b>	<b>94</b>
<b>NOMENCLATURA Y ABREVIACIONES .....</b>	<b>104</b>



## **RESUMEN**

Se estudian aceros de alta resistencia con diseño automotriz, sometidos a treinta y cinco ciclos térmicos que incluyen cinco temperaturas y siete distintas velocidades de calentamiento/enfriamiento.

Está investigación evalúa el impacto microestructural y en las propiedades mecánicas resultantes de los ciclos térmicos de recocido / revenido en productos de alta resistencia laminados en caliente. También se analiza la influencia en algunos mecanismos de endurecimiento presentes.

## **PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA**

En el sector automotriz, se persigue la reducción de peso por razones ambientales, eficiencia y economía; los aceros se destacan como materiales capaces de cumplir con estos nuevos requisitos. Por esta razón, se buscan soluciones que posibiliten el aumento de propiedades mecánicas, abordando aspectos como la composición química, parámetros de línea, procesos secundarios, tratamientos térmicos, entre otros."

Someter a ciclos térmicos por debajo de la temperatura de equilibrio final de la transformación austenítica ( $A_{e3}$ ), y en tiempos cortos con materiales laminados en caliente, ayudaría a mejorar su resistencia a la cedencia (YS) y ductilidad, pero con posibles afectaciones en su resistencia última a la tracción (UTS).

El objetivo es analizar los comportamientos del aceros automotriz, laminado en caliente y sometidos a ciclos térmicos a baja temperatura y ciclo cortos. Se busca comparar las alteraciones o modificaciones en la morfología inicial, las propiedades mecánicas y la relación con los diversos mecanismos que intervienen.

## **HIPÓTESIS**

Al simular ciclos térmicos de temperatura por debajo de  $A_{e3}$  y diferentes velocidades de enfriamiento en un acero de alta resistencia con aplicación automotriz, utilizando un equipo térmico Gleeble 3800 GTC, es posible modificar de manera positiva propiedades mecánicas como el límite elástico

(YS) y elongación, pero con una afectación a la resistencia última a la tracción (UTS) y microdureza del material. Estos cambios se atribuirán a la activación de diferentes mecanismos de endurecimiento y a los procesos de cambio o modificación de fase en el material.

## **OBJETIVOS GENERALES**

El objetivo es comprender mejor el papel de los diferentes mecanismos de endurecimiento como el refinamiento de grano, endurecimiento por envejecimiento, y segundas fases, al llevar un análisis microestructural y mecánico nos permitirá medir de forma diferencial los efectos del ciclo térmico en el material laminado en caliente y encontrar alguna dependencia de los cambios microestructurales y los resultados mecánicos.

## **OBJETIVOS ESPECÍFICOS**

- Estudiar las modificaciones o cambios de fase y constituyentes en aceros de alta resistencia con aplicación automotriz, al ser sometidos a diferentes procesos de enfriamiento continuo en los ciclos de revenido / recocido por debajo de la temperatura de equilibrio final de la transformación austenítica ( $A_{e3}$ ).
- Como influye los cambios o modificaciones en la microestructura con las propiedades mecánicas del material laminado en caliente y después del proceso de revenido / recocido.
- Comprender los mecanismos que participan en los ciclos térmicos utilizados.

## CAPITULO 1. INTRODUCCIÓN

Se profundiza en temas relacionados en estructuras cristalinas, productos de transformación, laminación en caliente, tratamientos térmicos, mecanismos de endurecimiento y diferentes caracterizaciones para la compresión y desarrollo del trabajo.

### 1. ESTRUCTURAS CRISTALINAS

Los metales en estado sólido cuentan con una estructura cristalina, con una influencia importante en las características de solidificación y la microestructura se ve afectada por el elemento que solidifica primero (Ver Tabla 1) [1–4].

**Tabla 1.** Fases y microconstituyentes de importancia metalúrgica para el acero [3].

<b>Fase (microconstituyentes)</b>	<b>Estructura cristalina de las fases</b>	<b>Características</b>
Ferrita (Fe $\alpha$ )	Cúbica centrada en el cuerpo (BCC)	Fase de equilibrio de baja temperatura, relativamente blanda
Ferrita- $\delta$ (Fe $\delta$ )	BCC	Fase de equilibrio estable a alta temperatura, isomorfa con hierro
Austenita (Fe $\gamma$ )	Cúbica centrada en la cara (FCC)	Fase de equilibrio estable a temperatura media, relativamente blanda
Cementita (Fe <sub>3</sub> C)	Ortorrómica compleja	Fase metaestable, de alta dureza
Grafito	Hexagonal	Fase de equilibrio, estable
Perlita		Microconstituyente metaestable; mezcla laminar de ferrita y cementita
Martensita	Tetragonal centrada en el cuerpo (BCT) (solución sobresaturada de carbono en ferrita)	Fase metaestable de alta dureza, morfología de placas o agujas, según el % de carbono.
Bainita		Microconstituyente metaestable duro; mezcla no laminar de ferrita y cementita en escala extremadamente fina; la bainita superior se forma a temperaturas más altas; la inferior se forma a temperaturas más bajas y su apariencia es acicular.

## **1.1 FASE (MICROCONSTITUYENTES)**

### **1.1.1 FERRITA (Fe - $\alpha$ )**

Acero con una estructura BCC, también conocida como ( $\alpha$ ), esta estructura se presenta por debajo de las temperaturas intercríticas. Cuando la ferrita cambia a austenita, el calor se absorbe [3, 4].

### **1.1.2 AUSTENITA (Fe - $\gamma$ )**

Acero con estructura FCC, también conocida como ( $\gamma$ ), esta estructura se presenta por arriba de la temperatura intercrítica. Cuando la austenita cambia a ferrita al enfriarse, se libera calor. Esta fase en los aceros al carbono simples no se ve a temperatura ambiente [3, 4].

### **1.1.3 CEMENTITA (Fe<sub>3</sub>C)**

Cuando la austenita llega a su límite de solubilidad en peso del carbono (C) y este no logra disolver en su totalidad, se forma un constituyente con una estructura cristalina diferente que es idóneo para hacer frente a ese porcentaje de carbono no disuelto, a este constituyente se le conoce como cementita. La cementita tiene algunos parecidos a las fases de ferrita y austenita, dado que es un cristal, pero tiene una estructura más compleja y los granos se encuentran separados y en mezcla con los granos de austenita, su compuesto químico es representado como Fe<sub>3</sub>C [3, 4].

### **1.1.4 PERLITA**

La perlita se da como resultado de la reacción eutectoide y se compone de láminas o placas de ferrita y cementita, en donde la ferrita ocupa aproximadamente 90% de volumen a diferencia de solo el 10% de volumen de la cementita. La cementita se considera frágil, en el caso de la perlita no lo es, debido al tamaño muy fino de las placas de cementita [3–5].

### **1.1.5 MARTENSITA**

La martensita tiene una estructura cristalina tetragonal centrado en el cuerpo (BCT), que ocurre cuando el acero se enfría rápidamente desde la fase austenita, es metaestable y es formado durante condiciones atómicas en

donde no existe difusión. Los cambios van a partir de la temperatura de inicio de transformación martensita ( $M_s$ ) y temperatura de finalización ( $M_f$ ) a alta velocidades, dependiendo la aleación del material. La expansión volumétrica y el endurecimiento del acero es el resultado de la estructura BCT, que es menos densa que la estructura FCC de la austenita [3, 6].

### **1.1.6 BAINITA**

La bainita es una estructura que contiene regiones de ferrita y partículas finas de cementita de la descomposición eutectoide de la austenita. La estructura de la bainita puede parecer similar a las placas martensíticas en microscopía óptica, mientras que las partículas de carburo son más evidentes a mayor aumento [3, 7, 8].

### **1.1.7 AUSTENITA RETENIDA**

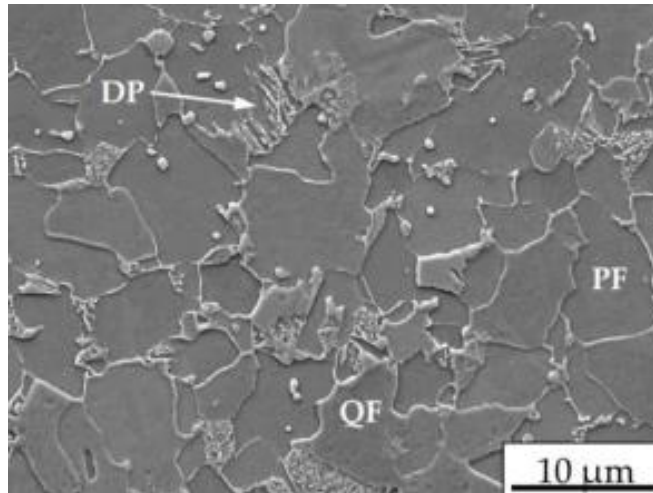
Como ya se mencionó la transformación a Martensita se da cuando es enfriado a altas velocidades y en un rango de temperatura  $M_s$  y  $M_f$ . Entonces cuando el acero termina la transformación de martensita algo de austenita remanente puede estar todavía presente, cuando la transformación se detiene esta austenita remanente se denomina austenita retenida [4].

## **1.2 PRODUCTOS DE TRANSFORMACIÓN**

A partir de enfriamientos continuos se puede obtener transformaciones como lo son ferrita poligonal (PF), perlita laminar (P) y degenerada (DP), ferrita quasipoligonal (QF), ferrita granular (GF), ferrita acicular (AF), ferrita bainítica (BF), martensita (M) e islas de martensita austenita (MA) [9].

### **1.2.1 FERRITA POLIGONAL (PF)**

Se denomina poligonal por su formación, que se da a altas temperaturas y velocidades de enfriamiento lento. La transformación de la austenita a ferrita poligonal (PF) comienza con la nucleación de la ferrita en los bordes de grano de la austenita y un posterior crecimiento de grano (Ver Figura 2) [9].



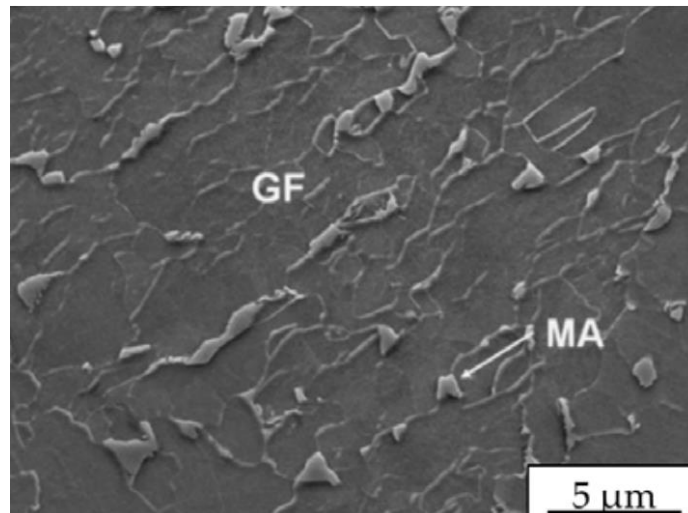
**Figura 2.** Micrografía obtenida mediante FEG-SEM de un acero con 0.122% de C enfriado a 5 °C/s con constituyentes de ferrita poligonal (PF), quasipoligonal (QP) y perlita degenerada (DP) en la microestructura [9].

### 1.2.2 FERRITA QUASIPOLIGONAL (QF)

Se forma a velocidades de enfriamiento superiores de la PF. No hay diferencia en composición de la austenita dado a las velocidades de enfriamiento que son suficientemente altas para que solo tenga lugar a la difusión a corto alcance. Este se caracteriza por tener granos con bordes irregulares. Es común que junto con la QF aparezcan otras fases, que se forman a velocidades de enfriamiento inferiores (PF, P o DP) o superiores (GF) y en algunos casos islas MA. La nucleación y crecimiento de las QF se crean de manera similar que los PF en los bordes de grano, donde ocurre difusión; sin embargo, en este caso el volumen sufrido en la transformación no se acomoda completamente dentro de los límites de grano, lo que genera tensiones internas y alta densidad de dislocaciones [9].

### 1.2.3 FERRITA GRANULAR (GF)

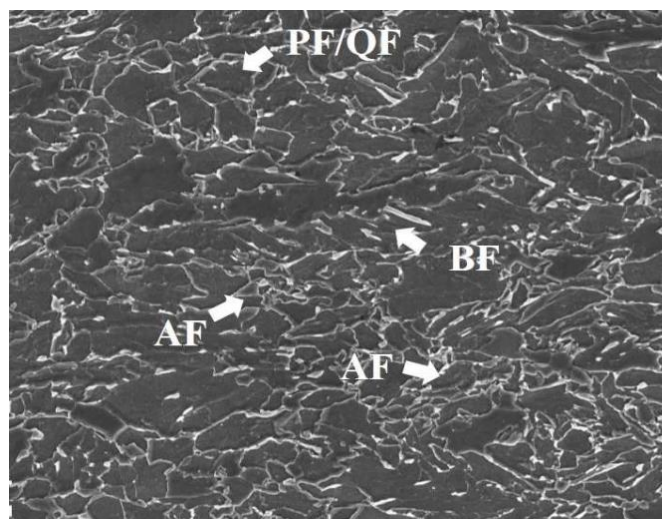
Temperaturas intermedias y velocidades superiores a las de QF, se puede obtener la ferrita granular. Consiste en una matriz ferrítica con una dispersión de partículas de austenita retenida (AR) o MA, donde se observa una morfología de tipo granular o equiaxial. Los MA aparecen en la microestructura por la difusión de carbono desde los granos de ferrita. Se compone por la matriz la cual está compuesta por subgranos finos con una alta concentración de dislocaciones y separadas por juntas de bajo ángulo como se muestra en la Figura 3 [9].



**Figura 3.** Micrografía obtenida mediante FEG-SEM de un acero microaleado con 0.062% de Nb y 0.053% de V [9].

#### 1.2.4 FERRITA ACICULAR (AF)

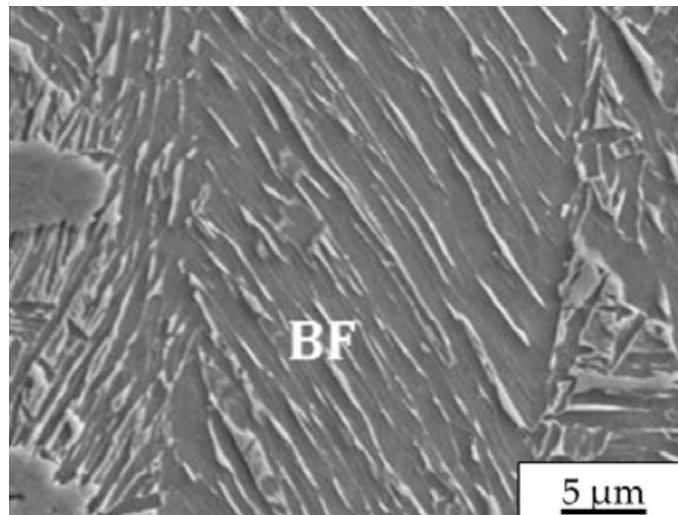
La estructura de ferrita acicular presenta una fase no equiaxial altamente subestructurada con dislocaciones enredadas de alta densidad con partículas finas de carbonitruro. Además, las partículas finas de carbonitruro y los MA se pueden observar dentro de la ferrita acicular, proporcionando un efecto de refuerzo significativo para los aceros (Ver Figura 4) [10]. Se refiere a placas de ferrita nucleadas intragranularmente en partículas de segunda fase. Estas placas suelen exhibir diferentes orientaciones espaciales y, como consecuencia, las microestructuras aciculares de ferrita generalmente se componen de un arreglo caótico de placas que muestran morfologías entrelazadas de grano fino [11].



**Figura 4.** Micrografía obtenida mediante SEM con una microestructura AF [12].

### 1.2.5 FERRITA BAINÍTICA (BF)

Al aumentar la velocidad de enfriamiento, se logra estructuras ferríticas finas. El crecimiento de los BF forma paquetes de placas finas de ferrita dispuestas en paralelo (Ver Figura 5), estas poseen una orientación cristalográfica idéntica y se encuentran separadas por juntas de bajo ángulo. Las zonas enriquecidas C, situadas entre las placas finas de ferrita puede descomponerse para formar austenita retenida, cementita, carburos o MA [9].



**Figura 5.** Micrografía obtenida mediante FEG-SEM de un acero bajo en carbono enfriado a 50°C/s [9].

### 1.2.6 MARTENSITA-AUSTENITA (MA)

El carbono se expulsa de los granos debido a que nuevas fases o constituyentes no pueden tener la misma cantidad de C en solución que la austenita. Por lo cual la austenita enriquecida con martensita genera MA (Como se observa en la Figura 3). Estas islas poseen una elevada dureza, lo que ayuda a la resistencia a la tracción y al aumento de la dureza; sin embargo, la elevada dureza disminuye la tenacidad del material cuando estas no son homogéneas [9].

## 1.3 LAMINACIÓN EN CALIENTE

### 1.3.1 PROCESO DE LAMINADO EN CALIENTE

Proceso de laminación en caliente tiene como objetivo la transformación de un planchón o lingote en láminas más delgadas, para obtener como producto final material laminado, con las propiedades



mecánicas adecuadas, utilizando variables como parámetros de temperatura, velocidad de enfriamiento, entre otros, que origina la deformación y la restauración de los granos [13].

Dentro de las etapas de mayor importancia en el proceso de laminado en caliente, se encuentra [9]:

1. **Horno de recalentamiento:** El material se calienta a una temperatura aproximada de 1200 °C, con el fin de conseguir que el acero sea maleable para el laminado. De la misma manera se busca disolver los nitruros y carburos dispersos en la matriz [9].
2. **Molino reversible:** Es donde se realiza la mayor reducción del espesor en el proceso y consigue tener una austenita equiaxial homogénea y más fina en todo el material. Se trabaja a temperaturas elevadas para que el material recristalice, se deja enfriar para que entre al molino de acabado [9].
3. **Molino de acabado:** Laminado a temperaturas más bajas, favorece a la formación de precipitados inducidos por deformación, ayuda a controlar el tamaño de grano de la estructura final. En esta parte del proceso el material se enfría a velocidad de enfriamiento aceleradas para poder obtener diferentes microestructuras [9].

Las condiciones de temperatura y velocidad de enfriamiento son las encargadas del fenómeno de recristalización. En la Figura 6 se observa el esquema de un proceso de laminado en caliente [13].

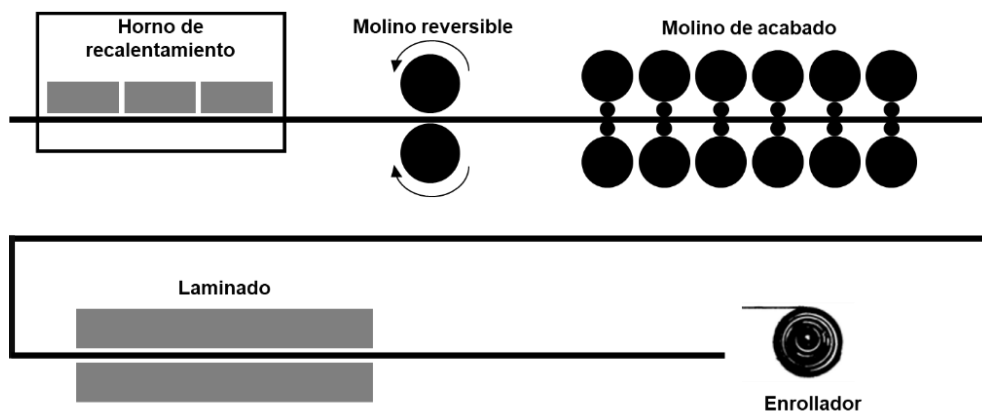


Figura 6. Esquema de un proceso de laminación en caliente.

### 1.3.2 PROCESO DE ABLANDAMIENTO

Por la combinación de los parámetros de tiempo y temperatura durante el proceso de laminación en caliente, la energía almacenada puede liberarse por diferentes mecanismos de ablandamiento, como lo puede ser la restauración y la recristalización. En la Figura 7 se observa un esquema de los distintos cambios microestructurales durante el laminado en caliente [9].

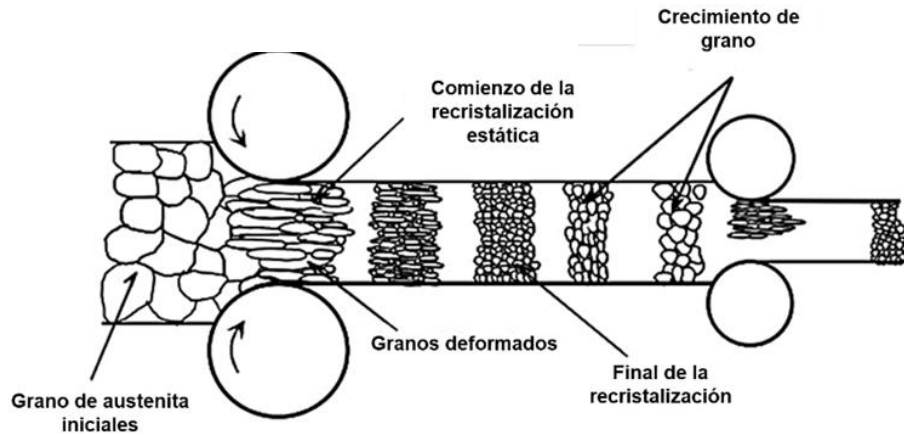
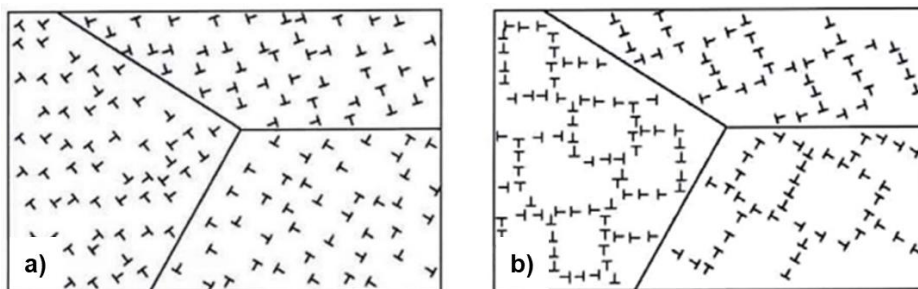


Figura 7. Diagrama de cambios microestructurales durante el proceso de laminado en caliente [9]

Los parámetros de proceso como la deformación, velocidad de deformación, temperatura y tiempo entre pasadas, composición química del acero, intervienen en los procesos de endurecimiento-ablandamiento que se da durante el proceso de laminado en caliente y con afectación en la microestructural final [9].

#### 1.3.2.1 RESTAURACIÓN

Es un proceso previo a la recristalización, donde cambia la distribución de las dislocaciones, de esa manera adopta configuraciones de menor energía. Se generan subgranos de las dislocaciones que no fueron eliminadas, los cuales tienen una ligera desorientación (Ver Figura 8) [9].



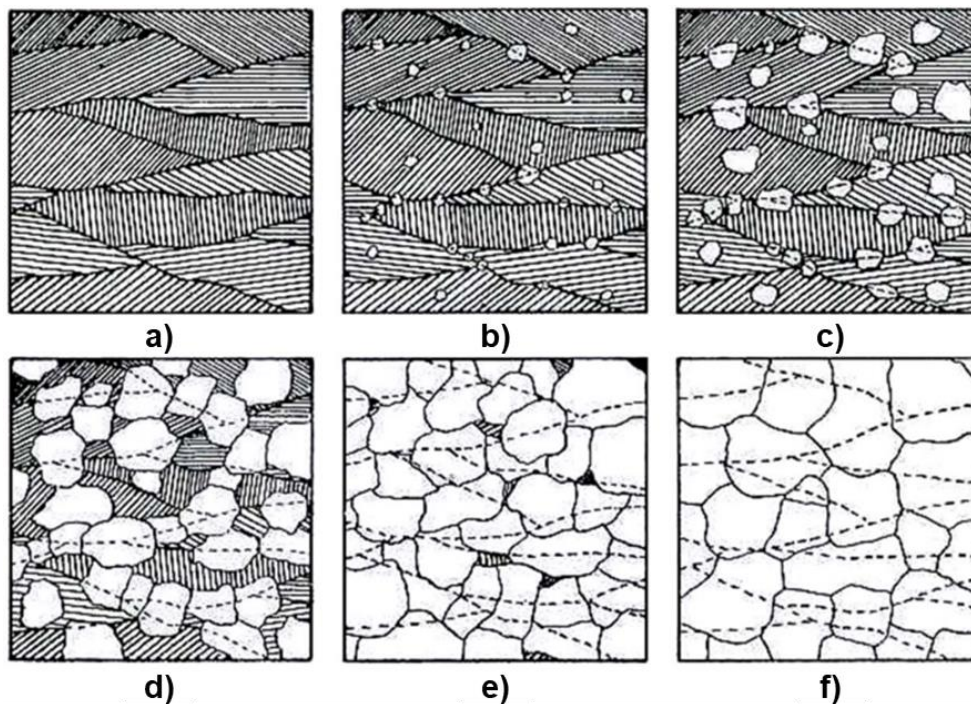
**Figura 8.** a) Distribución de las dislocaciones tras la deformación previo a la restauración, b) Distribución de las dislocaciones tras la restauración, dando lugar a la formación de subgrano [9].

### 1.3.2.2 RECRISTALIZACIÓN

Es el proceso donde, se forman nuevos granos, los cuales se encuentran libres de defectos dentro de la matriz previamente deformada. En la Figura 9, se observa las etapas del proceso de recristalización, desde la nucleación de los primeros granos, enseguida del crecimiento de grano hasta completar la recristalización y por último el crecimiento de los granos recristalizados [9].

### 1.3.2.3 CRECIMIENTO DE GRANOS RECRISTALIZADOS

Después de la recristalización comienza el crecimiento de los granos recristalizados, el crecimiento de los granos reduce el nivel energético del sistema, cuando se tiene granos más pequeños se tiene mayor desorden atómico y por lo tanto se tiene mayor energía en el sistema (Ver Figura 9) [9].



**Figura 9.** a) Estructura deformada previa a la recristalización, b) Nucleación de los nuevos granos, c) y d) Crecimiento de los nuevos granos, e) proceso de recristalización, f) Crecimiento de grano que forman la estructura recristalizada [9].

## 1.4 CLASIFICACIÓN DE LOS ACEROS

El acero se puede clasificar en contenido de C, designación metalúrgica y propiedades mecánicas, las cuales pueden ser usadas bajo diferentes circunstancias. La industria automotriz lo clasifica por propiedades de resistencia y ductilidad [14–16].

Los aceros son clasificados en grupos como aceros convencionales, y los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) donde los valores inferiores de resistencia corresponden al acero convencional y los valores superiores al AHSS, también son clasificados por generaciones como se presenta a continuación (Ver Figura 10):

- **Aceros convencionales:** Endurecibles por hornado (BH), aceros al carbono manganeso (CMn), aceros microaleados de alta resistencia y baja aleación (HSLA), aceros libres de intersticiales (IF) [15–17].
- **1era Generación:** conocidos por tener una base de ferrita en su microestructura se clasifican en, Doble fase (DP), los de Transformación Inducida Plásticamente (TRIP), Fase Compleja (CP), Martensítico (MS) [15–17].
- **2da generación:** Transformación Inducida por Maclaje (TWIP)
- **3era generación:** Multifásicos, diseñados para desarrollar una formabilidad mejorada. Por lo general, estos aceros se basan en la austenita retenida en una matriz de bainita o martensita y, potencialmente, en alguna cantidad de ferrita y/o precipitados, todo en proporciones y distribuciones específicas [15–17].

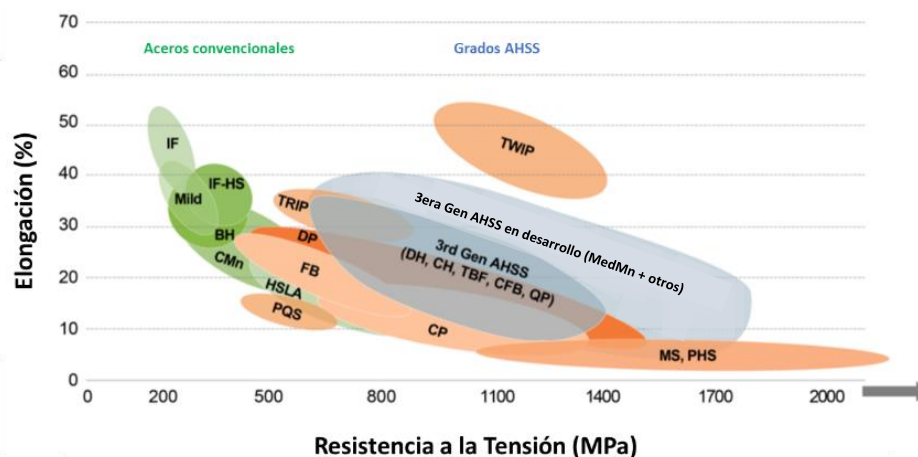


Figura 10. Diagrama global de formabilidad (Tensión – Elongación) [18].

### **1.4.1 ACEROS AVANZADOS DE ALTA RESISTENCIA (AHSS)**

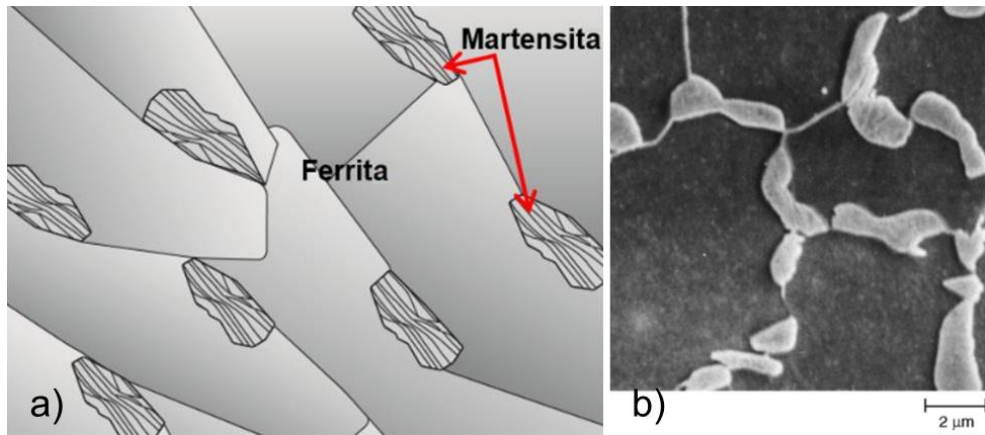
Los AHSS comprenden todos los aceros martensíticos y multifásicos que tienen una resistencia a la tracción (TS) mínima de 440 MPa. La manufactura de los AHSS es diversa en comparación de los aceros convencionales, por el control de la fabricación y la complejidad de las fases presentes. Dentro de la clasificación de los AHSS podemos encontrar aceros Doble Fase (DP), Transformación Inducida Plásticamente (TRIP), Fase Compleja (CP) Ferríticos - Bainíticos (FB), Transformación Inducida por Maclaje (TWIP), Martensítico (M), entre otros.

A continuación, se describen las características, propiedades y algunas condiciones de los aceros AHSS.

#### **1.4.1.1 ACEROS DE DOBLE FASE (DP)**

Los aceros de fase dual muestran una distribución uniforme de ferrita (matriz) la cual es responsable de un bajo YS y una buena conformabilidad en términos de elongación. La martensita (islas) que conduce a una alta UTS como se muestra en la Figura 11, encontrándose pequeñas zonas de bainita y austenita estabilizada como resultado del tratamiento térmico. Pueden procesarse mediante laminación en caliente, o laminación en frío y recocido continuo, siendo el tratamiento térmico el que determina las cantidades relativas de las fases y/o constituyentes presentes. Las fases y constituyentes presentes, morfología, fracción de volumen, tamaño y distribución son las determinadas para el ajuste de las propiedades mecánicas [17, 19].

Estos aceros al bajo carbono no contienen suficientes elementos de aleación para tener buena templabilidad usando los procesos de laminación en caliente o revenido. Pero cuando el acero se calienta en la parte de ferrita más austenita del diagrama de fases, la fase de austenita se enriquece en carbono y el material logra la templabilidad necesaria [20].



**Figura 11.** a) Representación gráfica de acero DP, b) Microestructura de acero DP [3, 21].

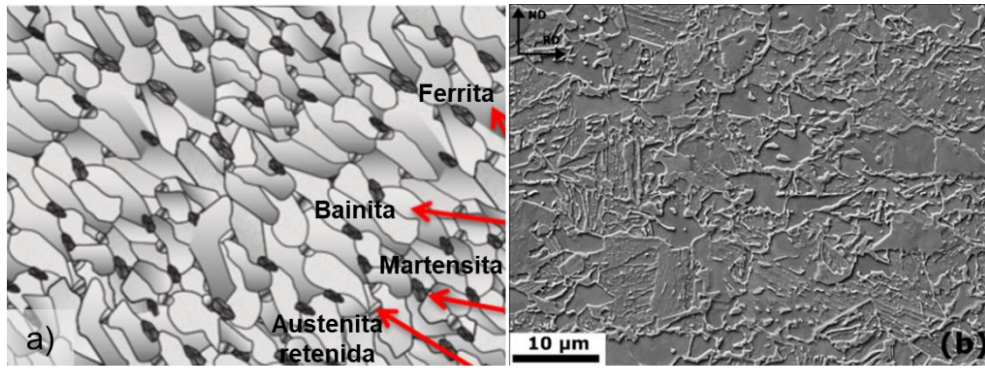
Las aleaciones de los elementos como, el manganeso (Mn), el cromo (Cr), el molibdeno (Mo), vanadio (V) y níquel (Ni) favorece a la formación de martensita en este tipo de aceros [4].

Como características principales de este material se tiene un comportamiento homogéneo durante la fluencia, una gran zona de endurecimiento por deformación y una elevada ductilidad, conferida por la distribución de las fases presentes [20]. Para lograr la necesidad de durabilidad para producir martensita en el enfriamiento, los aceros DP por lo regular contienen altos contenidos de Mn. La presencia del alto contenido del Mn resulta en una deformación no homogénea y una formabilidad óptima [17].

#### **1.4.1.2 FASE COMPLEJA (CP)**

Pueden ser procesados por laminación en frío o laminación en caliente, la microestructura es multifásica compuesta por una matriz de ferrita/bainita e islas de martensita, austenita retenida y perlita como se observa en la Figura 12. Contiene un grano muy fino producido por recristalización o por microaleantes. A diferencia de los DP, los CP mantienen un YS mayor con una misma o mayores valores de UTS y una alta capacidad de deformación residual [14, 19, 20].

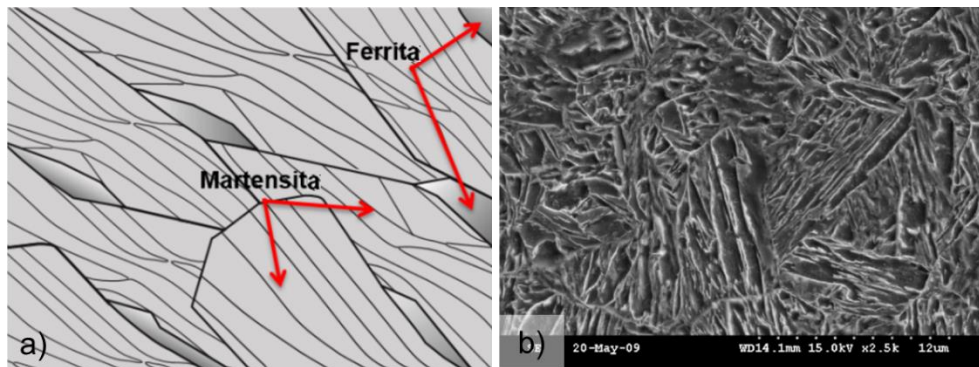
Estos aceros exhiben propiedades altas de YS al igual que deformación en plegado, un buen comportamiento en la deformación de bordes recortados, permiten realizar elementos estructurales livianos mediante procesos de conformación [20].



**Figura 12.** a) Representación gráfica de acero CP, b) Microestructura de acero CP laminado en frío visto con un microscopio óptico con ataque químico LePera [22, 23].

### 1.4.1.3 MARTENSÍTICOS (MS)

La microestructura está compuesta por una matriz de martensita con posibles islas de ferrita y/o bainita (Ver Figura 13). Exhiben mayor resistencia a la tracción y si se somete a un post calentamiento consigue reducir su fragilidad e incrementar su conformabilidad en virtud de que la ductilidad aumenta. El C es el responsable de aumentar la resistencia mecánica, pero otros elementos como el Mn, Si, Cr, V y Ni pueden aumentar esta característica también [14, 17, 20].



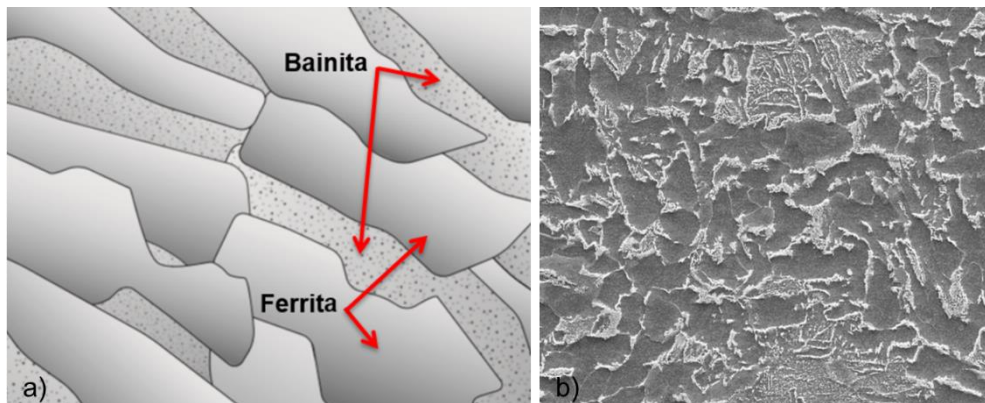
**Figura 13.** a) Representación gráfica de acero MS, b) Microestructura de acero MS [24, 25].

### 1.4.1.4 FERRÍTICOS - BAINÍTICOS (FB)

Su microestructura es de tipo ferrita y bainítica como se muestra en la Figura 14, lo que le da mayor resistencia mecánica. El refinamiento de grano, los precipitados por los elementos de microaleación y la alta densidad de dislocación brindan mayor resistencia [14, 17, 20].

Contienen una gran capacidad para conformación de bordes y aparte poseen una buena soldabilidad y altas resistencias a la fatiga, el alto nivel de

alargamiento se asocia con la ferrita y la buena capacidad de estiramiento de borde con la ferrita [14, 17, 20].



**Figura 14.** a) Representación gráfica de acero FB, b) Microestructura de acero FB [26].

## 1.5 DIAGRAMAS DE TRANSFORMACIÓN

### 1.5.1 ISOTÉRMICA (TTT)

Los tratamientos térmicos utilizan los parámetros tiempo el cual es uno de los factores determinantes, cuya influencia se muestra mediante los llamados diagramas de transformación temperatura tiempo. A partir de estos diagramas es posible seguir el efecto del tiempo y la temperatura en el progreso de la transformación. Por conveniencia, el eje de tiempo se dibuja en una escala logarítmica.

Los diagramas TTT solo muestran transformaciones que ocurren a temperatura constante [27, 28].

### 1.5.2 ENFRIAMIENTO CONTINUO (CCT)

Los diagramas CCT tienen lugar durante el enfriamiento continuo, estos complementan los diagramas TTT; sin embargo, los diagramas CCT son los que juegan un papel importante para los tratamientos térmicos del acero [27–30].

## 1.6 TRATAMIENTO TÉRMICO DE LOS ACEROS

Los aceros pueden exhibir una amplia variedad de propiedades dependiendo de la composición, así como de las fases y microcomponentes presentes, que a su vez dependen del tratamiento térmico.



### 1.6.1 RECOCIDO

Es un tratamiento térmico, que consiste en calentar y mantener a una temperatura adecuada, seguido de un enfriamiento con una velocidad controlada. Los aceros pueden recocerse para facilitar el trabajo en frío y/o mecanizado [28].

El recocido, es un tratamiento térmico a elevada temperatura por encima de la temperatura de inicio de transformación austenítica ( $A_1$ ), durante un periodo de tiempo y luego enfriado lentamente, es utilizado para la eliminación de los efectos del laminado y la restauración por recristalización o para producir una microestructura específica, estos se logran por medio de las etapas de recuperación, recristalización y crecimiento de grano [31].

Las variables de recocido continuo que pueden tener una afectación en las propiedades mecánicas y microestructurales del acero son (Ver Figura 15): velocidad de calentamiento (I), temperatura y tiempo de permanencia (II), velocidades de enfriamiento (III, IV), temperatura y tiempo de sobre envejecimiento (V) [32].

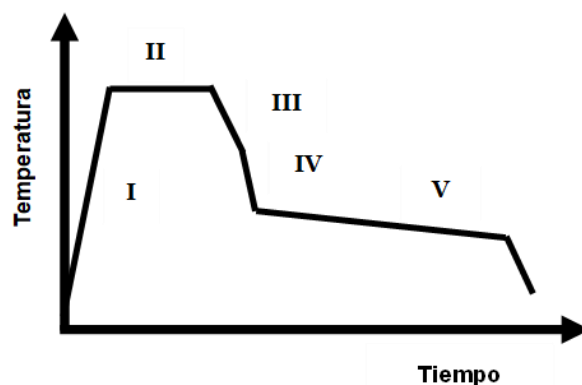


Figura 15. Esquema de un ciclo de recocido continuo [32].

### 1.6.2 TEMPLADO

Se refiere al proceso de enfriamiento rápido desde una temperatura de austenización dentro de un rango de 815 a 870 °C. Se utiliza el proceso de temple para producir cantidades controladas de martensita en la microestructura y el endurecimiento generalmente lograr cambio en la

microestructura, dureza, resistencia o propiedades mecánicas requeridas [28].

### 1.6.3 REVENIDO

Es un tratamiento térmico que implica calentar el acero a una temperatura por debajo de  $A_1$  y mantenerlo durante períodos de tiempo variables. El revenido hará que el acero sea más dúctil, pero también disminuirá la resistencia y la dureza, en la Figura 16 se tiene una representación de como la resistencia a la tracción y la resistencia a la cedencia o límite elástico disminuyen a medida que aumenta la temperatura de revenido, pero aumenta el porcentaje de elongación en comparación de un acero templado. Algunas variables del revenido son; la temperatura de revenido, tiempo a temperatura de enfriamiento a partir de la temperatura de revenido y la composición del acero, incluido el contenido de C, contenido de aleaciones y elementos residuales [27, 28, 33].

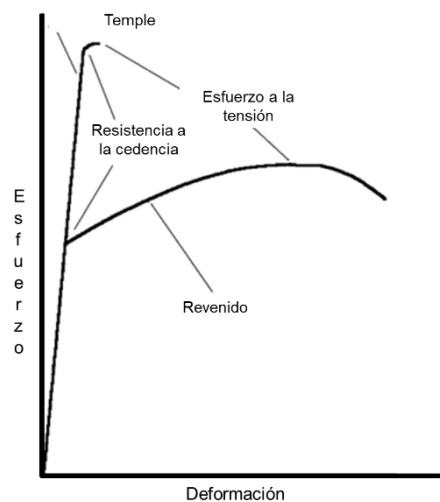
Las propiedades se pueden determinar principalmente por el tamaño, la forma, la composición y la distribución de los carburos que se forman. Estas modificaciones en la microestructura generalmente disminuyen la dureza, UTS y el YS, pero aumentan la ductilidad y la tenacidad. Durante el revenido se encuentran las siguientes etapas [27, 28, 33].

- **Etapa 1 (20 a 100°C).** Donde se presenta la difusión de corto alcance en los átomos de carbono a dislocaciones y límites de grano de martensita, se forman grupos de carbono.
- **Etapa 2 (100 a 200°C).** Precipitación de carburos de transición.
- **Etapa 3 (200 a 350°C).** Transformación de austenita retenida a ferrita y cementita.
- **Etapa 4 (250 a 700°C).** Formación de ferrita y cementita.

El intercambio de resistencia por ductilidad se da por medio de la reducción de la saturación de carbono presente, sustituyéndola por estructuras más estables, la austenita retenida en la microestructura original puede contener hasta 0.7% de peso de C y puede descomponerse durante el proceso de revenido [27, 28, 33].

El tamaño de grano y la presencia de segundas fases emergen como factores en la disminución de la ductilidad y tenacidad del material. Esto se atribuye a la acumulación de tensión en torno a los MA y la matriz, por las disparidades en las propiedades mecánicas entre ambas [34 ,8, 35].

La martensita y la AR en tratamientos térmicos como lo es el revenido da como resultado el aumento en la tenacidad y una reducción en la dureza. La descomposición de la AR se da a temperaturas más elevadas y el producto de estas descomposiciones son bainita o martensita dependiendo el tiempo y la temperatura [27].



**Figura 16.** Efecto del revenido relación al esfuerzo-deformación [32].

## 1.7 MECANISMO DE ENDURECIMIENTO

Dentro del principio de la deformación plástica, se encuentra relacionada con el movimiento de las dislocaciones, en donde se observa baja resistencia y alta ductilidad cuando no presenta restricción al moverse, mientras que, aumenta la resistencia y baja la ductilidad cuando se restringe el movimiento de las dislocaciones generando materiales más resistentes y con mayor dureza [36].

Existen diferentes técnicas de endurecimiento las cuales pueden ser: solución sólida, refinamiento de grano, el endurecimiento por trabajo y la precipitación [36].

### 1.7.1 SEGUNDAS FASES

Las segundas fases pueden estar presentes como MA, islas martensitas, AR y/o carburos [34, 37, 38].

La AR puede tener un impacto negativo, el aumento de AR disminuye el límite elástico. Los MA que se pueden encontrar, pueden incrementar la resistencia a la tracción, pero afectando de manera negativa a la ductilidad del material [34, 37, 38].

### 1.7.2 SOLUCIÓN SOLIDA

La temperatura ayuda a la solución sólida al ordenamiento dando lugar a diferentes tipos de solución sólida como lo son [39, 40]:

- a) **Solución sólida sustitutiva:** donde se sustituye un tipo de átomo en la estructura por otro.
- b) **Solución sólida sustitución acoplada:** se intercambian cationes de diferentes valencias, para poder mantener en equilibrio la carga.
- c) **Solución sólida de omisión:** omitiendo los cationes de los sitios donde normalmente están ocupados.
- d) **Solución sólida intersticial:** se agrega átomos o iones a sitios en la estructura que normalmente no están ocupados.

### 1.7.3 REFINAMIENTO DE TAMAÑO DE GRANO DE LA FERRITA

El tamaño de grano de la ferrita provoca un aumento o disminución en las propiedades mecánicas de los aceros. Los granos finos de la ferrita conducen a un aumento en la resistencia y la dureza, mientras que a mayor tamaño de grano genera un efecto inverso [41].

### 1.7.4 PRECIPITADOS

Los precipitados pueden tener una estructura cristalina, composición, parámetro de red y grado de orden de largo alcance diferente a la fase de la matriz, las propiedades pueden diferir por el tipo, tamaño, forma y distribución de las precipitaciones [40, 42].

La precipitación ocurre cuando la composición inicial se transforma en dos fases o precipitados, estas reacciones se controlan mediante tratamientos termomecánicos a partir de soluciones sólidas sobresaturadas. Los precipitados desempeñan un papel crucial al otorgar una mayor resistencia al desgaste y a la fatiga en el material [42].

### **1.7.5 ENDURECIMIENTO POR ENVEJECIMIENTO**

Es un fenómeno de envejecimiento a altas temperaturas, donde se tiene un proceso de difusión de átomos de carbono que dependerá de la temperatura, tiempo del tratamiento térmico y la cantidad de soluto presente. El tamaño de grano y la densidad de dislocaciones también puede influir [43, 44].

El aumento del límite elástico se atribuye a un mecanismo llamado envejecimiento, es un proceso de difusión en los átomos intersticiales, como el C o N, lo cuales migran a dislocaciones móviles. Al momento de bloquear las dislocaciones móviles se tiene un incremento en el límite elástico y aparece un comportamiento de fluencia discontinuo, ya que debe crear nuevas dislocaciones móviles para inicializar el flujo plástico [45].

Puede existir un ligero aumento en la resistencia a la tracción y una disminución en el alargamiento. Para realizar este aumento de fuerza, se deben cumplir los siguientes criterios [44, 46]:

- a) Las dislocaciones móviles deben estar presentes en el acero.
- b) Suficiente concentración de soluto en el acero para fijar estas dislocaciones.
- c) El soluto debe ser móvil a la temperatura de envejecimiento.
- d) La recuperación de la dislocación debe ser lo suficientemente lenta para evitar el ablandamiento.

Los átomos de impurezas como las dislocaciones inducen tensiones reticulares en la matriz de hierro y estas tensiones se pueden relajar si los átomos intersticiales se difunden hacia las proximidades de las dislocaciones[44, 46].

## **1.7.6 INFLUENCIA DEL CONTENIDO DE CARBONO SOLUTO**

A altas temperaturas, la velocidad de difusión aumenta significativamente. El aumento del contenido de carbono aumentará la respuesta del envejecimiento: hay más soluto disponible para fijar las dislocaciones móviles y la formación de grupos ocurrirá rápidamente. A medida que aumenta el contenido de C, también aumenta la formación de precipitados, lo que da lugar a una matriz clásica, esto aumentará la resistencia a la tracción del material, pero tendrá poca influencia en el límite elástico. [44, 47].

## **1.8 PROPIEDADES MECÁNICAS**

### **1.8.1 ENSAYO DE TENSIÓN**

Los ensayos de tensión son comúnmente utilizados para proporcionar información de la resistencia de los materiales, esta puede utilizarse como prueba para la aceptación del material conforme a las especificaciones del cliente.

El ensayo de tensión consiste en someter una muestra de acuerdo con unas especificaciones a una fuerza uniaxial que se encuentra en incremento continuo, mientras es observado su alargamiento. Este ensayo genera una curva de esfuerzo deformación que relaciona la carga aplicada por el material con la deformación de este mismo [48–51].

La composición química, el tratamiento térmico, los antecedentes de laminación del material son factores importantes en la forma y magnitud de la curva de esfuerzo deformación. La UTS, YS, el porcentaje de elongación (%E) y la reducción de área son parámetros que se utilizan para describir la curva de esfuerzo-deformación como se muestra en la Figura 17, los dos primeros son conocidos como parámetros de fuerza y los últimos dos como parámetro de ductilidad [48–51].

El límite elástico ( $YS - \sigma$ ) es el esfuerzo en donde se considera que ha comenzado la deformación plástica, se obtiene dividiendo la carga aplicada

por el área inicial de la sección transversal de la probeta como se muestra en la ecuación (1).

$$\sigma = \frac{P}{A_0} \quad (1)$$

Mientras que la resistencia a la tracción o resistencia máxima a la tracción (UTS –  $\sigma_u$ ) es el valor máximo dado en el resultado del ensayo de tensión, o sea, es la carga máxima que un metal puede soportar bajo ciertas condiciones y se puede obtener por medio de la ecuación (2) [48, 50].

$$\sigma_u = \frac{P_{max}}{A_0} \quad (2)$$

El valor de la elongación (%E) es el aumento en la longitud calibrada de un cuerpo sujeto a una fuerza de tensión, es decir depende de la deformación provocada durante el cuello de la probeta y es expresada como un porcentaje de alargamiento respecto a la longitud calibrada original como se observar en la ecuación (3) [48, 50].

$$\%E = \frac{\Delta L}{L} = \frac{L - L_0}{L_0} \quad (3)$$

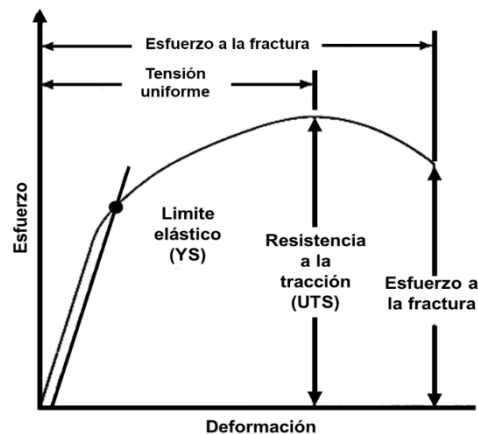


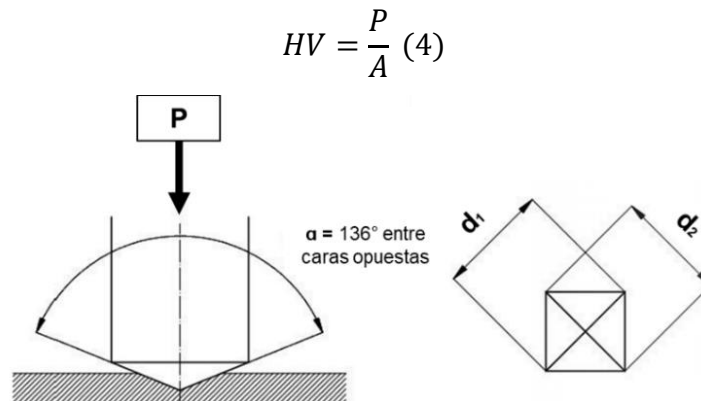
Figura 17. Diagrama representativo de esfuerzo-deformación [48].

### 1.8.2 PRUEBA DE MICRODUREZA

La prueba de microdureza es utilizada para aplicaciones metalúrgicas, donde se desea conocer la medición de la dureza, en alguna superficie comúnmente metálica, para la determinación de constituyentes de una microestructura estudiada. Para la prueba de Vickers, es utilizado un indentador pirámide de diamante con base cuadrada, se miden ambas

diagonales y se usa el valor promedio dado que la huella no es exactamente cuadrada [48, 49, 52].

El cálculo de dureza (HV) está dada por la fuerza aplicada (F en Newton) y el área de superficie de la huella de dureza en el espécimen, como se muestra en la Figura 18. Para el cálculo de la superficie es necesario considerar ambas diagonales ( $d_1$  y  $d_2$ ) y la dureza se define en base a la ecuación (4) [53].



**Figura 18.** Medición de las diagonales de las huellas de microdureza piramidal [53].

## 1.9 ENSAYOS TÉRMICOS

Los simuladores termomecánicos contribuyen en la industria siderúrgica en especial en la parte de investigación, ya que este tiene la capacidad de simular ciclos térmicos, que pueden cubrir una amplia variedad de situaciones térmicas y termomecánicas [54].

Es utilizada para conocer el comportamiento de materiales dado que en situación industrial es costosa y puede llegar a no ser posible [54].

## 1.10 MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO (SEM)

Es una técnica utilizada para análisis de microestructuras y su morfología. En donde por medio de un haz de electrones de alta energía, lentes para focalizar el haz y hacerlo incidir sobre una muestra, donde se generarán electrones secundarios, que serán detectados por medio de un dispositivo, registra y convierte en señal digital los electrones, los cuales son detectados por la intensidad de color para construir una imagen.



## 1.11 DIFRACCIÓN DE ELECTRONES RETRODISPERSADOS (EBSD)

La caracterización por EBSD ayuda en el análisis de las estructuras de grano, subgrano, texturas, orientaciones de grano, precipitación, y entre otras. Este puede producir mediciones más precisas, sencillas, de manera rápida y eficiente a comparación de métodos estándar, para ello es necesario una preparación de la muestra donde deben ser lijadas y pulidas hasta conseguir un acabado espejo, después utilizando una disolución de sílice coloidal para eliminar la deformación residual de la superficie [9, 55].

La muestra debe girar  $75^\circ$  y el haz de electrones formar un ángulo de  $15^\circ$ , para aumentar el número de electrones retrodispersados con los que se obtendrían los patrones de difracción o bandas de Kikuchi, estos brindarán información sobre orientaciones cristalográficas. Al medir la orientación de cada punto, se podría determinar si tienen la misma unidad cristalográfica o definir límite de grano por las mayores desorientaciones, por medio de esta lógica se obtiene la medición del tamaño de grano [9, 55].

Con la imagen de EBSD y con ayuda de un software se puede obtener mapas como Figura de Polos Inverso (IPF), de calidad de imagen (IQ), de desorientación media Kernel (KAM) y desorientaciones de alto y bajo ángulo.

- **Mapa de figura de polos inversos (IPF):** Los colores asignados dependen de la orientación, de acuerdo con el triángulo unitario de la figura de polos inversos. En donde los vértices del triángulo se ven representado por orientaciones cristalográficas ([001],[101] y [111]) las cuales poseen un color.
- **Mapa de calidad de imagen (IQ):** En este mapa se observa la calidad de los patrones de difracción, donde compara el patrón obtenido de cada punto con el patrón teórico.
- **Mapa de desorientación Kernel (KAM):** Se puede asignar colores para diferenciar el rango de desorientación que exista entre un punto y los primeros, segundos o terceros vecinos. En esta investigación los colores utilizados se encuentran con relación a los ángulos de desorientación el color rojo ( $1^\circ$  a  $5^\circ$ ), verde ( $5^\circ$  a  $15^\circ$ ) y azul ( $> 15^\circ$ ).

- **Mapa de desorientaciones (GB):** Representan las desorientaciones de alto y bajo ángulo, lo cual ayuda para comprender la densidad por grano.

## CAPITULO 2. ANTECEDENTES

Enba Pan y colaboradores estudiaron el comportamiento de un acero doble fase (DP), que contiene en porcentaje en peso (wt%) los siguientes componentes químicos de 0.15 wt% C, 0.1 wt% Si, 1.7 wt% Mn y simulándolo con parámetros de galvanizado en caliente con un equipo termomecánico desarrollado por State Key Laboratory of Rolling and Automation (RAL). Las temperaturas que se utilizaron fueron de 790 °C, 820 °C y 850 °C, con tiempo de permanencia de 30 s y velocidades de enfriamiento 6 a 24 °C/s [56]. El calentamiento se encuentra por debajo de la temperatura de fin de la transformación a austenita ( $A_{c3}$ ), pero arriba de la temperatura de inicio de la transformación austenítica ( $A_{c1}$ ).

Por otra parte, Markus Krieger y colaboradores trabajan con dos aceros laminados en frío, S<sub>1</sub> (0.05 wt% C, 1.32 wt% Mn, 0.65 wt% Cr, 0.10 wt% Si) y S<sub>2</sub> (0.10 wt% C, 1.25 wt% Mn, 0.63 wt% Cr, 0.09 wt% Si) formados por una microestructura de ferrita y perlita [57].

Para ambos estudios se tenía como microestructura inicial ferrita y perlita de un material laminado en frío y se deseaba obtener un acero doble fase por medio de un recocido continuo; donde se calienta el material desde la temperatura ambiente hasta una temperatura intercrítica. Esta temperatura se mantiene constante durante varios segundos y luego la muestra se enfría. La muestra se enfría rápidamente por debajo de  $M_s$ , y luego se mantiene a una temperatura constante que oscila entre 200 °C y 350 °C en estos experimentos. Finalmente, la lámina se calienta de nuevo a la temperatura aproximadamente 460 °C – 470 °C (lo que podría generar endurecimiento por envejecimiento) y luego se enfría nuevamente a temperatura ambiente.

En la metodología utilizada en ambos casos fue por medio de microscopía electrónica de transmisión (TEM), caracterización por microscopio óptico (OM) y para los ensayos mecánicos se utilizó ensayos de tensión que fueron cortados en dirección longitudinal de laminación.

Se puede concluir en las propiedades mecánicas intervienen factores como; la fracción de volumen, el tamaño de grano, la distribución y la

morfología de la fase de ferrita y los constituyentes que dependen significativamente de los detalles de los diferentes procesamientos [56–59]. Un tamaño de grano fino obtiene una resistencia y alta fracción de volumen de fase de martensita, lo cual aumenta el UTS de los aceros DP, pero con pérdida de ductilidad [56, 60–63, 64].

Rashid y colaboradores mencionan que las propiedades mecánicas de los aceros pueden alterarse mediante calentamiento a baja temperatura o revenido que pueda producir cambios microestructurales. Su estudio va enfocado en aceros DP, con una microestructura de ferrita, martensita y austenita retenida con una composición química de 0.1 wt% C, 1.5 wt% Mn, 0.5 wt% Si y 0.1 wt% V. Propiedades mecánicas de laminado en caliente  $YS=380$  MPa,  $TS=620$  MPa [58].

Para el estudio se cortaron probetas conforme a la norma ASTM E8 y se maquinaron en dirección de laminación, calentados durante 60 minutos a temperaturas de 200 °C, 300 °C, 400 °C y 500 °C y fueron enfriados con aire hasta llegar a temperatura ambiente. Para su caracterización fue por medio de TEM con el equipo a JEOL (JEM 200C).

La curva esfuerzo-deformación para el material laminado en caliente es de forma continua, mientras que para el material después del revenido se observa de manera discontinua. Los cambios en las propiedades mecánicas producidos por el revenido los explicaron por medio de los cambios en la microestructurales en la ferrita, la martensita y la austenita retenida.

La mayor disminución de la ductilidad se produjo en el revenido por encima de 400 °C y parece estar relacionada principalmente con la descomposición de la austenita retenida en bainita mientras que a una temperatura menor de 200 °C parece más estable y se observaron cambios mínimos en las propiedades mecánicas. A temperaturas de revenido mayores, la resistencia a la tensión y la ductilidad disminuyeron con relación al aumento de la temperatura, mientras que el límite elástico aumentó y exhibió valores máximos al calentar por encima de 400 °C.

La precipitación de carbonitruros finos en la ferrita y la austenita, y la precipitación de partículas de cementita en la martensita parecían controlar las propiedades mecánicas para los tratamientos de revenido por debajo de 300 °C, mientras que, a temperatura de 400 °C, la descomposición de la austenita retenida parecía tener la influencia principal en las propiedades mecánicas. La mayor pérdida de ductilidad ocurrió al calentar el acero a 400 °C. A esta temperatura de revenido, el acero también sufrió una pérdida simultánea UTS.

Marion Calcagnotto y colaboradores trataron de reproducir diferentes parámetros de línea para generar diferentes tamaños de grano y observar su comportamiento microestructural y mecánico. La composición química utilizada es 0.17 wt% C, 1.49 wt% Mn, 0.22 wt% Si, 0.033 wt% Al, 0.0033 wt% N, 0.0017 wt% P y 0.0031 wt% S [59].

Se utilizaron muestras con tamaño de (50 X 40 X 60 mm) y se realizó mediante un simulador de deformación en caliente, para los ensayos de tensión se utilizaron probetas cilíndricas con un diámetro de 4 mm y una longitud calibrada de 20 mm de acuerdo con la norma DIN 50125-B [59].

Tres de las muestras de tamaño ultrafino de grano (UFG) se envejecieron adicionalmente a 170 °C durante 20 min en un horno de vacío para simular el proceso BH, que está activo durante el horneado de pintura en la fabricación de automóviles. Con el cual se obtuvo el BH<sub>0</sub> (sin deformación previa) para el acero con granos ultrafinos de doble fase (UFG-DP) [59].

En base a la experimentación realizada y a los resultados, se obtuvo un incremento en YS, E<sub>U</sub> y E<sub>T</sub>, mientras que la UTS tuvo un pequeño decremento, lo cual se explica en términos de reducciones en el tamaño de las islas de martensita y el tamaño del grano de la ferrita. Se menciona que la reducción del tamaño de grano aumenta el número de fuentes de dislocaciones. La fracción límite de ferrita/martensita más alta da como resultado un mayor número de dislocaciones geoméricamente necesarias (GND), que se generan durante la deformación plástica debido a la incompatibilidad de tensión de las dos fases [59, 60].

Dentro de las conclusiones que obtuvieron se mencionó los efectos que se atribuyeron al aumento a YS, Elongación unitaria ( $E_U$ ), Elongación total ( $E_T$ ) y decremento en UTS, el cuál fue ocasionado al bloqueo de las dislocaciones, la relajación de las tensiones internas, la reducción del contenido de carbono intersticial súper saturado en la ferrita. También una de las razones del aumento de la ductilidad podría ser la disminución de la dureza de la ferrita debido a la pérdida de carbono disuelto.

Krzysztof y colaboradores estudian diferentes condiciones de procesamiento para optimizar las propiedades del acero DP, por medio de ajuste de los parámetros de recocido en una línea continua. Evalúan el efecto del tratamiento en la descomposición de la martensita y los procesos de precipitación en la ferrita, junto con su efecto en las propiedades mecánicas. El material investigado es material laminado en caliente y reducido por laminación en frío hasta 1 mm de acero DP, con una composición química de 0.09 wt% C, 1.42 wt% Mn, 0.10 wt% Si, 0.011 wt% P, 0.010 wt% S, 0.35 wt% Cr, 0.01 wt% Ni, 0.02 wt% Mo, 0.001 wt% Ti [61].

Se mecanizaron probetas (250 X 25 mm) para reproducir el tratamiento térmico de un proceso continuo de recocido y galvanizado, utilizando un simulador Gleeble 3800. Propusieron dos tipos de programaciones [61]:

- a) Alcanza temperaturas intercríticas de dos fases con un enfriamiento con agua con el fin de analizar el efecto de la temperatura y tiempo en la morfología y propiedades mecánicas.
- b) Es similar al a) pero seguido de revenido con diferentes temperaturas y tiempos de permanencia.

Por parte de la metodología utilizada, realizaron ensayos de tensión para las muestras antes y después de las simulaciones de los ciclos térmicos propuestos, caracterización por microscopía electrónica de barrido (SEM), Difracción de electrones retro proyectados (EBSD) en dirección longitudinal de laminación y microscopía electrónica de transmisión (TEM) para caracterizar las estructurales generales (morfología de los constituyentes, precipitados, entre otros) [61].

Nos enfocaremos en los resultados que obtuvieron para la segunda condición de tratamiento térmico que incluye revenido, los resultados que obtuvieron se presentan en la Tabla 3 [61].

**Tabla 3.** Composición química, peso en porcentaje [61].

Temperatura	Revenido	YS	UTS	YS/UTS	%E <sub>T</sub>
<b>780 °C/10 s</b>	Sin revenido	300	608	0.49	12.0
	230 °C/60 s	301	592	0.51	13.5
	230 °C/240 s	314	581	0.54	11.6
	380 °C/60 s	375	535	0.70	11.9
	380 °C/240 s	421	535	0.79	10.9
	460 °C/60 s	378	506	0.75	10.4
	460 °C/240 s	389	495	0.79	12.2
	<b>810 °C/10 s</b>	Sin revenido	358	644	0.56
230 °C/60 s		356	626	0.57	10.7
230 °C/240 s		360	625	0.58	10.0
380 °C/60 s		436	583	0.75	7.4
380 °C/240 s		454	564	0.80	7.5
460 °C/60 s		415	546	0.76	9.2
460 °C/240 s		423	532	0.80	9.9

Se comenta que todas las muestras estaban compuestas de ferrita, bainita, martensita y algunos MA. En la mayoría de los casos, la martensita y bainita están presentes en forma de islas individuales ancladas en la matriz ferrítica. El aumento de tiempo de revenido da como resultado un incremento en YS y decremento en UTS, existe un mayor cambio por la temperatura que por el tiempo.

Por parte de los resultados, comentan que el decremento en la UTS puede explicarse por en términos de los cambios estructurales que se producen durante el revenido. Esto implica la descomposición de martensita y procesos de precipitación. El aumento de YS fue explicado por la segregación de carbono y la posterior precipitación de carburos en las dislocaciones.

Un aumento en la temperatura de revenido de 230 °C a 380 °C da como resultado la aparición de curva esfuerzo-deformación discontinua y una disminución de UTS. La curva discontinua es el efecto del envejecimiento de la ferrita. El revenido a temperaturas superiores a 230 °C conduce al deterioro

de las características de endurecimiento por trabajo, lo que da como resultado un aumento en la relación de rendimiento.

T. Waterschoot y colaboradores, investigaron los mecanismos fundamentales que ocurren en martensita durante el endurecimiento en horno de los aceros DP. El material utilizado fue acero laminado en caliente con composición química 0.08 wt% C, 1.50 wt% Mn, 0.13 wt% Si, 0.36 wt% Cr, 0.21 wt% Mo y microestructura consiste en matriz de ferrita blanda, reforzada por un constituyente de MA, finamente disperso e islas de martensita [62].

Dividen en cinco etapas acorde al tratamiento térmico y al fenómeno de la martensita, estas cinco etapas son descritas a continuación [62]:

Etapa I: La redistribución de los átomos de carbono que tiene lugar durante el envejecimiento por debajo de 120 °C. La segregación de C induce un cambio de volumen modesto de menos del 0.05% en volumen y una reducción significativa de la tetragonalidad de la red de martensita [62].

Etapa II: La precipitación de grupos de carbono y/o carburos de transición que reduce las tensiones internas de la ferrita, en un rango de temperatura de 120 °C – 200 °C, y sugiere un control de velocidad por difusión de átomos de hierro a lo largo de las dislocaciones para acomodar el desajuste de volumen entre el carburo y la matriz. La precipitación provoca una disminución del volumen de alrededor del 0.30% en volumen de la martensita. También da como resultado la pérdida de tetragonalidad de la red martensítica [62].

Etapa III: Se encuentra la precipitación de carburo de Hägg, que siguió a la precipitación de carburo transición en el rango de temperatura de 200 °C – 300 °C [62].

Etapa IV: El único proceso de revenido que da como resultado un aumento de volumen es la descomposición de la austenita retenida en el rango de temperatura de 250 °C a 350 °C [62].

Etapa V: En esta etapa final, todos los carburos de transición, presentes en la martensita, se transforman en cementita a temperaturas suficientemente



altas de 290 °C – 390 °C. Se encuentra una disminución de volumen total de 0.62 – 0.71 % volumen de martensita después del revenido completo [62].

T. Waterschoot y colaboradores, proponen un método alternativo, para la medición del aumento del límite elástico debido al envejecimiento, también estudian las etapas de la fijación de dislocaciones en la ferrita, la formación de grupos C o la precipitación de carburos a baja temperatura en la ferrita y la contracción del volumen de la martensita debido a la formación de carburos a baja temperatura. Utilizaron acero DP laminado en caliente con tres tratamientos térmicos de recocido intercrítico, para obtener porcentajes de martensita diferentes en la microestructura y observar el comportamiento por envejecimiento en cada una de las microestructuras, y una composición química 0.080 wt% C, 1.50 wt% Mn, 0.13 wt% Si, 0.36 wt% Cr, 0.21 wt% Mo [63].

Los ensayos de tensión se realizaron con probetas de tensión de 80 mm de longitud, en dirección de laminación, utilizando el equipo Instron 5565, las microestructuras la examinaron por medio de microscopía óptica, los cambios de volumen durante el revenido de la martensita fueron medidos por medio de un Theta Dilatronic IIS automatizado, los tamaños de grano de ferrita se midieron mediante análisis de imágenes digitales, la fijación de las dislocaciones por el C intersticial se estudió por medio de mediciones de fricción interna dependientes de la amplitud; el contenido de C se determinó mediante medidas de amplitud máxima de Snoek [63].

Después de la simulación de los tratamientos térmicos a baja temperatura, los resultados que obtuvieron fueron una disminución en la UTS, con el aumento del tiempo de envejecimiento, debido al revenido y al ablandamiento de la fase martensita [63].

Se comenta que el posible aumento del límite elástico puede estar relacionado con el fenómeno de revenido de la martensita, diferentes autores reportan etapas durante el revenido, como lo son: la redistribución de átomos de C al envejecer por debajo de 100 °C, además de la segregación de las dislocaciones; la precipitación de carburos de transición en la martensita,

entre 80 °C y 200 °C; la descomposición de la austenita retenida entre 240 °C y 320 °C; y la conversión de los carburos de transición en cementita entre 260 °C y 350 °C [63–66].

Dentro de las conclusiones que obtuvieron se menciona que la disminución del volumen de martensita debido a la formación de grupos C o carburos de transición, reduce las tensiones internas en la ferrita en combinación con la presencia de dislocaciones fijas en la matriz de ferrita. El revenido de las fases de martensita fue indicado por una disminución en la UTS y aumento en la YS de las muestras envejecidas. El mayor aumento en el límite elástico se observó para las muestras con la mayor fracción de volumen de martensita [63].

También menciona la relevancia que tiene el contenido de C soluto en el comportamiento de envejecimiento de los aceros DP. Una mayor cantidad de C intersticial acorta los tiempos de la redistribución de átomos de C al envejecer, además de la segregación de las dislocaciones; la precipitación de carburos de transición en la martensita y aumenta YS [63].

Y. Gong y colaboradores investigaron los efectos sobre la microestructura y las propiedades mecánicas a través del ciclo térmico de un proceso de galvanizado continuo. Las muestras laminadas en frío se seccionaron para simulaciones de recocido con el equipo termomecánico Gleeble 3800 [67].

Los ensayos de tensión se realizaron de acuerdo con la norma ASTM E8. Los especímenes de tensión se seccionaron de las láminas sujetas a las simulaciones Gleeble en dirección transversal respecto a la dirección de laminación, la microdureza de las muestras, se determinó utilizando un equipo de prueba de microdureza [67].

Para el análisis microestructural se utilizaron técnicas de OM, SEM y TEM. Para el OM se utilizó un equipo Nikon, donde se obtuvo el tamaño de grano de ferrita y las fracciones de volumen de martensita. Las fases y constituyente se identificaron por OM, SEM y EBSD. La caracterización por SEM se realizó con el equipo Philips XL-30 FEG-SEM y la TEM se realizó en

un microscopio JEOL 200CX o 2100F. El software de recopilación de datos TSL OIM se utilizó para la recopilación de datos EBSD y para el análisis de datos; estos incluyeron cálculos de Figuras polares inversas (IPF), Desorientación promedio Kernal (KAM) y Energía almacenada (SE) [67].

La presencia de V condujo al refinamiento del grano de ferrita. El tamaño de la isla de martensita, la fracción de volumen de martensita, el tamaño de la martensita templada y la fracción de volumen mostraron un comportamiento inconsistente. Se sabe que el carbono puede dividirse de la martensita sobresaturada C a la austenita no transformada, lo que hace que la austenita retenida sea más estable, se encuentra un efecto similar cuando el carbono se difunde de la bainita a la austenita no transformada, lo que provoca un aumento en la fracción de volumen austenita que se observa [67].

Estos resultados indican que con las condiciones adecuadas de pre recocido y usando el recocido o reemplazando parte de la martensita con martensita revenida más austenita retenida, la ductilidad de los aceros de doble fase puede mejorarse de manera efectiva [67].

De las conclusiones que obtuvieron, mencionan los mecanismos de trabajo, como lo es el envejecimiento por deformación estática para obtener un incremento en YS. Los cambios dependerán de la microestructura original, si tiene mayor cantidad de martensita o granos más grandes, tendrá una afectación al momento de simular los ciclos térmicos después del proceso de laminado en caliente [67].

## CAPITULO 3. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

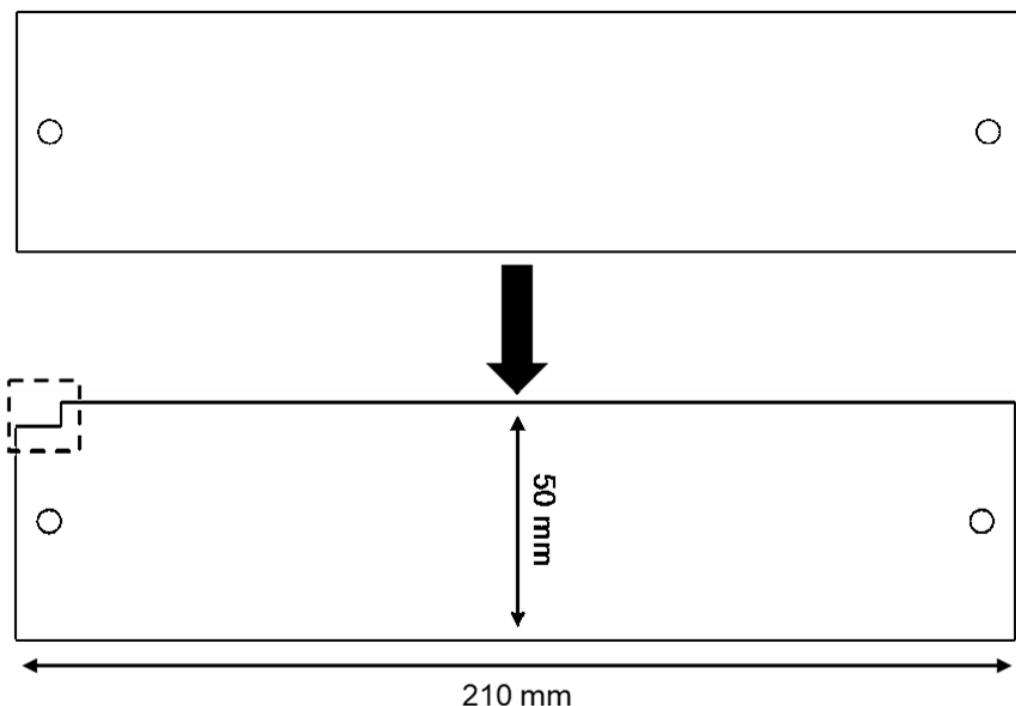
### 3.1 MATERIALES

El material seleccionado es procesado por laminado en caliente con un espesor de 3.0 mm, una composición química representativa a un grado 800, como se muestra en la Tabla 4 y una microestructura compuesta por ferrita poligonal (PF), acicular (AF), quasipoligonal (QF), ferrita granular (GF), ferrita bainita (FB) y MA (Ver Figura 38).

**Tabla 4.** Composición química, peso en porcentaje.

Elemento	C	Mn+Si	Ti+Nb+V	Cr+Mo
%	0.10 – 0.14	1.55	0.07	0.82

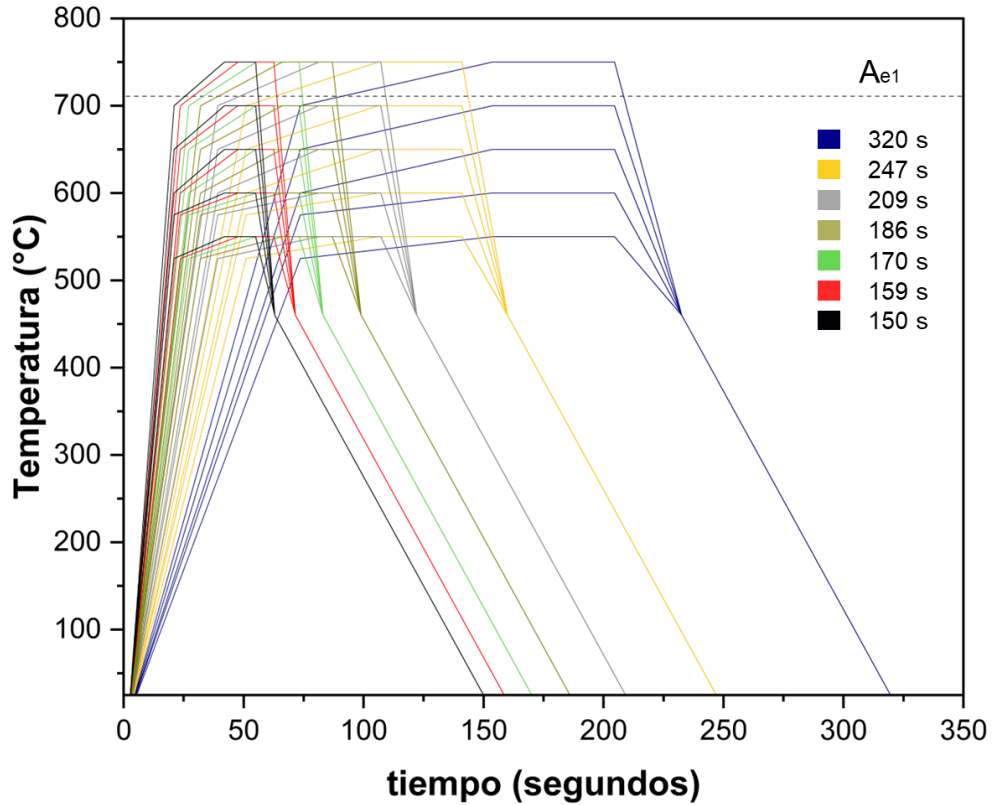
Los perfiles de acero se cortaron en treinta y ocho probetas con dimensiones de 210 mm X 50 mm como se muestra en la Figura 21. Previo a la simulación térmica se realizó un corte (4 mm X 6 mm) en cada una de las probetas para la caracterización microestructural de la condición de laminado en caliente, el cual no interfiere con el proceso calentamiento / enfriamiento de los ciclos térmicos.



**Figura 21.** Representación de probetas de recocido y recorte de material para caracterización antes de ciclo térmico de c/u de las probetas.

### 3.2 METODOLOGÍA

Los parámetros de tasa de calentamiento, permanencia y enfriamiento se calcularon en función de condiciones industriales como se muestra en la Figura 22 y dejando enfriar hasta temperatura ambiente.



**Figura 22.** Perfil de ciclos térmicos durante el revenido con relación a su tiempo de ciclo (s).

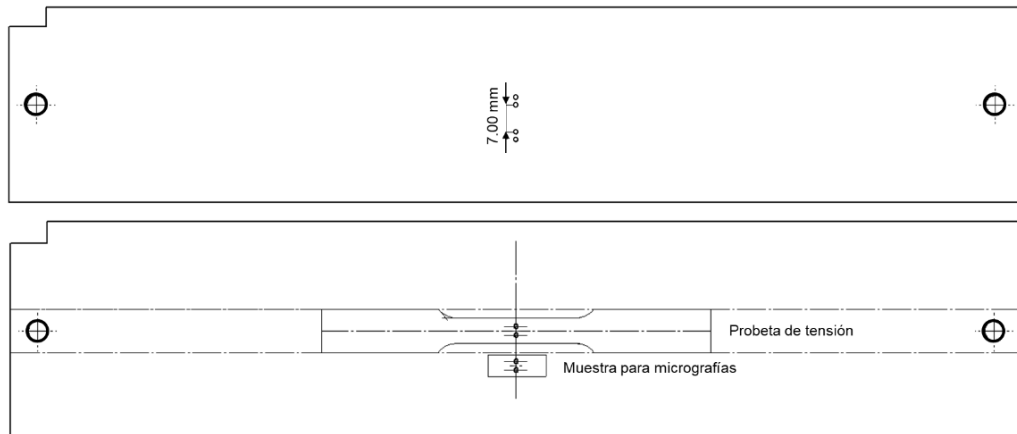
El equipo termomecánico Gleeble 3800 GTC, fue el que se utilizó para simular los treinta y cinco ciclos térmicos. Los cuales se dividen en siete líneas distintas de velocidad, cada una evaluada a cinco temperaturas. Las probetas se prepararon con las dimensiones de (210 mm x 50 mm) y los ciclos térmicos se controlaron mediante un termopar soldados utilizando el equipo Thermocouple Welder. Se realizó una medición en cada una de las probetas para posicionarlo en el centro, con apoyo de un Vernier.

Las muestras procesadas fueron cortadas y preparadas para diferentes caracterizaciones como el ensayo de tensión, microdureza Vickers, SEM y EBSD para algunas de las muestras.

Las probetas se maquinaron de acuerdo con la norma internacional ASTM E8M [51] de dimensión de muestra subsized (100 mm X 10mm), el

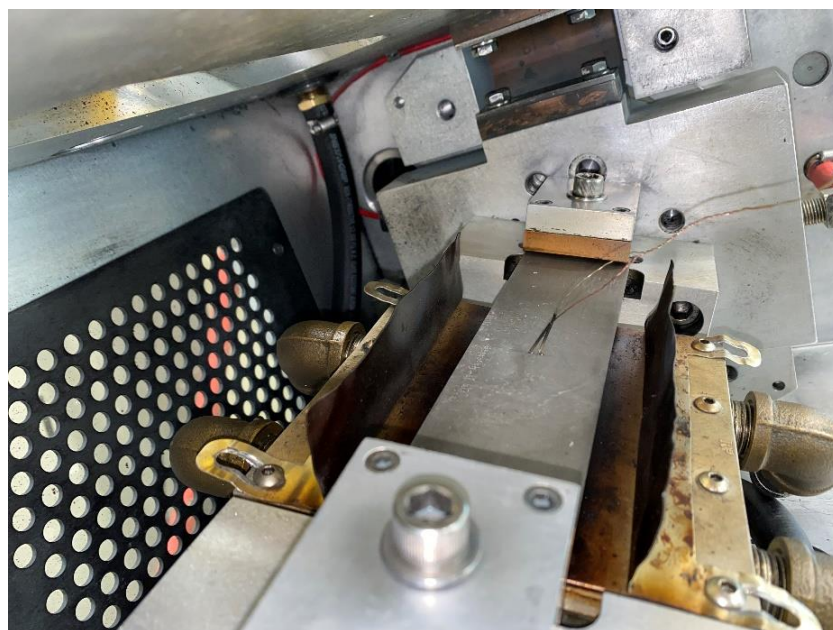
maquinado de la probeta se realizó en la parte central en donde se encontraba el set de termopares como se muestra en la Figura 23.

El material remanente después del maquinado de las probetas se utilizó para obtener muestras para las diferentes caracterizaciones, estas se consideraron lo más cercano a la parte central de la probeta en donde se encontraba el termopar como se muestra en la Figura 23.



**Figura 23.** Representación de corte para probeta de tensión y material remanente.

En la Figura 24, se muestra el montaje dentro del equipo termomecánico Gleeble el cual cuenta con pernos guías para el montaje de la pieza y dos mordazas para asegurar la sujeción del material.



**Figura 24.** Montaje de probetas en equipo termomecánico Gleeble 3800 GTC.

### **3.3 CARACTERIZACIÓN DE MATERIAL**

#### **3.3.1 MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO**

La preparación de las muestras fue mediante procedimientos estándar de esmerilado, pulido y con ataque químico de Nital al 3% durante 5 s, para poder revelar la microestructura y operado a 20kV y distancia de trabajo entre 5 mm a 9 mm.

La dirección fue en sentido longitudinal sobre el espesor con tomas en inferior, centro y superficie a una magnificación de 2.5KX y 5KX aumentos. Se utilizó el equipo Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) JEOL IT-300LV.

#### **3.3.2 DIFRACCIÓN DE ELECTRONES RETRODISPERSADOS**

Para la preparación de las muestras por EBSD, con ayuda de una pulidora semiautomática (desbaste con lijas de 240, 320, 600, 800 y 1200), pulido con suspensión de diamante de 1 micrómetro. La muestra se limpia con alcohol etílico para eliminar cualquier suciedad de la preparación que pueda encontrarse, estas deben encontrarse limpia, libre de asperezas y deformaciones, para poder obtener patrones de Kikuchi de alta calidad. Por lo cual, son colocadas en porta muestras para pasar a la vibro pulidora durante 12 horas con silica coloidal. Después se limpiaron la muestra con jabón y alcohol para eliminar residuos de silica y, por último, con apoyo de un tornillo de banco, una segueta y pinzas, se desmonta la muestra, para poder pasarlo al equipo Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) JEOL IT-300LV.

La dirección en sentido longitudinal sobre el espesor, con tomas al centro y magnificación de 2.5KX y 5KX. El análisis de las imágenes por EBSD fue por medio del software OIM Analysis V8.

### **3.4 PROPIEDADES MECÁNICAS**

#### **3.4.1 ENSAYOS DE TENSIÓN**

Las propiedades mecánicas fueron determinadas por medio de ensayos de tensión con probetas de corte longitudinal de acuerdo con la norma ASTM E8M [51] con dimensión subsize, en donde se utilizó el equipo INSTRON-TTCML A0258, para poder obtener los datos de YS, UTS y elongación.

### 3.4.2 MICRODUREZA

El ensayo por microdureza Vickers fue el utilizado para el análisis antes y después del ciclo térmico del acero seleccionado. Para las muestras del material laminado en caliente, se utilizó el primer recorte como lo marca en la Figura 24, mientras que para la muestra del después del ciclo térmico se utilizó el material remanente del maquinado de las probetas. El equipo utilizado para los ensayos es Wilson VH3300, la microdureza se realizó con 0.5 kg de carga y 10 s de retención, a lo largo del espesor, con una separación promedio de 0.19 mm a 0.22 mm y un total de 12 huellas de dureza como se muestra en la Figura 25.

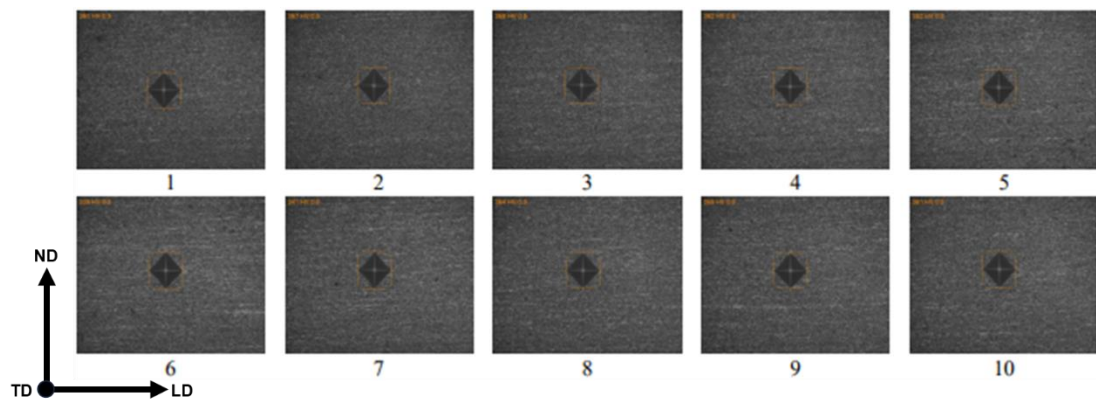


Figura 25. Representación de las huellas de microdureza sobre el espesor.



## CAPITULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### 4.1 TEMPERATURAS CRÍTICAS

Conocer las temperaturas críticas es un proceso particular para cualquier ciclo térmico. Se determinaron las temperaturas de equilibrio de inicio de la transformación austenítica ( $A_{e1}$ ) y fin de la transformación austenítica ( $A_{e3}$ ), mediante el Software JMatPro-v12.4 utilizando la composición química del acero. Las curvas del diagrama CCT y TTT en conjunto con las líneas de enfriamiento de los treinta y cinco ciclos térmicos utilizados se ven representadas en la Figura 26.

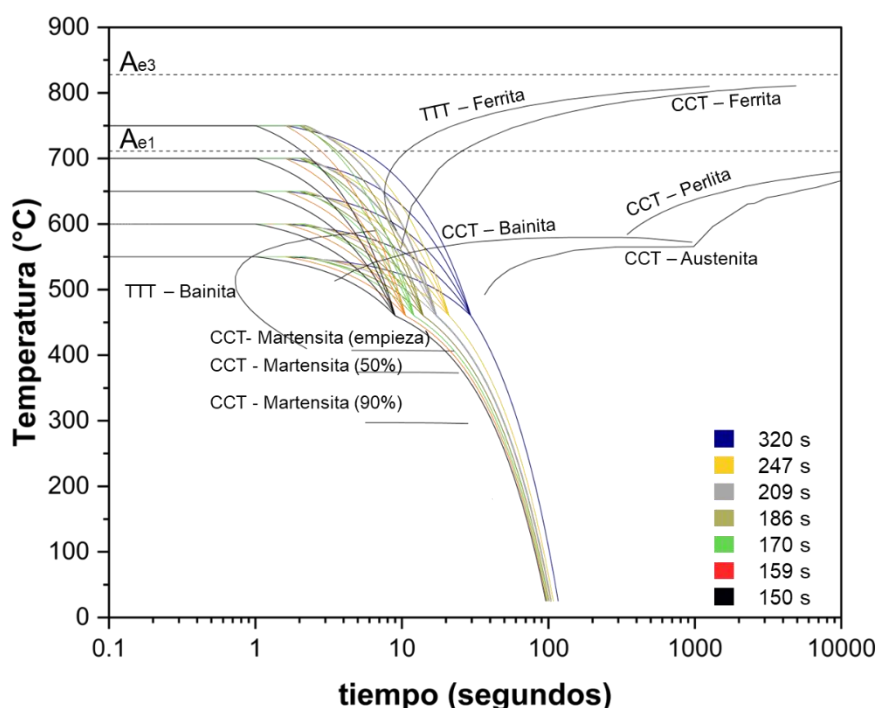


Figura 26. Representación ciclo térmicos escala logarítmica en relación con el tiempo de ciclo (s).

Utilizando el mismo software en la opción de Re-austenización y con los parámetros de velocidad de enfriamiento ( $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ), temperatura ( $^{\circ}\text{C}$ ) y tiempo de permanencia (segundos) se calcularon los porcentajes de austenita que se puede transformar a la temperatura de  $750^{\circ}\text{C}$  (la única temperatura intercrítica de acuerdo con los cálculos de Software JMatPro-v12.4) para los siete tiempos de ciclo, las cuales se presentan en la Tabla 5.

Los ciclos con temperaturas de  $550^{\circ}\text{C}$  a  $700^{\circ}\text{C}$ , no se encuentran reportados en la Tabla 5, dado que se encuentran por debajo de la temperatura de  $A_{e1}$ .

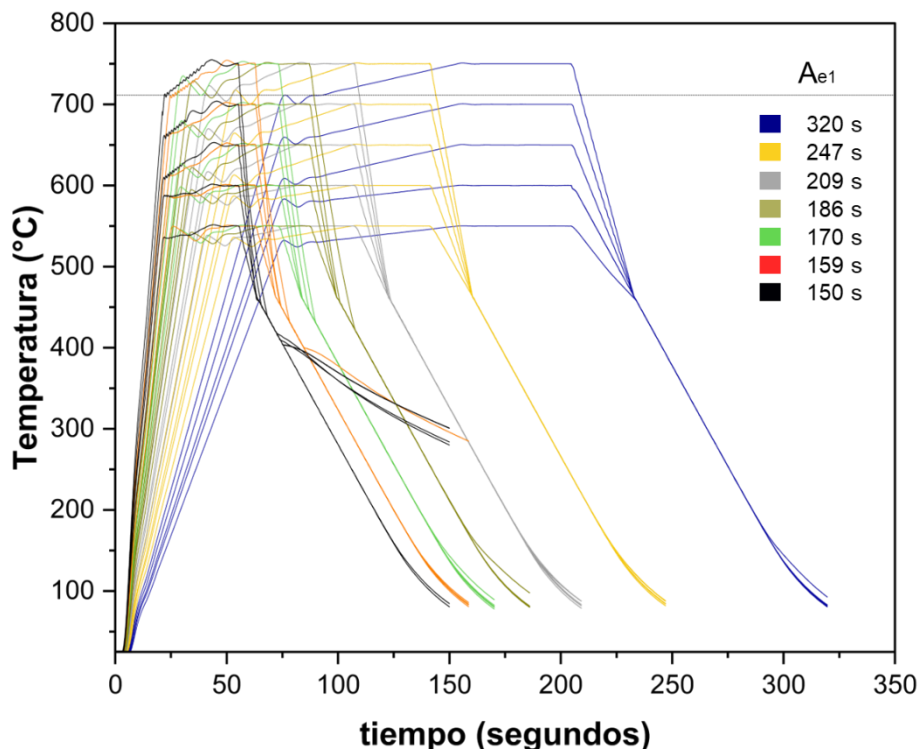
**Tabla 5.** Porcentaje de austenita - ferrita en los ciclos térmicos con relación a su tiempo de ciclo.

Tiempo de permanencia (s)	Microestructura original (%)	Austenita (%)
320	66	34
247	66	34
209	72	28
186	72	28
170	77	23
159	77	23
150	78	22

## SIMULACIÓN EN EQUIPO TERMOMECAÍNICO GLEEBLE

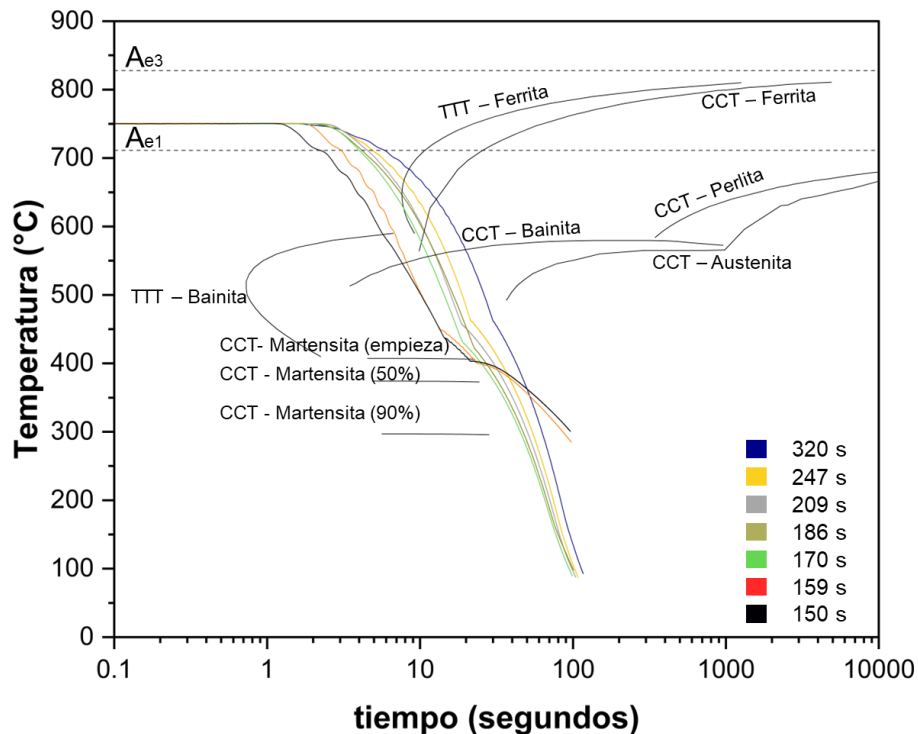
Después de simular los ciclos térmicos, en el equipo termomecánico Gleeble 3800 GTC, con el set de termopar soldado en la probeta, se recaba la información para la generación de las curvas de calentamiento y enfriamiento real en base a los parámetros programados.

Para un tiempo de ciclo de 159 s y 150 s a temperaturas de 700 °C y 750 °C, se presenta un enfriamiento mayor a partir de los 400 °C, dado que el enfriamiento se realizó con Helio (He), para lograrlo conforme a la programación, las curvas reales se muestran en la Figura 27.



**Figura 27.** Curvas de enfriamiento real de los ciclos térmicos en relación con el tiempo de estancia (s).

En la Figura 28, se grafican los siete tiempos de ciclo que se encuentran por arriba de la  $A_{e1}$  que son las que corresponden a 750 °C y se agrega las curvas de los diagramas de CCT y TTT. Las líneas correspondientes a tiempo de ciclo de 320 s a 170 s, se encuentran en la curva de transformación de fase ferrítica, mientras que las líneas con tiempos de ciclo de 159 s a 150 s, se encuentran cercanas al inicio de transformación martensítica y bainítica.



**Figura 28.** Curvas de enfriamiento real de los siete tiempos de ciclo a 750 °C con curvas CCT y TTT.

## 4.2 PROPIEDADES MECÁNICAS

Las propiedades mecánicas están controladas por diferentes mecanismos, como puede ser el endurecimiento por solución sólida, el refinamiento microestructural, el endurecimiento por dislocación, el endurecimiento por precipitación y las segundas fases. Con el objetivo de comprender mejor el papel de estos mecanismos, se lleva a cabo un análisis mecánico y microestructural que nos permitirá medir de forma diferencial los efectos del ciclo térmico en el material laminado en caliente y encontrar alguna dependencia con los cambios microestructurales y los resultados mecánicos.

#### 4.2.1 LIMITE ELÁSTICO

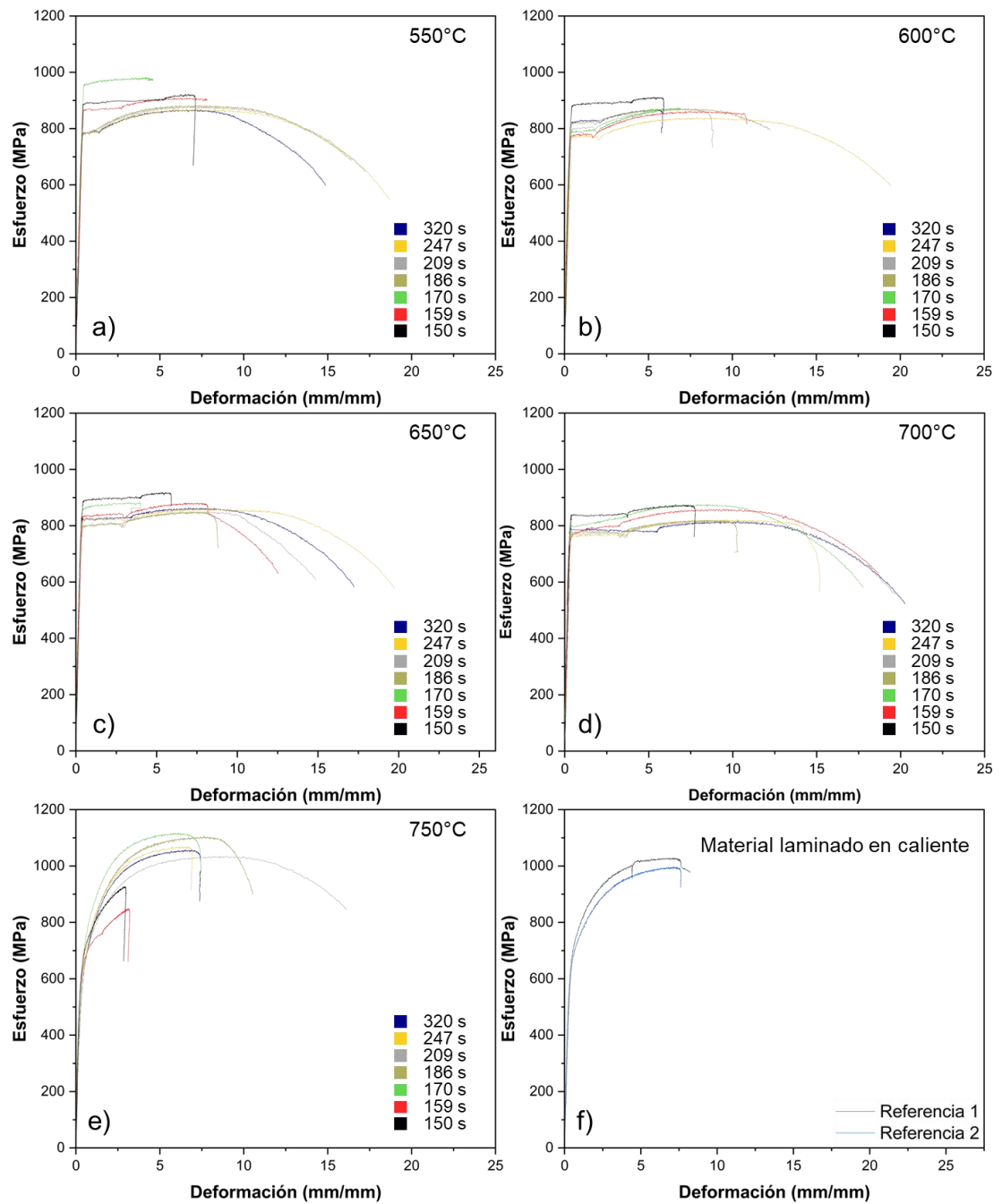
En la Figura 29 a) para una temperatura de 550 °C, a tiempo de ciclo de 320 s a 186 s, el cambio de la zona elástica a plástica es discontinua, y se da por el bloqueo de las dislocaciones móviles por la difusión de los átomos intersticiales mientras que, para los últimos tres tiempo de ciclo (170 s, 159 s, 150 s), se encuentra con mayor resistencia, pero con una menor deformación, el contenido de carbono se distribuye de manera desigual y la estabilidad también puede ser diferente como consecuencia al proceso de calentamiento.

Para las temperaturas de 600 °C a 700 °C, presentan una transformación elástica a plástica de manera discontinua, la segregación de carbono a las dislocaciones reduce la densidad de dislocaciones móviles y tiende a favorecer a un aumento en la YS como en el retorno de la fluencia discontinua como lo menciona Favez en su estudio [68, 69]. En las Figuras 40, 41 y 42 se observa un aumento en la presencia de constituyentes como GF, AF y QF que ya observábamos en la microestructura original, consideradas con alta concentración y densidad de dislocaciones, pero en la Figura 45 a) b), donde se encuentran la desorientación de los granos tenemos una menor desorientación comparado al material laminado en caliente, por lo cual el aumento en la deformación puede ser dada por la relajación de la tensión residual que asociamos con la desorientación presente. Constituyentes como BF y MA enriquecidos de carbono, pueden provocar un aumento adicional en el límite elástico a través del ciclo térmico y el envejecimiento del carbono.

A una temperatura de 750 °C las curvas de fluencia son continuas, como se observa en el material laminado en caliente (Figura 29 f)), acorde a los valores obtenidos por el Software JMatPro-v12.4, nos encontramos por arriba de la temperatura  $A_{e1}$ , por lo tanto, a 750 °C se pueden observar inicios de transformación austenítica principalmente en constituyentes enriquecidos con C como los BF y MA para todos los tiempos de ciclo. En tiempos de ciclo de 320 s a 170 s se tiene un incremento en el esfuerzo y puede atribuirse a los mecanismos de endurecimiento como las segundas fases y refinamiento de grano en la Figura 44 observábamos transformaciones en los constituyentes presentes, donde encontramos mayor presencia de QF, AF y

una mayor cantidad de MA, en la Figura 51 por medio de la caracterización por EBSD, y con el software EDAX OIM Analysis en los mapas GB y KAM se pueden distinguir las altas densidades en granos que podríamos representarlos como MA. Algunos autores refieren que el comportamiento de fluencia continua puede corresponder por el efecto de segundas fases como el constituyente de MA en estructuras basadas en AF.

En tiempos de ciclo de 159 s a 150 s a temperatura de 750 °C, en la Figura 29 e) son las que tiene menor deformación y resistencia mecánica. En la simulación por el Software JMatPro-v12.4 son las que se encuentran a inicios de transformación martensítica, pero en las caracterizaciones por SEM y EBSD (Figura 44 y 54) encontramos un aumento de fase QF, AF, constituyentes de FB e islas MA, lo que podemos asociar por una mayor cantidad de dislocaciones y microestructura más finas que guarda relación a la tendencia de las curvas de esfuerzo-deformación como los menciona el autor Speich y colaboradores [70–72].



**Figura 29.** Diagrama de esfuerzo deformación de los treinta y cinco ciclos térmicos en relación con el tiempo de ciclo.

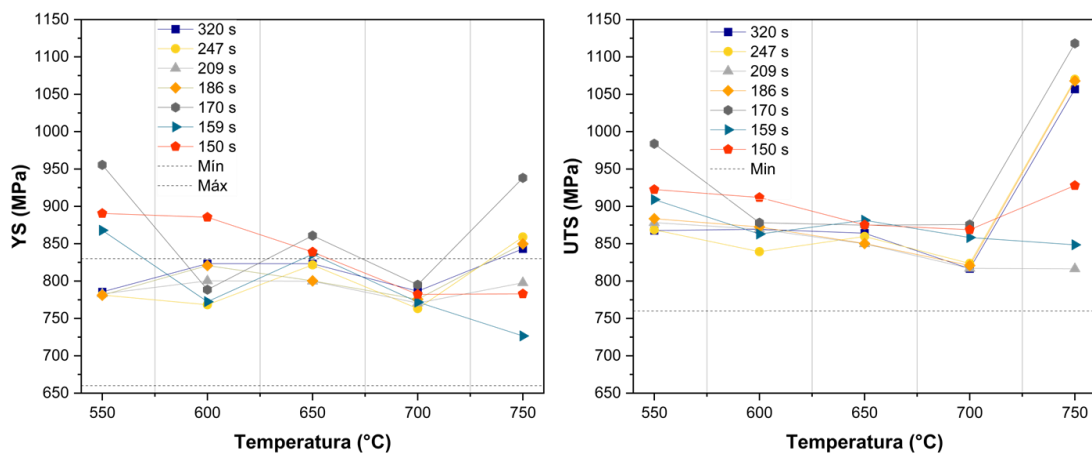
En la Figura 30, se agregan los parámetros de YS y UTS con los límites de especificaciones en base a las normas VDA 239-100 (HR660Y760T-CP) y EN 10346 (HDT760C).

A la temperatura de 550 °C en los tiempos de ciclo mayores de 320 s a 186 s se mantiene en rangos de YS similares, mientras que a un tiempo de ciclo menor (170 s, 159 s y 150 s) tiene un incremento, esto se podría atribuir al contenido de carbono al distribuirse de manera desigual y la estabilidad también puede ser diferente como consecuencia al proceso de calentamiento.

Para temperaturas de 600 °C a 700 °C en los siete tiempos de ciclo oscila sobre un rango promedio de 800 MPa de YS y 860 MPa de UTS como se observa en la Figura 30.

A temperatura de 750 °C se presenta un incremento en UTS, que es atribuible a un cambio en constituyentes (endurecimiento por segundas fases) en la microestructura como islas MA, como se muestra en las Figura 43.

A altas velocidades de calentamiento/enfriamiento se encuentra fuera o cercanos al límite superior de la YS, por parte de la UTS se encuentran dentro de los límites marcados por las normas utilizadas.



**Figura 30.** a) Representación gráfica de la resistencia a la cedencia (YS) con los límites de especificación en base a las normas VDA 239-100 (HR660Y760T-CP) y EN 10346 (HDT760C), b) Resistencia última a la tracción (UTS) con los límites de especificación en base a las normas VDA 239-100 (HR660Y760T-CP) y EN 10346 (HDT760C) [73].

En la Figura 31 se presenta el diferencial en porcentaje del material laminado en caliente y después del ciclo térmico, utilizando las ecuaciones 5, 6, 7 y 8.

$$\Delta YS(\%) = \frac{(YS_{\text{déspués de ciclo térmico}} - YS_{\text{material laminado en caliente}})}{YS_{\text{material laminado en caliente}}} \quad (5)$$

$$\Delta UTS(\%) = \frac{(UTS_{\text{déspués de ciclo térmico}} - UTS_{\text{material laminado en caliente}})}{UTS_{\text{material laminado en caliente}}} \quad (6)$$

$$\Delta E\%(\%) = \frac{(E\%_{\text{déspués de ciclo térmico}} - E\%_{\text{material laminado en caliente}})}{E\%_{\text{material laminado en caliente}}} \quad (7)$$

$$\Delta \text{Microdureza}(\%) = \frac{(\text{Microdureza}_{\text{déspués de ciclo térmico}} - \text{Microdureza}_{\text{material laminado en caliente}})}{\text{Microdureza}_{\text{material laminado en caliente}}} \quad (8)$$

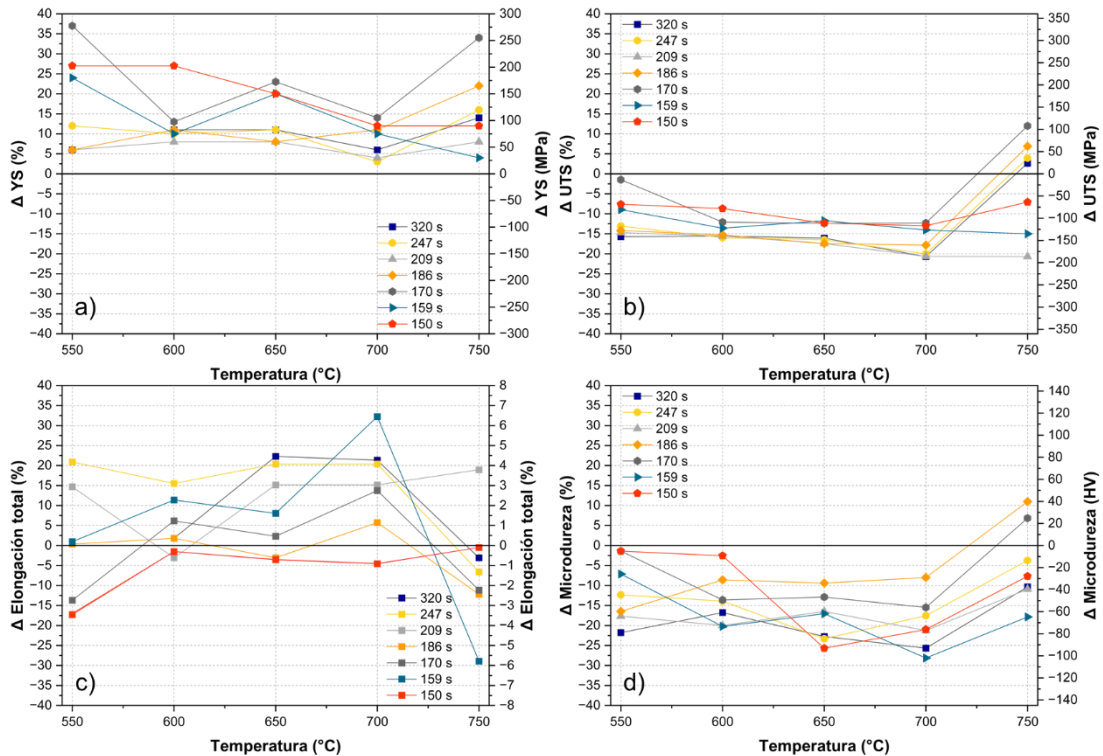
En la Figura 31 a), para en los siete tiempos de ciclo para todas las temperaturas, presenta un incremento en la YS en comparación del material laminado en caliente. El promedio de YS para temperaturas de 550 °C a 700 °C en los diferentes tiempos de ciclo es de 811 MPa y un diferencial que va en incremento de 25 MPa hasta 250 MPa en comparación del material laminado en caliente. Para la temperatura de 750 °C, el promedio de la YS es de 828 MPa en los siete tiempos de ciclo, y un diferencial que va de 30 MPa hasta 250 MPa.

En la Figura 31 b), tenemos un decremento en la UTS, en los diferentes tiempos de ciclo a temperatura de 550 °C a 700 °C, las cuales son las que se encuentran por debajo de la temperatura  $A_{e1}$ . Para la temperatura de 750 °C, tienen un incremento para los tiempos de ciclo 320 s, 247 s, 186 s y 170 s, mientras que para los tiempos de ciclo de 159 s y 150 s se presenta un decremento.

En la Figura 39 hasta la 43 se observan los cambios microestructurales del material laminado en caliente y después del ciclo térmico. El promedio de la UTS para los siete tiempos de ciclo es de 990 MPa y un diferencial que varía de 119 MPa hasta 215 MPa para todas las temperaturas.

Los valores de microdureza incrementan conforme aumenta la temperatura; sin embargo, se tiene un decremento a comparación del material laminado en caliente, como era de esperar por el intercambio de resistencia y dureza por la ductilidad que se presentan en el tratamiento térmico de revenido y el aumento en el tamaño de grano en la microestructura.





**Figura 31.** a)  $\Delta YS$ , Diferencial de resistencia a la cedencia antes y después del ciclo térmico (%), b)  $\Delta UTS$ , Diferencial de resistencia a la tracción antes y después del ciclo térmico (%), c)  $\Delta$  Elongación (%) y d)  $\Delta$  Microdureza.

Para una mejor comprensión de los gráficos se dividirá en dos categorías; los de mayor tiempo de ciclo que son definidos por los ciclos de 320 s, 247 s, 209 s y 186 s y los de menor tiempo de ciclo a 170 s, 159 s y 150 s. En las Figuras 32 a 36 los incisos a), b), c) y d) corresponderán a los de mayor tiempo de ciclo y los incisos e), f), g) y h) a los de menor tiempo de ciclo.

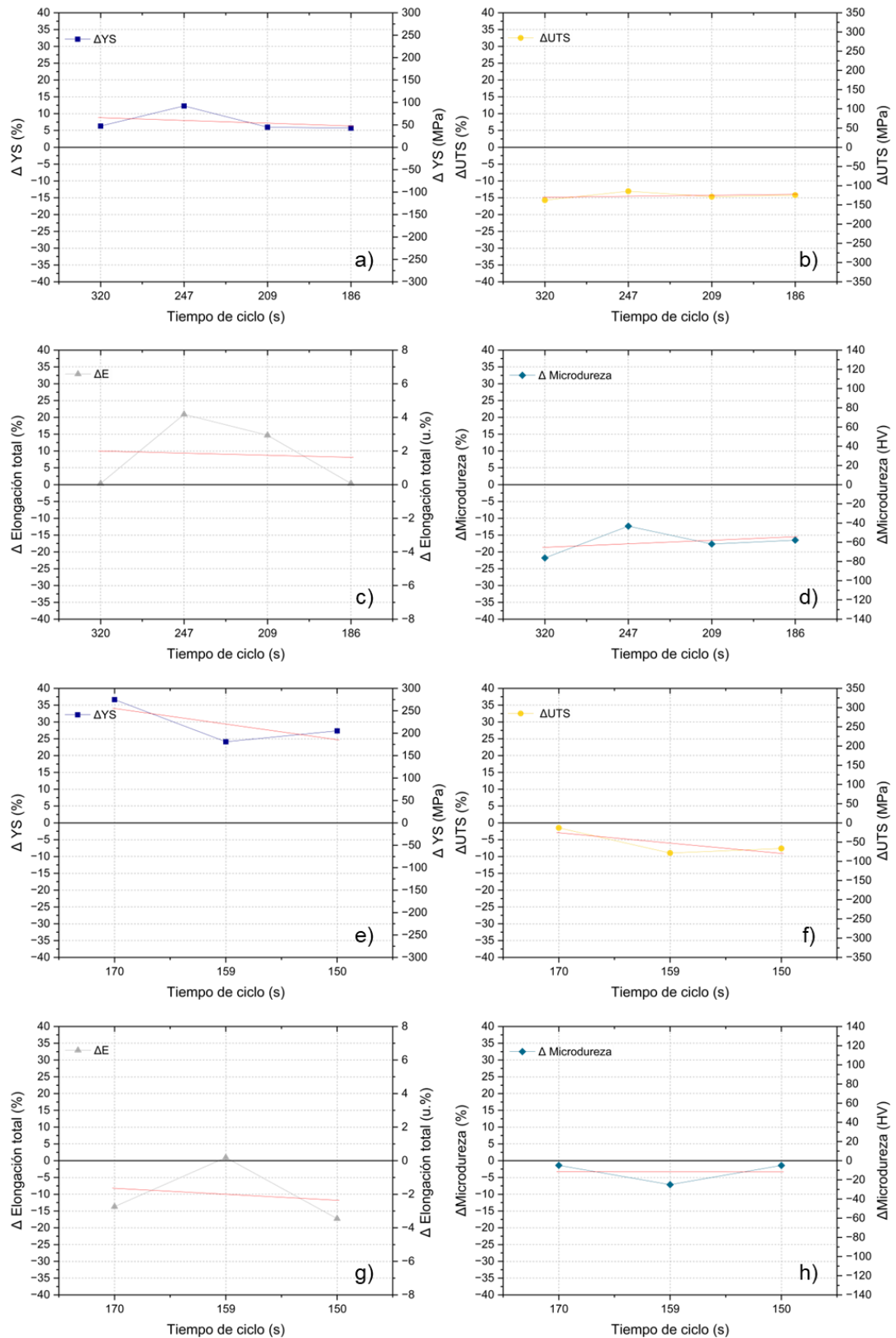
En los siete tiempos de ciclo a temperatura de 550 °C mantienen un incremento de YS, el promedio es de 835 MPa, y un diferencial que varía de 42 MPa a 250 MPa representativo a un 6% al 37%. La UTS mantiene un decremento en comparación del material laminado en caliente, para los siete tiempos de ciclo, el promedio es 900 MPa y una diferencia que va en decremento de -1 MPa a -162 MPa, representativo de -1% al -15%.

A tiempos de ciclo mayor el promedio es de 783 MPa, con un aumento 6% al 12%, es donde encontramos mayor estabilidad entre ciclos y menor incremento en YS como se observa en la Figura 32 a). El mecanismo de endurecimiento que explica este comportamiento es por envejecimiento.

En la microestructura de la Figura 39 observábamos una disminución en el constituyente MA y un aumento en constituyentes como AF, GF, QF y pequeñas islas de MA, que son constituyentes que encontrábamos al inicio de las caracterizaciones del material laminado en caliente.

El mayor incremento se localiza a tiempos de ciclo menores, con un promedio de 905 MPa con un incremento en porcentaje del 24% al 37% en YS, este puede guardar relación por la mayor desorientación interna de los granos, que podemos comprobar en la Figura 29, con el cambio de la zona elástica a plástica continua. Las modificaciones microestructurales están con un aumento en constituyentes como AF, BF, GF, QF y una menor cantidad de MA, este constituyente enriquecido en carbono puede generar un mecanismo de endurecimiento por envejecimiento y aumentar la YS.

En los tiempos de ciclo mayor el promedio es de 874 MPa y un decremento de -13% al -16% de UTS, y a tiempos de ciclo menor son las que se encuentran cercanos a los valores obtenidos del material laminado en caliente, el promedio es de 938 MPa y un decremento de -1% a -9%, lo cual puede atribuirse a la menor afectación microestructural del material por la baja temperatura y menor tiempo de ciclo. En la Figura 39, para los tiempos de ciclo menores no se observa un cambio microestructural en la composición de constituyentes, solo un ligero aumento en el tamaño de grano y disminución en constituyentes PF y MA, como se mencionaba anteriormente.



**Figura 32.** Diferencial laminado en caliente y después del ciclo térmico a temperatura de 550 °C a) ΔYS alto tiempo de ciclo, b) ΔUTS alto tiempo de ciclo, c) ΔElongación alto tiempo de ciclo, d) ΔMicrodureza alto tiempo de ciclo, e) ΔYS bajo tiempo de ciclo, f) ΔUTS bajo tiempo de ciclo, g) ΔElongación bajo tiempo de ciclo y h) ΔMicrodureza a bajo tiempo de ciclo.

A temperatura de 600 °C, en la YS se observa un pequeño incremento en todos los tiempos de ciclo. El promedio es de 804 MPa, y un diferencial que varía de 62 MPa a 190 MPa correspondiente a un 8% al 27%. La UTS mantiene un decremento en comparación al material laminado en caliente, en todos los tiempos de ciclo el promedio es 872 MPa y un diferencial que va en decremento del -87 MPa a -160 MPa, representativo de -9% al -15%.

En tiempos de ciclo mayor el promedio en YS, es de 803 MPa, con un aumento 8% al 11%, es donde encontramos mayor estabilidad entre ciclos y menor incremento en YS como se observa en la Figura 33 a). Los constituyentes enriquecidos en carbono como la BF y MA pueden generar un mecanismo de endurecimiento por envejecimiento y aumentar la YS. En la microestructura observábamos una disminución en el constituyente MA y un aumento en constituyentes como AF, GF y QF que son constituyentes que encontrábamos al inicio de las caracterizaciones del material laminado en caliente, similar a tiempos de ciclo 550 °C y tiempos de ciclo mayor.

El mayor incremento en la YS se localiza a tiempos de ciclo menores, con énfasis al menor tiempo de ciclo (150 s), donde se encuentra el mayor diferencial, el promedio es 815 MPa con un incremento en porcentaje del 10% al 27% en YS, este puede guardar relación por la mayor desorientación interna de los granos, en la Figura 45 a) tenemos la desorientación de los granos a diferente tiempos de ciclo, en un tiempo de ciclo menor (150 s) los valores son más cercanos al material laminado en caliente, o sea que el nivel de desorientación de granos es mayor en diferencia a tiempos de ciclo mayores. Las modificaciones microestructurales están con un aumento en constituyentes como AF, BF, GF, QF y una menor cantidad de MA, este constituyente enriquecido en carbono puede generar un mecanismo de endurecimiento por envejecimiento, el contenido de carbono se distribuye de manera desigual y la estabilidad también puede ser diferente como consecuencia al proceso de calentamiento y aumentar la YS.

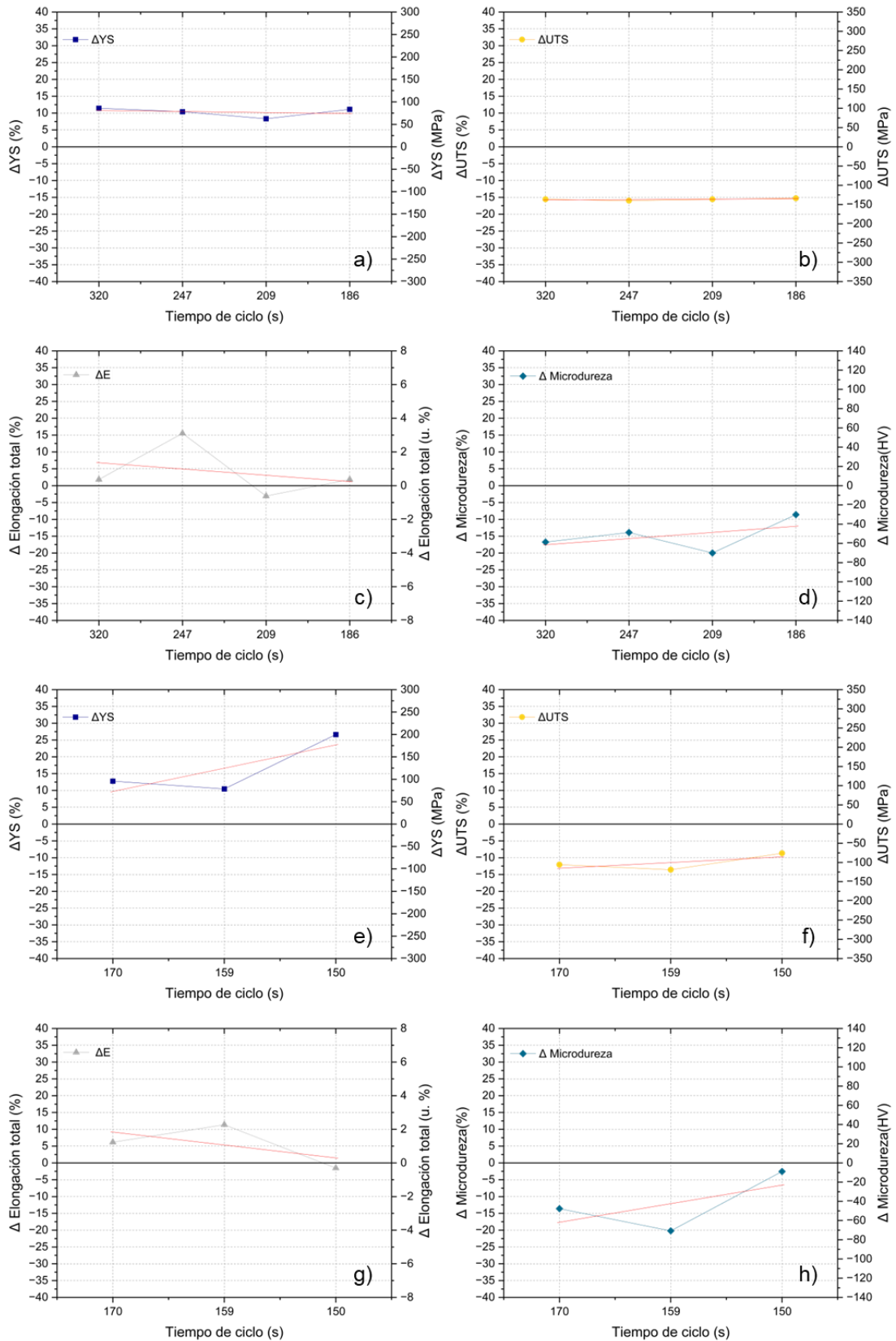
Las curvas de tendencia a mayor tiempo de ciclo se encuentran casi lineales (Figura 33 a)), mientras que a menor tiempo de ciclo la tendencia es incremental, conforme disminuye el tiempo de ciclo mayor YS (Figura 33 e)).

En los tiempos de ciclo mayor el promedio es de 863 MPa y un decremento del -16% de UTS, en estos tiempos de ciclo se encuentra una estabilidad, pero el mayor decremento. La disminución de la UTS puede atribuirse a la difusión de átomos de carbono, como lo menciona los autores Oskario, Emmy y colaboradores [74, 75]. En las modificaciones microestructurales observábamos una disminución en el constituyente MA que puede actuar directamente en el decremento de la UTS.

A tiempos de ciclo menor son las que se encuentran cercanos a los valores obtenidos del material laminado en caliente, el promedio es de 885 y un decremento de -9% a -15%, lo cual puede atribuirse a la menor afectación microestructural del material por la baja temperatura y menor tiempo de ciclo. En la Figura 40, para los tiempos de ciclo menores no se observa un cambio microestructural en la composición de constituyentes, solo un ligero aumento en el tamaño de grano y disminución en constituyentes MA, como se mencionaba anteriormente.

De la misma manera el decremento en la UTS y microdureza puede ser afectado por el efecto inverso de un endurecimiento por refinamiento de grano, en esta ocasión se tiene un aumento en el tamaño de grano de la microestructura, como lo menciona el autor K. Mukherjee y colaboradores [41]. En la Figura 44, observamos que conforme disminuye el tiempo de ciclo se tiene menor diferencial en el tamaño de grano que es aproximado de 0.50 a 1.40  $\mu\text{m}^2$  que va de 12 al 34% del diferencial.

Similar a las tendencia YS, La figura 33 b) en la UTS a un mayor tiempo de ciclo la línea de tendencia se encuentra de manera lineal, mientras que, a tiempo de ciclo menores la tendencia es incremental, conforme disminuye el tiempo de ciclo se tiene un aumento en la UTS (Figura 33 e)).



**Figura 33.** Diferencial laminado en caliente y después del ciclo térmico a temperatura de 600 °C a)  $\Delta$ YS alto tiempo de ciclo, b)  $\Delta$ UTS alto tiempo de ciclo, c)  $\Delta$  Elongación alto tiempo de ciclo, d)  $\Delta$  Microdureza alto tiempo de ciclo, e)  $\Delta$ YS bajo tiempo de ciclo, f)  $\Delta$ UTS bajo tiempo de ciclo, g)  $\Delta$  Elongación bajo tiempo de ciclo y h)  $\Delta$  Microdureza a bajo tiempo de ciclo.

A una temperatura de 650 °C, para los siete tiempos de ciclo mantienen un incremento de YS (Figura 34), el promedio es de 826 MPa, y un diferencial que varía de 62 MPa a 162 MPa representativo a un 8% hasta el 23%.

En tiempos de ciclo mayor el promedio en YS, es de 811 MPa, con un aumento 8% al 11%, es donde encontramos mayor estabilidad entre ciclos y menor incremento en YS como se observa en la Figura 34 a). Como habíamos comentado en los ciclos anteriores, los constituyentes enriquecidos en carbono como la BF y MA pueden generar un mecanismo de endurecimiento por envejecimiento y aumentar la YS. En la microestructura observábamos una disminución en los constituyentes MA y QF, a pesar de que aún se tiene presentes en la microestructura se nota una disminución, por el contrario, con constituyentes como AF, GF y BF se tiene un mayor aumento.

Como a temperaturas anteriores el mayor incremento en la YS se encuentra a tiempos de ciclo menores, el promedio es 845 MPa con un incremento en porcentaje del 20% al 23%. Las modificaciones microestructurales están con un aumento en constituyentes como AF y GF, también presenta una disminución en constituyentes QF y MA este constituyente enriquecido en carbono puede generar un mecanismo de endurecimiento por envejecimiento y aumentar la YS.

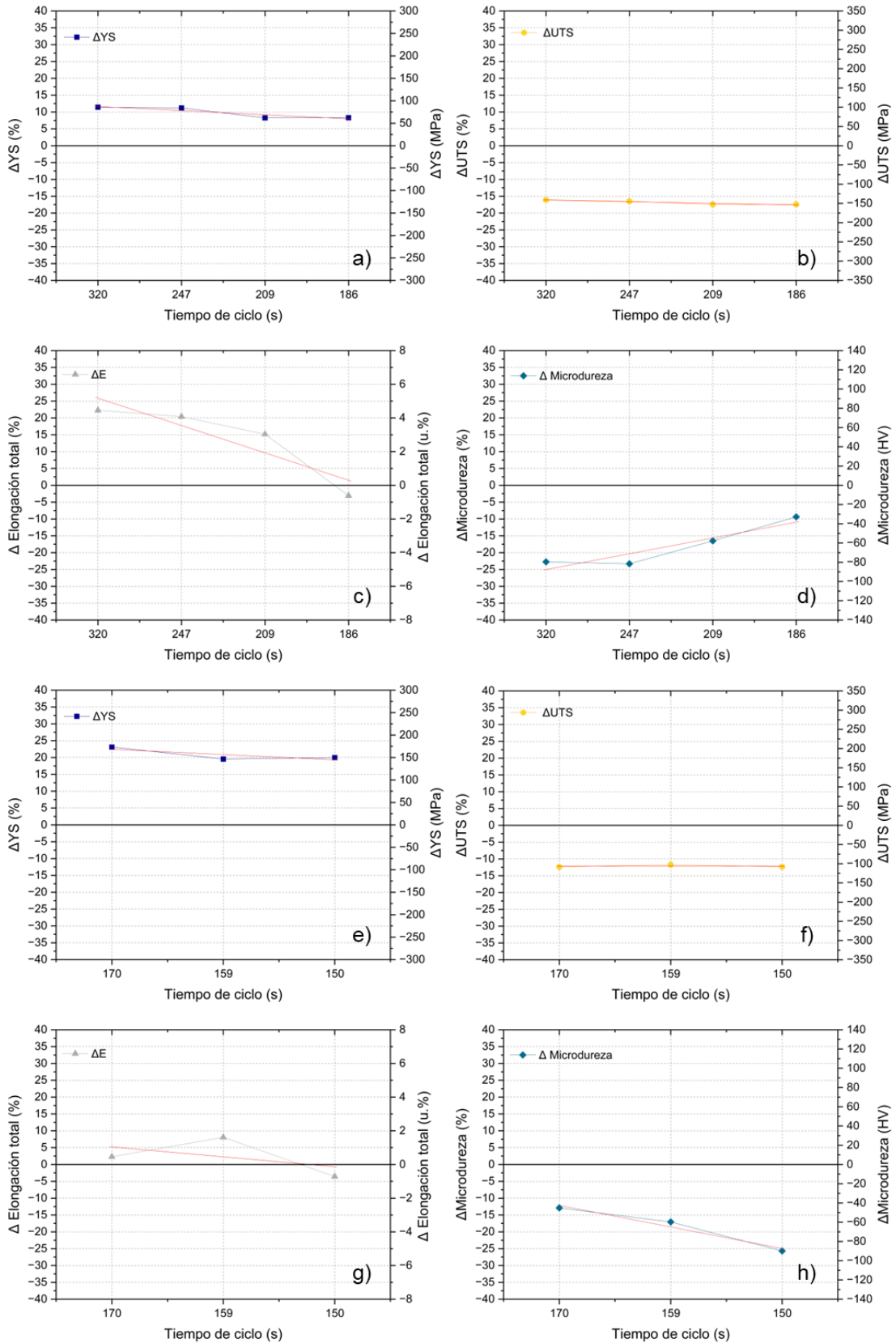
La UTS (Figura 34) mantiene un decremento en comparación del material laminado en caliente, para los siete tiempos de ciclo, el promedio es 865 MPa y una diferencia que va en decremento de -117 MPa a -180 MPa, representativo a -12% al -17%.

En los tiempos de ciclo mayor el promedio es de 855 MPa y un decremento del -17% de UTS, en estos tiempos de ciclo se encuentra una mayor estabilidad, pero el mayor decremento a esta temperatura. La disminución de la UTS puede atribuirse a la difusión de átomos de carbono, como lo menciona los autores Oskario, Emmy y colaboradores [74, 75]. y a las modificaciones microestructurales donde observábamos una disminución en el constituyente MA que puede actuar directamente en el decremento de la UTS.

A tiempos de ciclo menor el promedio es de 877 MPa y un decremento del -12%, lo cual puede atribuirse a la menor afectación microestructural del material por la baja temperatura y menor tiempo de ciclo como se menciona también a las temperaturas de 550 °C y 600 °C. En la Figura 41, para los tiempos de ciclo menores no se observa un cambio microestructural en la composición de constituyentes, solo un ligero aumento en el tamaño de grano y disminución en constituyentes MA y QF, como se mencionaba anteriormente.

El decremento en la UTS y microdureza puede ser afectado por modificaciones microestructurales como puede ser el aumento en el tamaño de grano en la microestructura, el efecto de revenido del material donde se tiene un intercambio en resistencia por ductilidad como lo mencionan los autores Karl-Erik Thelning, A. Bohórquez y colaboradores [27, 28, 33], lo que se mencionaba anteriormente de la difusión de átomos de carbono y a las modificaciones microestructurales donde observábamos una disminución en el constituyente MA.





**Figura 34.** Diferencial laminado en caliente y después del ciclo térmico a temperatura de 650 °C a) ΔYS alto tiempo de ciclo, b) ΔUTS alto tiempo de ciclo, c) ΔElongación alto tiempo de ciclo, d) ΔMicrodureza alto tiempo de ciclo, e) ΔYS bajo tiempo de ciclo, f) ΔUTS bajo tiempo de ciclo, g) ΔElongación bajo tiempo de ciclo y h) ΔMicrodureza a bajo tiempo de ciclo.

A una temperatura de 700 °C, para las siete líneas se mantiene un incremento de YS (Figura 35), el promedio es de 777 MPa, y un diferencial que varía de 25 MPa a 96 MPa representativo a un 3% hasta el 14%.

En tiempos de ciclo mayor el promedio en YS, es de 773 MPa, con un aumento 3% al 11%, en comparación de las temperaturas anteriores y a mayores tiempos de ciclo, la línea de tendencia en la Figura 35 a) se encuentra en aumento, los valores de YS son los más cercanos en comparación del material laminado en caliente. Como habíamos comentado en los ciclos anteriores, los constituyentes enriquecidos en carbono como la BF y MA pueden generar un mecanismo de endurecimiento por envejecimiento y aumentar la YS. En la microestructura observábamos una modificación mayor de constituyentes en comparación de las temperaturas de 550 °C a 650 °C. En la Figura 42 del material laminado en caliente, podemos observar constituyentes como QF, GF, AF, BF y constituyentes como MA y después del calentamiento a tiempo de ciclo mayores se tiene mayor presencia en constituyentes como AF, GF y menor cantidad de QF como también de MA.

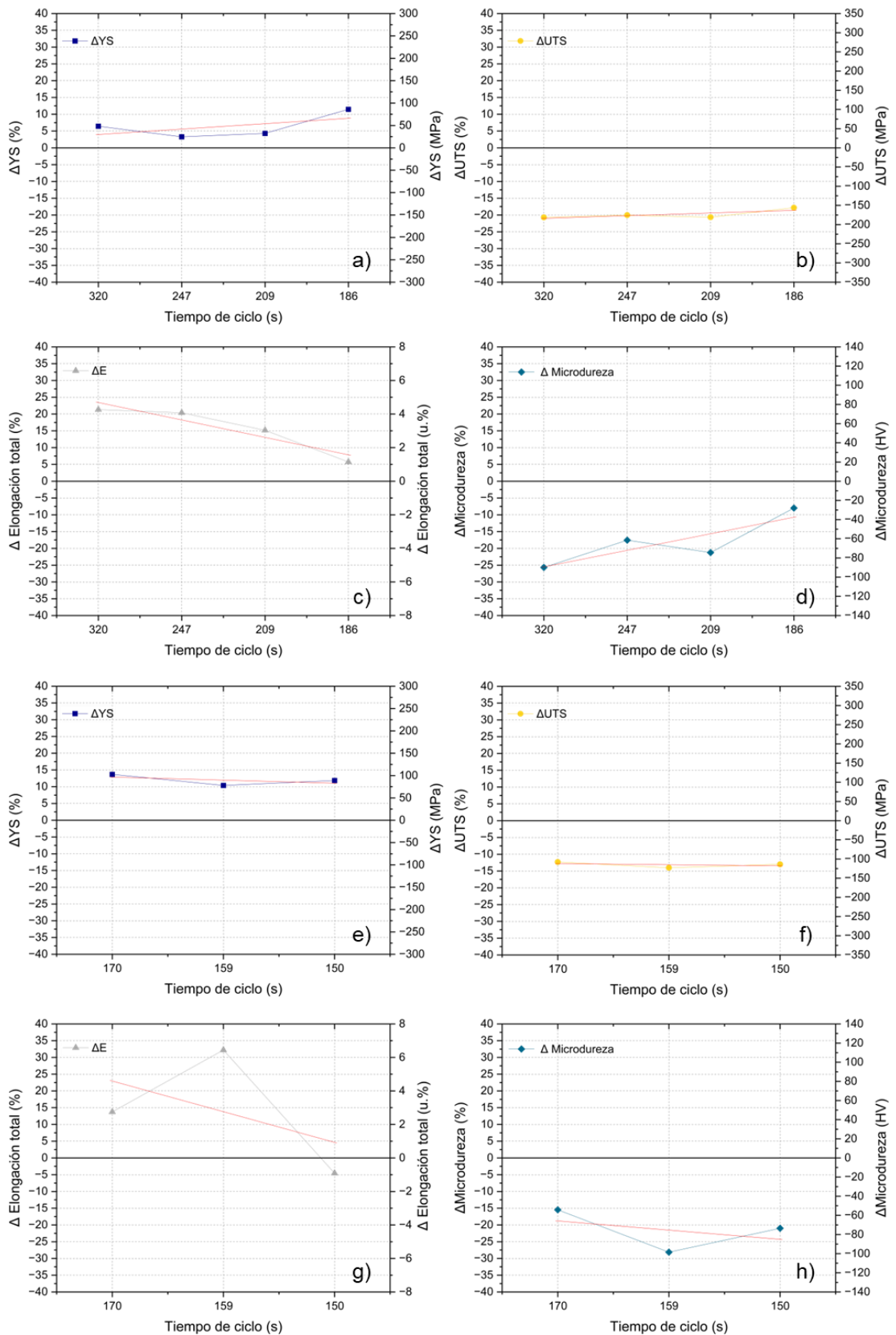
Similar que a temperaturas anteriores el mayor incremento en la YS se encuentra a tiempos de ciclo menores, el promedio es 783 MPa con un incremento en porcentaje del 10% al 14%. A diferencia de las temperaturas de 550 °C a 650 °C en tiempos de ciclo menor, aquí es donde se encuentra mayor estabilidad como lo podemos observar en la Figura 35 e). Las modificaciones microestructurales están con un aumento en constituyentes como AF, GF y QF con una disminución menor en constituyentes como BF y MA.

Los cambios en el límite elástico durante el ciclo térmico fueron complejos, ya que el límite elástico aumentó en temperaturas menores (550 °C a 650 °C) y luego disminuyó a medida que aumentaba la temperatura en este caso a 700 °C. Estos resultados se atribuyen a una serie de factores que incluyen la segregación de carbono en dislocaciones, la transición de un comportamiento de fluencia continuo a discontinuo y el alivio de las tensiones residuales como lo mencionan Speich en su estudio [70].

La UTS (Figura 35) mantiene un decremento en comparación del material laminado en caliente, para las siete líneas de velocidad, el promedio es 840 MPa y una diferencia que va en decremento de -122 MPa a -213 MPa, representativo de -12% al -21%.

En los tiempos de ciclo mayor el promedio es de 819 MPa y un decremento del -18% al -21% de UTS, en estos tiempos de ciclo la tendencia también se encuentra en incremento, conforme disminuye el tiempo de ciclo disminuye el diferencial con relación al material laminado en caliente. La disminución de la UTS puede atribuirse a la difusión de átomos de carbono, como lo menciona los autores Oskario, Emmy y colaboradores [74, 75], y a las modificaciones microestructurales donde observábamos una disminución en el constituyente MA que pueden ser un constituyente que influya en el decremento de la UTS y dureza como lo comenta diferentes autores que mencionan que los MA pueden incrementar la UTS [34, 37, 38]. El decremento en la UTS y microdureza puede ser afectado por modificaciones microestructurales como el aumento en el tamaño de grano en la microestructura, el efecto de revenido del material donde se tiene un intercambio en resistencia por ductilidad como lo mencionan los autores Karl-Erik Thelning, A. Bohórquez y colaboradores [27, 28, 33], lo que se mencionaba anteriormente de la difusión de átomos de carbono y a las modificaciones microestructurales donde observábamos una disminución en el constituyente MA.

A tiempos de ciclo menor el promedio es de 867 MPa y un decremento de -12% al -14%, lo cual puede atribuirse a la menor afectación microestructural del material al menor tiempo de ciclo como se menciona también a las temperaturas de 550 °C a 650 °C. En la Figura 42, para los tiempos de ciclo menores no se observa un cambio microestructural en la composición de constituyentes, solo un ligero aumento en el tamaño de grano y disminución en constituyentes MA y BF, como se mencionaba anteriormente. De igual manera puede tener una pequeña influencia el tamaño de grano, como observamos en la Figura 44 se tiene un incremento aproximado de 1.0  $\mu\text{m}^2$  a 1.85  $\mu\text{m}^2$  que va del 29% al 44% del diferencial.



**Figura 35.** Diferencial laminado en caliente y después del ciclo térmico a temperatura de 700 °C a) ΔYS alto tiempo de ciclo, b) ΔUTS alto tiempo de ciclo, c) ΔElongación alto tiempo de ciclo, d) ΔMicrodureza alto tiempo de ciclo, e) ΔYS bajo tiempo de ciclo, f) ΔUTS bajo tiempo de ciclo, g) ΔElongación bajo tiempo de ciclo y h) ΔMicrodureza a bajo tiempo de ciclo.

A una temperatura de 750 °C, para los siete tiempos de ciclo se mantiene un incremento de YS (Figura 36), el promedio es de 828 MPa, y un diferencial que varía de 28 MPa a 240 MPa, representativo a un 4% hasta el 34%. A esta temperatura es donde se encuentra mayor variación en las propiedades mecánicas con respecto a los tiempos de ciclo.

En tiempos de ciclo mayor el promedio en YS, es de 837 MPa, con un aumento 8% al 22% la curva de tendencia es en incremento, mientras que a tiempo de ciclo menor el promedio de YS es de 816 MPa, con un aumento 4% al 34% y una línea de tendencia en decremento, esto es explicado por los cambios microestructurales que explicaremos a continuación.

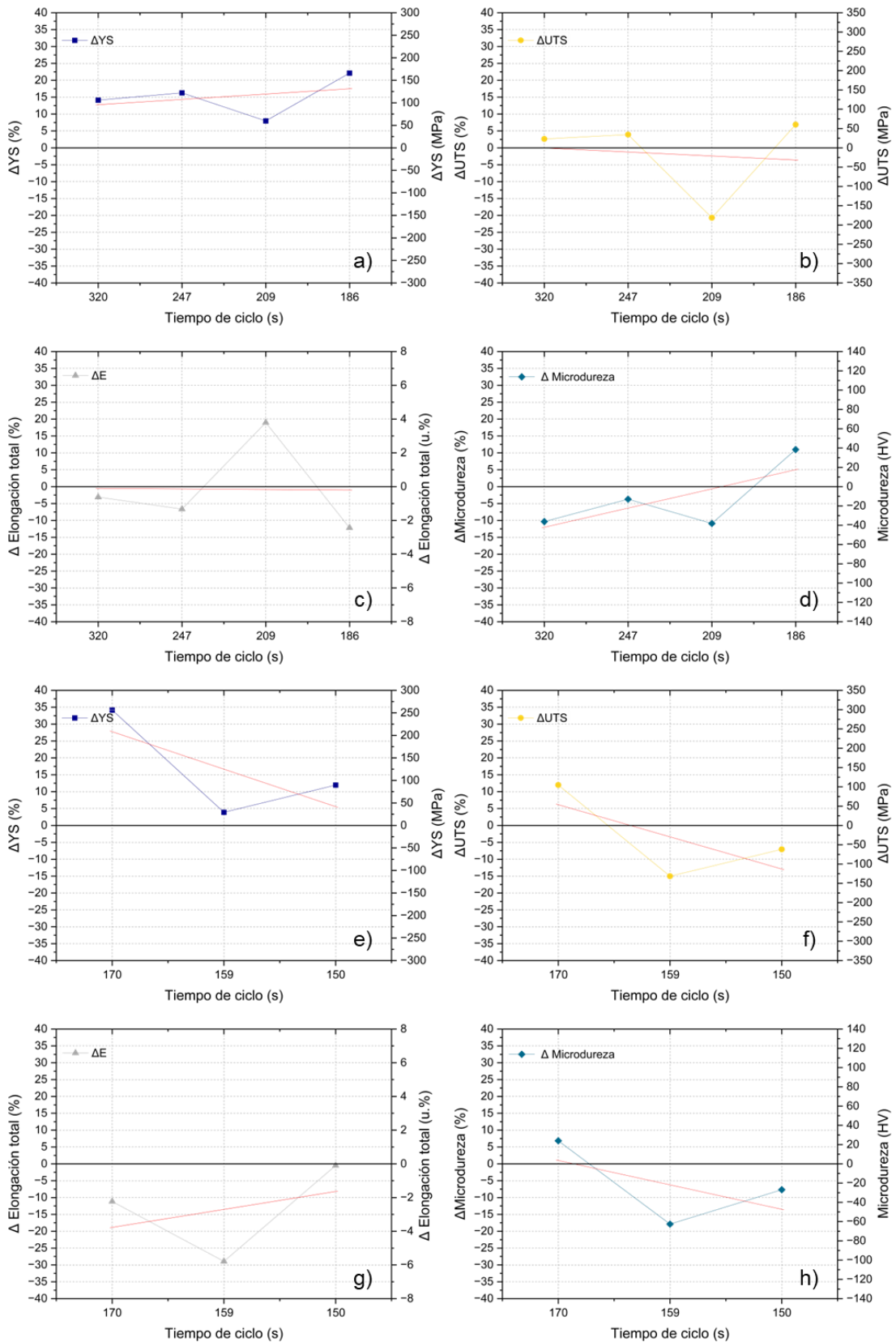
Para el caso de la UTS (Figura 36) se tiene una variación, los tiempos de ciclo mayor tiene un incremento, mientras que en los tiempos de ciclo menor tiene un decremento, para las siete líneas de velocidad el promedio es 986 MPa y una diferencia que varía de 120 MPa a -213 MPa, representativo de 12% al - 21%.

En tiempos de ciclo mayor el promedio en UTS, es de 1003 MPa, con un aumento -21% al 7%, mientras que a tiempo de ciclo menor el promedio de UTS es de 965 MPa, con un aumento -15% al 12% y una línea de tendencia en decremento. A esta temperatura podríamos tener inicios de transformación austenítica como se mencionó en la Tabla 6 y Figura 28, al enfriarse transformar a fases ferríticas o constituyentes como bainita o genera MA, en función de la velocidad de ciclo.

La caracterización microestructural antes del tratamiento térmico presenta constituyentes con mayor presencia de QF, GF, AF y constituyentes como pequeñas islas de MA, para los tiempos de ciclo 320 s, 247 s y 209 s tiene una modificación de la microestructura en fases como AF, GF y un aumento en el constituyente de MA. Para tiempos de ciclo 186 y 170 s se tiene fases dominantes de QF, GF, AF y constituyentes como MA en mayor cantidad y tamaño. En los últimos tiempos de ciclo de 159 s y 150 s se tiene cambio en la microestructura donde observamos fases como AF, GF, QF similar al material laminado en caliente, pero se observa en mayor cantidad el

constituyente de BF y en menor cantidad MA, que podría explicar la disminución de la UTS a esos tiempos de ciclo.

Como se ha mencionado las propiedades mecánicas puede ser afectadas por diferentes mecanismos de endurecimiento como lo son; endurecimiento por envejecimiento que se encuentra presente en todas las temperaturas con el aumento en YS, el refinamiento de grano, en este caso presenta una disminución en el tamaño de grano, que podemos observar en la Figura 44, conforme disminuye el tiempo de ciclo se tiene mayor decremento en el tamaño de grano, la variación es de  $0.87 \text{ um}^2$  a  $-1.33 \text{ um}^2$  que va de 19% a -44% del diferencial. Las segundas fases y los constituyentes con mayor dureza como los MA que presentaba a los primeros tiempos de ciclo (320 s, 247 s, 186 s y 170 s) o la formación de constituyentes más blandos como BF que observábamos para los tiempos de ciclo (159 s y 150 s), como también el aumento de precipitados finos distribuidos por la matriz influyen.



**Figura 36.** Diferencial laminado en caliente y después del ciclo térmico a temperatura de 750 °C a) ΔYS alto tiempo de ciclo, b) ΔUTS alto tiempo de ciclo, c) Δ Elongación alto tiempo de ciclo, d) Δ Microdureza alto tiempo de ciclo, e) ΔYS bajo tiempo de ciclo, f) ΔUTS bajo tiempo de ciclo, g) Δ Elongación bajo tiempo de ciclo y h) Δ Microdureza a bajo tiempo de ciclo.

### 4.3 MICRODUREZA

En la Figura 37 se presenta por medio de un gráfico de caja los valores de las doce huellas de microdureza, del lado izquierdo se tiene el material laminado en caliente con una nomenclatura de n.1, y del lado derecho con nomenclatura n.2 los valores después del ciclo térmico utilizado, por medio de colores y figuras se representa diferentes tiempos de ciclo, el gráfico de cajas muestra la desviación presente en las 12 huellas de microdureza.

En el lado izquierdo donde se encuentra los gráficos del material laminado en caliente se puede observar una gran variación en el valor promedio de microdureza que es de 341 HV (Valor mínimo es de 288 HV y valor máximo de 395 HV) y desviaciones estándar en un rango de 29.8 a 4, que esto es posible por el procesamiento con el cual fue fabricado y por ser un acero con diferentes constituyentes.

Después del ciclo térmico a temperaturas de 550 °C a 700 °C, en los primeros cuatro tiempos de ciclo (320 s, 247 s, 209 s y 186 s), cuenta con un promedio de microdureza similar aproximado a 279 HV (valor mínimo de 270 HV y valor máximo 287 HV) y desviaciones estándar en un rango de 3 a 7. El cual es un promedio mucho menor al material laminado en caliente, pero con una desviación estándar mucho menor.

A 750 °C en todas las velocidades se encuentran en un incremento en los valores de microdureza de las temperaturas inferiores (550 °C a 700 °C) el promedio 319 HV (Valor mínimo es de 309 HV y valor máximo de 341 HV) y su desviación estándar se encuentra en un rango de 5 a 11.

Las temperaturas de 550 °C a 700 °C tienen tendencias similares, conforme aumenta la velocidad incrementa la microdureza, mientras que, para 750 °C se tiene un incremento en los valores de microdureza, pero la tendencia se mantiene lineal.

A temperatura de 550 °C los mayores tiempos de ciclo se encuentra en promedio 281 HV (valor mínimo es 278 HV y valor máximo 285 HV), con una desviación estándar de 4 a 7, para los de menor tiempo de ciclo se encuentra en un promedio de 310 HV (valor mínimo de 295 HV y valor



máximo 323 HV), con un rango de desviación estándar de 5 a 10. En apartados anteriores se mencionaba este comportamiento, en donde a mayor tiempo de ciclo se mantenía relativamente constante y a menor tiempo de ciclo mostraba un menor diferencial en relación con el material laminado en caliente, pero con una mayor variación entre tiempos de ciclo.

A una temperatura de 600 °C en tiempo de ciclo mayores se tiene en promedio de 281 HV (valor mínimo de 277 HV y valor máximo 287 HV), con una desviación estándar de 4 a 7, el promedio y desviación es similar a la temperatura de 550 °C. En tiempos de ciclo menores el promedio de los valores de microdureza es de 305 HV (valor mínimo de 283 HV y valor máximo 322 HV) y una desviación de 7 a 16.

A temperatura de 650 °C para los tiempos de ciclo mayores se tiene un promedio 280 HV (valor mínimo de 273 HV y valor máximo 287 HV), con una desviación estándar de 4 a 7, mismo comentario muy similar a los valores de la temperatura de 550 a 600 °C, para los tiempos de ciclo menores se encuentra en un promedio de 295 HV (valor mínimo de 285 HV y valor máximo 303 HV), con un rango de desviación estándar de 7 a 9.

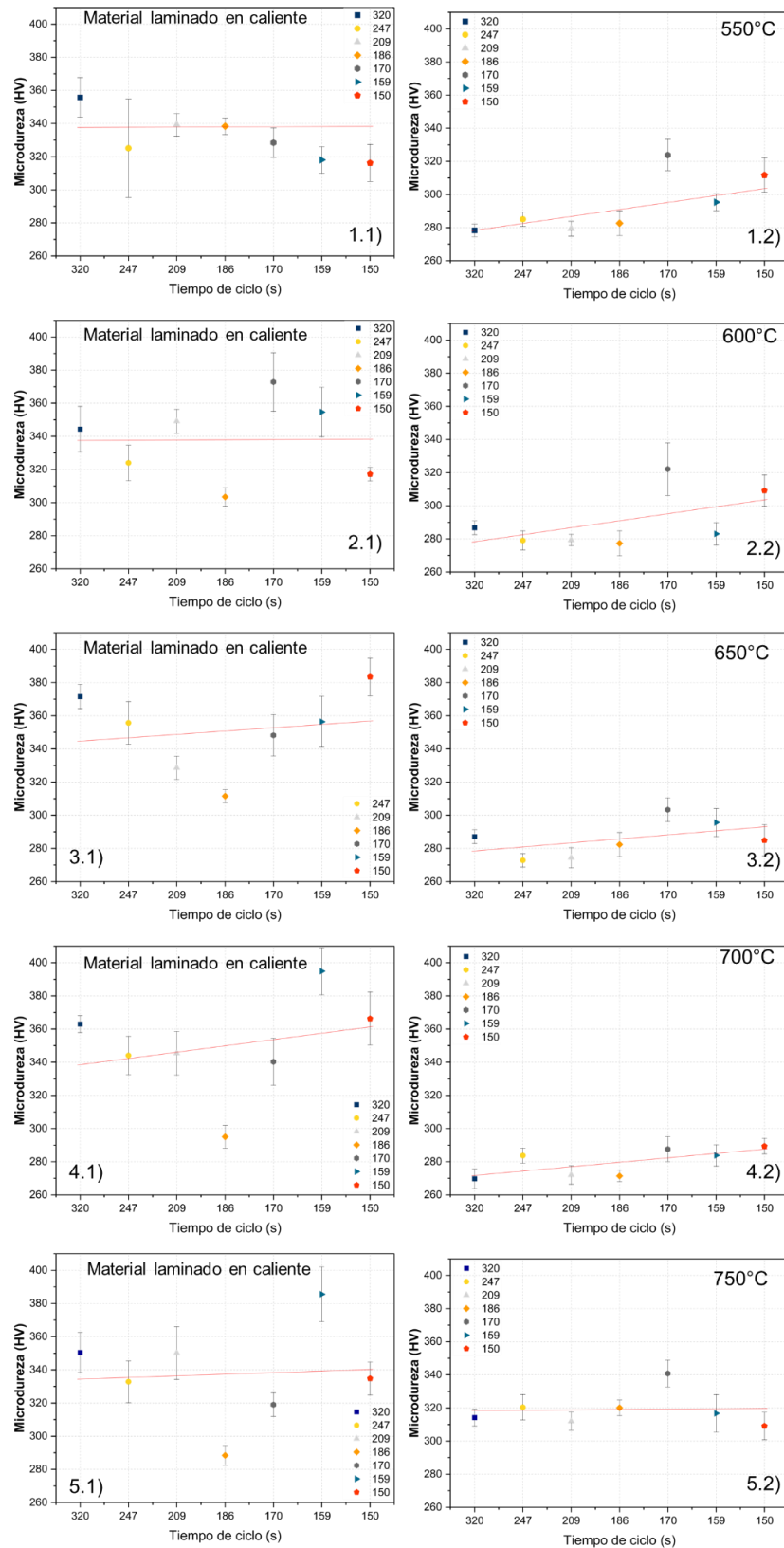
A temperatura de 700 °C para los tiempos de ciclo mayores se encuentra en promedio 275 HV (valor mínimo de 270 HV y valor máximo 284 HV), con una desviación estándar de 4 a 6, para los tiempos de ciclo menores se encuentra en un promedio de 287 HV (valor mínimo de 284 HV y valor máximo 290 HV), con un rango de desviación estándar de 5 a 8.

Los tiempos de ciclo mayores a las temperaturas de 550 °C hasta 700 °C, tienen mayor estabilidad en relación con los tiempos de ciclo, como en desviación estándar entre los valores de microdureza. Esto puede a que mantienen una microestructura similar al material laminado en caliente, pero con una menor desorientación entre granos, efecto del ciclo térmico. Mientras que para tiempos de ciclos menores se muestra un pequeño incremento en comparación de los tiempos de ciclo mayores.

A temperatura de 750 °C para tiempo de ciclo mayores se encuentra en promedio 317 HV (valor mínimo de 312 HV y valor máximo 320

HV), con una desviación estándar de 5 a 8, para los tiempos de ciclo menores se encuentra en un promedio de 322 HV (valor mínimo de 309 HV y valor máximo 341 HV), con un rango de desviación estándar de 8 a 11.

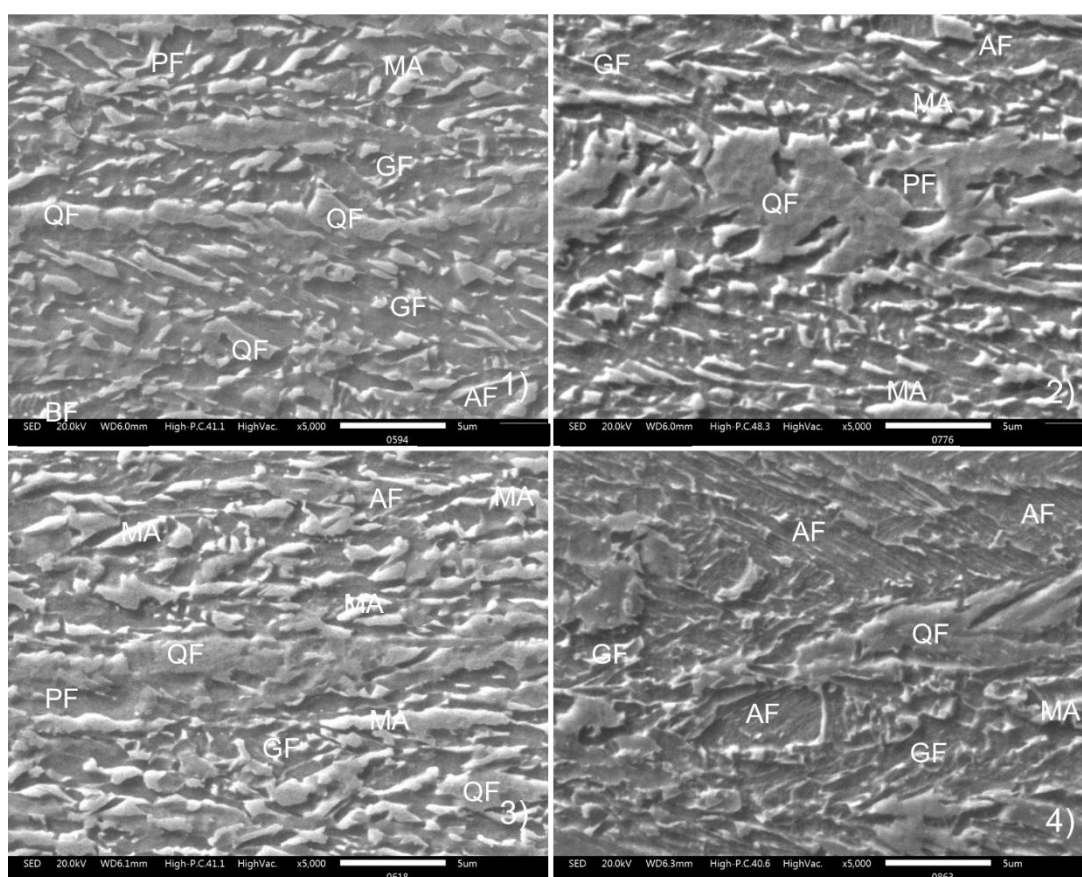
Esta temperatura se encuentra por arriba de la temperatura  $A_{e1}$  donde se puede tener cambios en la microestructura, refinamiento de grano, segundas fases y entre otros mecanismos endurecimiento.



**Figura 37.** 1.1) Valores de microdureza con su margen de error del material laminado en caliente 1.2) después del ciclo térmico a 550 °C, 2.1) Valores de microdureza con su margen de error del material laminado en caliente 2.2) después del ciclo térmico a 600 °C, 3.1) Valores de microdureza con su margen de error del material laminado en caliente 3.2) después del ciclo térmico a 650 °C, 4.1) Valores de microdureza con su margen de error del material laminado en caliente 4.2) después del ciclo térmico a 700 °C y 5.1) Valores de microdureza con su margen de error del material laminado en caliente 5.2) después del ciclo térmico a 750 °C con relación a los tiempos de ciclo.

#### 4.4 CARACTERIZACIÓN POR SEM

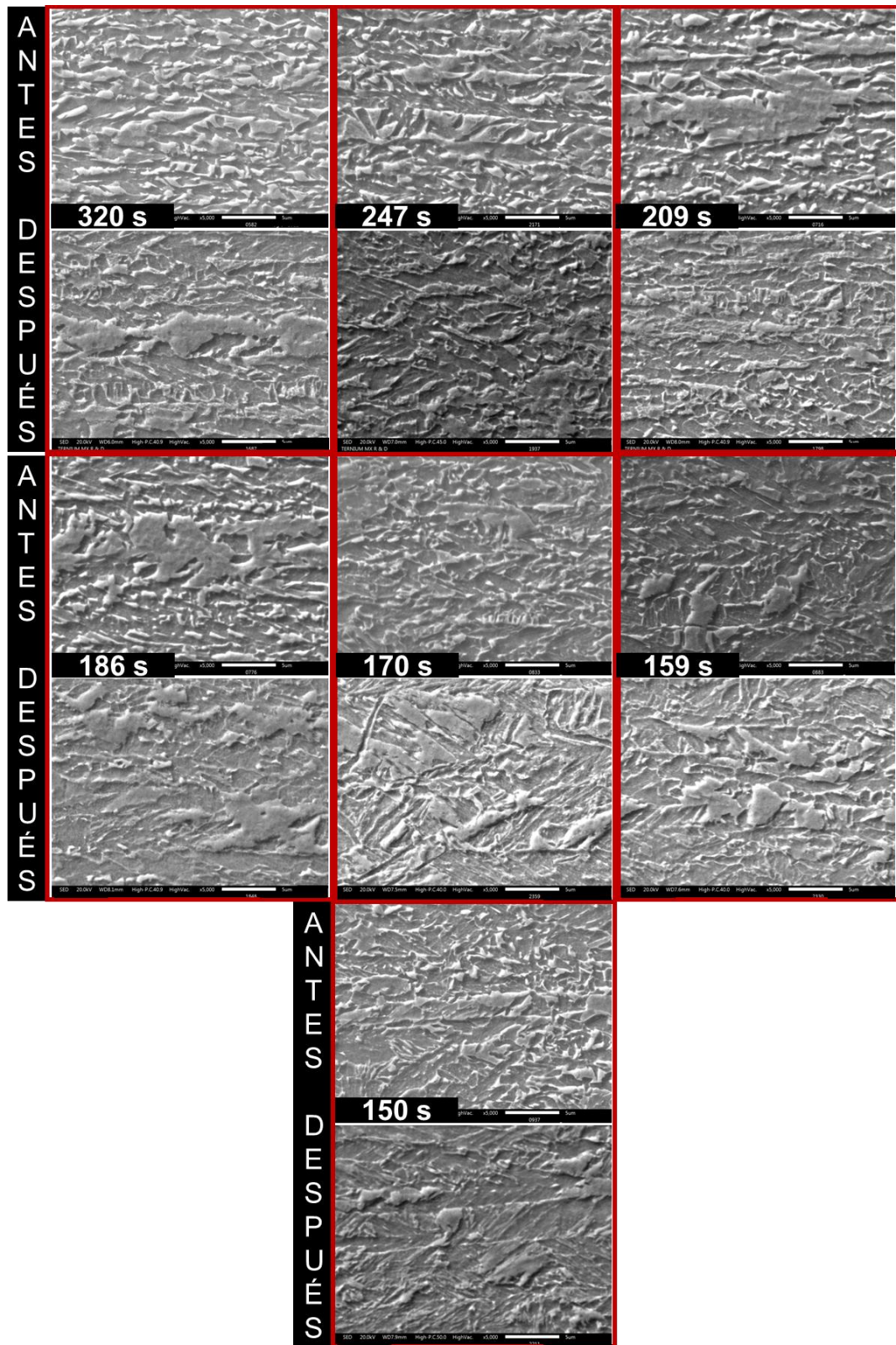
Se adopta la notación propuesta por la ISIJ Bainite Committee [76] que también fueron utilizados por los autores Gorka Larzabal, Nerea Isasti y colaboradores [9, 77, 78] para nombrar las distintas fases y constituyentes que componen las microestructuras presentadas en este trabajo. Las muestras del material laminado en caliente tienen una microestructura compuesta principalmente por PF, AF, QF, GF, BF y MA como lo podemos observar en la Figura 38, en donde se encuentra las microestructuras por medio de un Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) a 5KX aumentos, la 1) y 2) son tomas al inicio del rollo laminado en caliente mientras que en la 3) y 4) se encuentra al final.



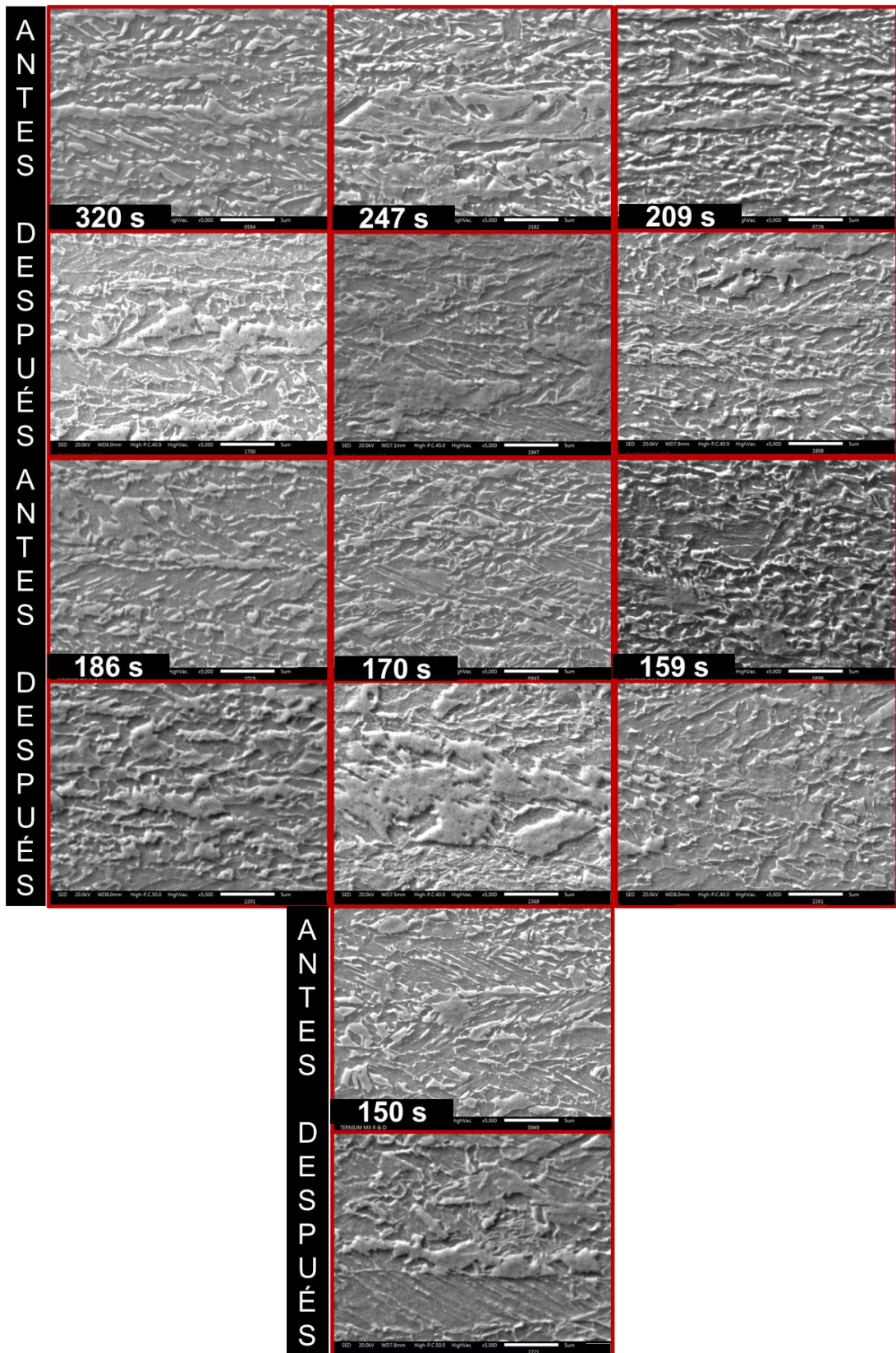
**Figura 38.** a) Primera toma de referencia representativa a la microestructura de acero CP laminado en caliente visto con un Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) JEOL IT-300LV. 1) Material laminado caliente muestra al inicio del rollo a 5KX y longitudinal, 2) Segunda toma de referencia representativa al material laminado caliente muestra al inicio del rollo a 5KX y longitudinal, 3) Tercera toma de referencia representativa al material laminado caliente muestra al fin del rollo a 5KX y longitudinal, 4) Cuarta toma representativa del material laminado caliente al fin del rollo a 5KX y longitudinal.

Se observa que una parte de la PF ha sido sustituida por constituyentes de carácter bainítico (QF, GF), además se comprueba un afinamiento en la

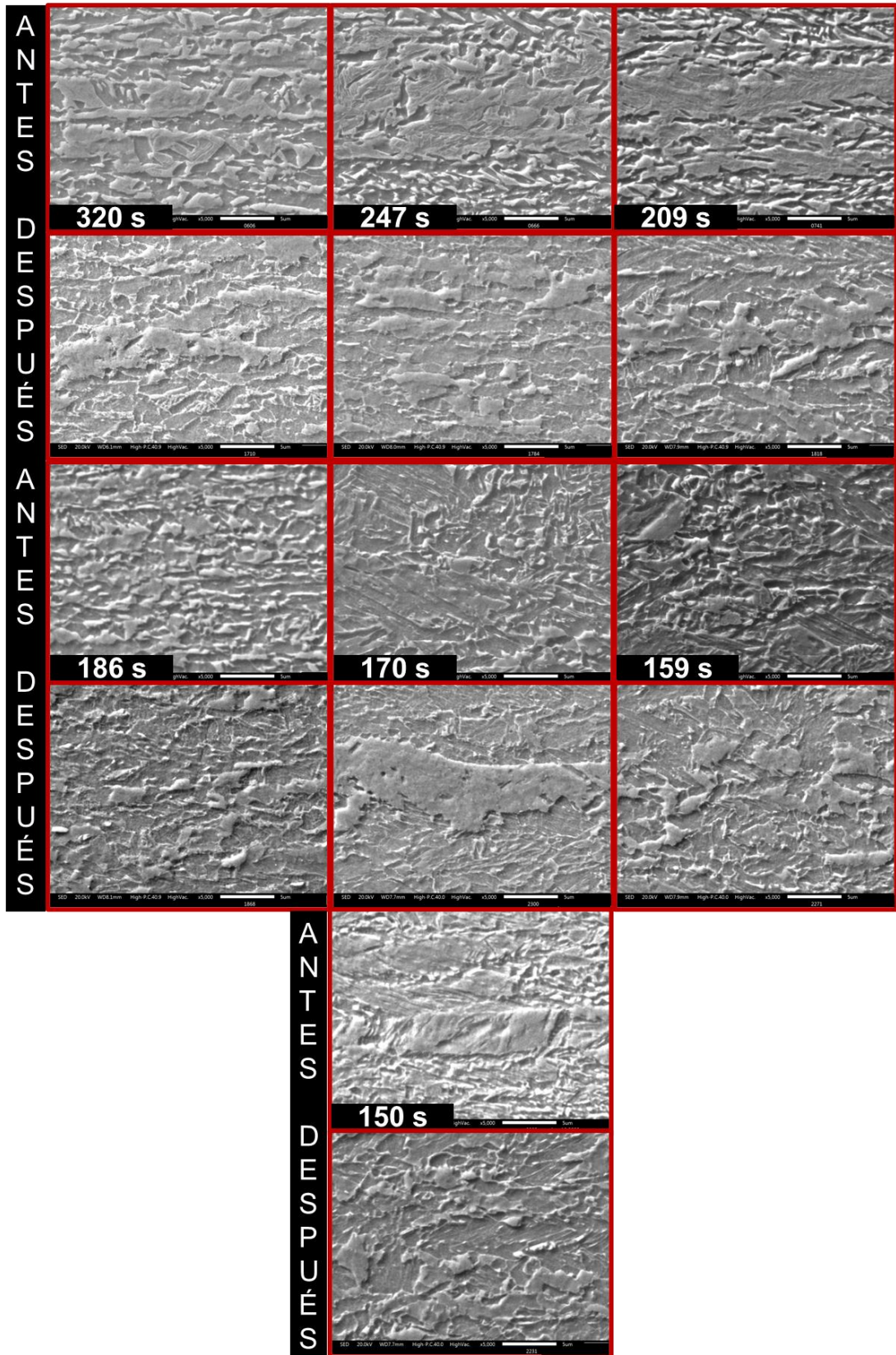
microestructura a 750 °C, como se muestra en la Figura 44, y un crecimiento del tamaño de grano para las temperaturas de 600 °C a 700 °C.



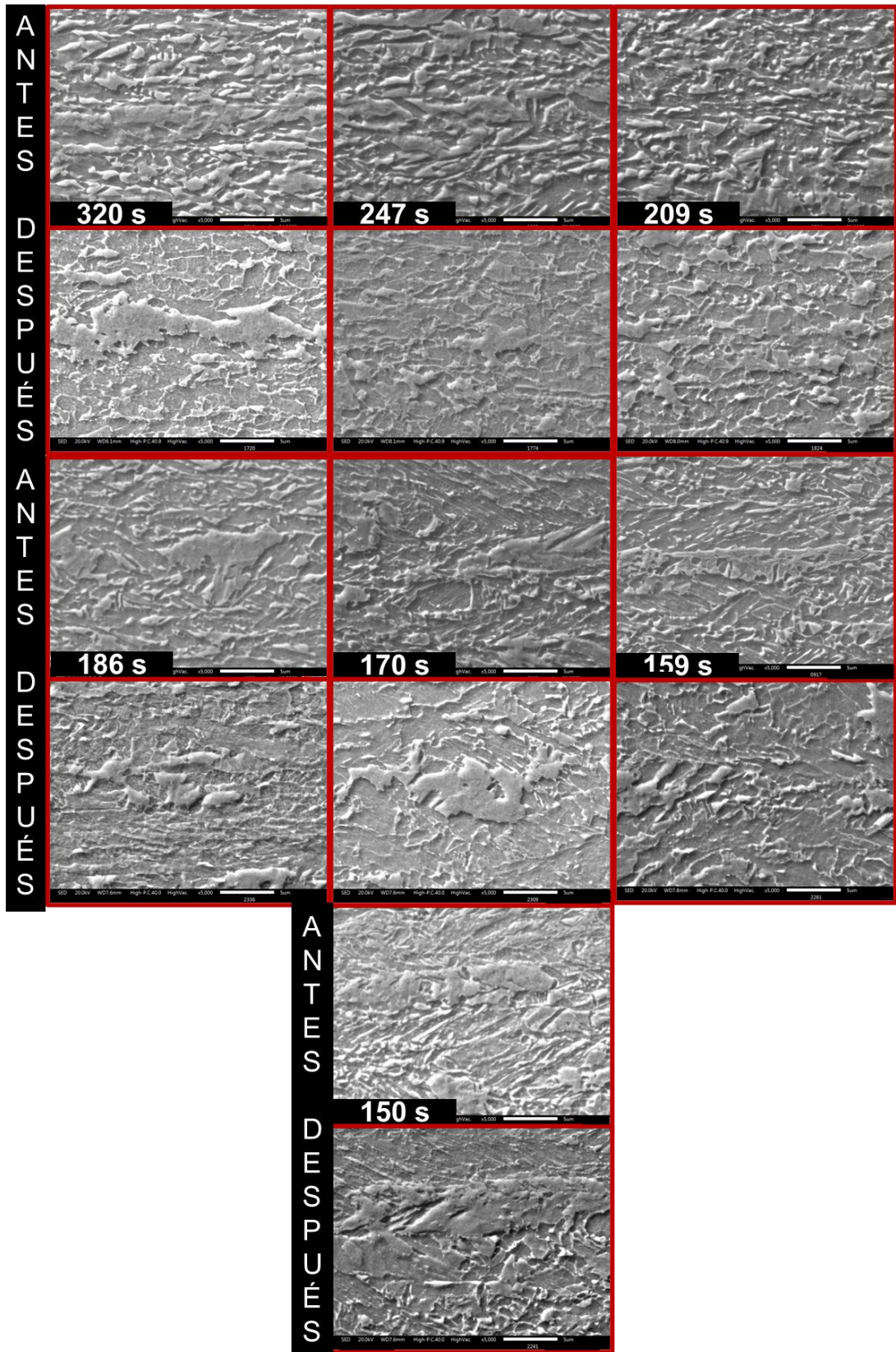
**Figura 39.** a) Microestructura de acero CP laminado en caliente y después de ser sometido a ciclo térmico a una temperatura de 550 °C, visto con un Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) JEOL IT-300LV.



**Figura 40.** a) Microestructura de acero CP laminado en caliente y después de ser sometido a ciclo térmico a una temperatura de 600 °C, visto con un Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) JEOL IT-300LV.

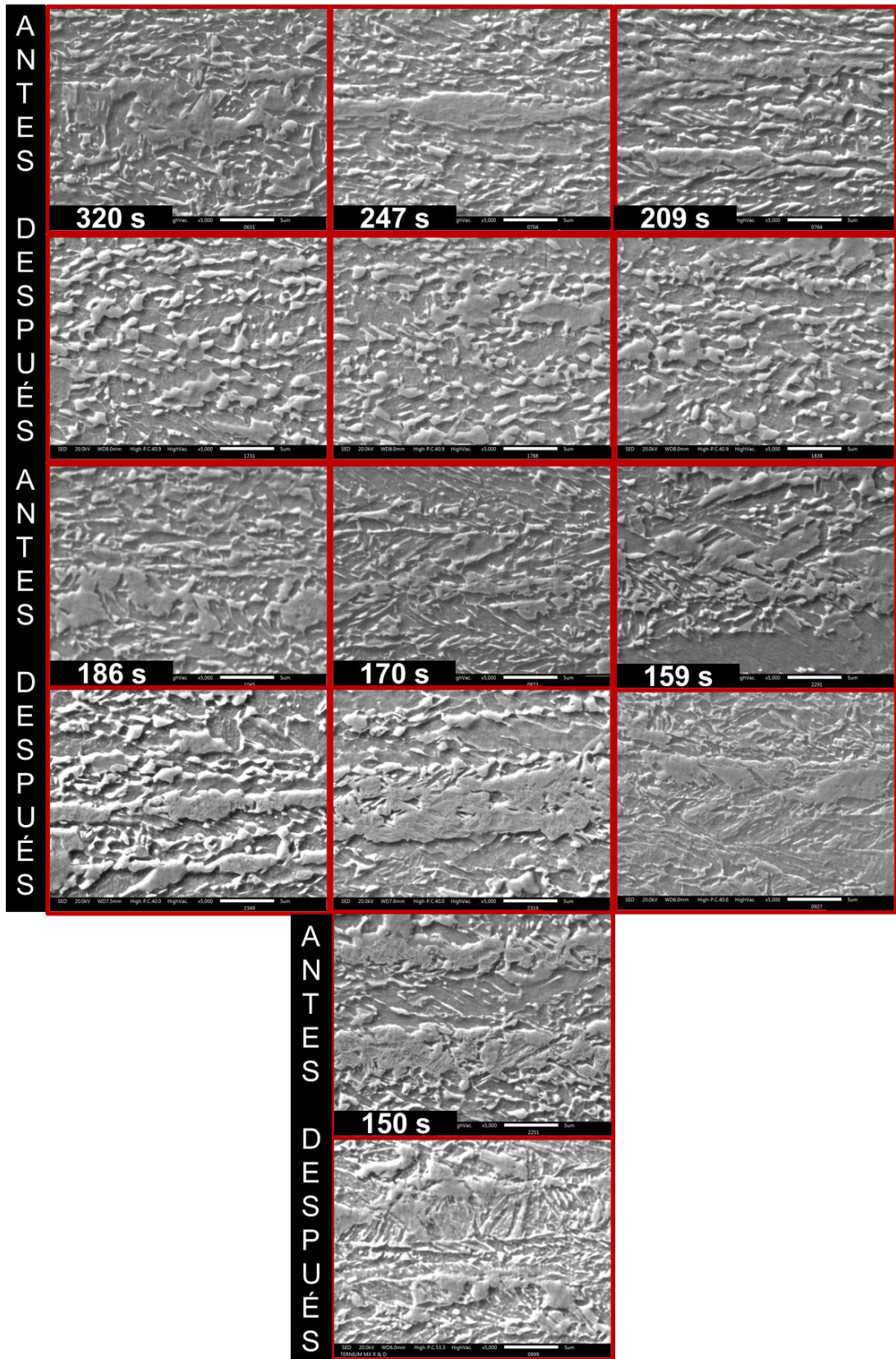


**Figura 41.** a) Microestructura de acero CP laminado en caliente y después de ser sometido a ciclo térmico a una temperatura de 650 °C, visto con un Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) JEOL IT-300LV.



**Figura 42.** a) Microestructura de acero CP laminado en caliente y después de ser sometido a ciclo térmico a una temperatura de 700 °C, visto con un Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) JEOL IT-300LV.





**Figura 43.** a) Microestructura de acero CP laminado en caliente y después de ser sometido a ciclo térmico a una temperatura de 750 °C, visto con un Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) JEOL IT-300LV.

#### 4.4.1 CARACTERIZACIÓN POR EBSD

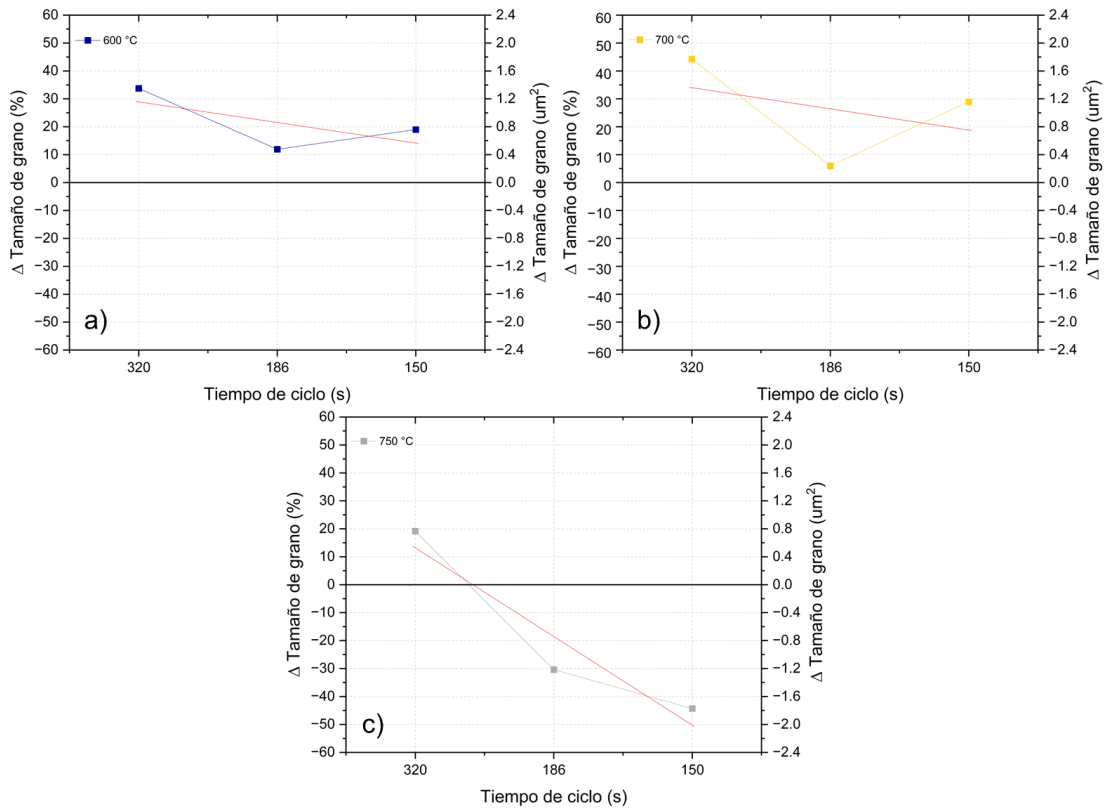
Las microestructuras por su complejidad requieren el uso de técnicas de caracterización más avanzadas, se utilizó la caracterización por EBSD para cuantificar las unidades cristalográficas de las distintas muestras, se tomaron como referencia a temperaturas de 600 °C, 700 °C y 750 °C, con tiempos de ciclo de 320 s, 186 s y 150 s, para obtener un panorama general de los 35 ciclos térmicos. En la Figura 44 y 45 se presenta el diferencial en porcentaje del material laminado en caliente y después del ciclo térmico, utilizando las ecuaciones 9 y 10 por medio de diferentes análisis que se describen más adelante.

$$\Delta \text{Tamaño de grano (\%)} = \frac{(TG_{\text{después de ciclo térmico}} - TG_{\text{material laminado en caliente}})}{TG_{\text{material laminado en caliente}}} \quad (9)$$

$$\Delta \text{Desorientación 1 al } 15^\circ (\%) = \frac{(DO_{\text{después de ciclo térmico}} - DO_{\text{material laminado en caliente}})}{DO_{\text{material laminado en caliente}}} \quad (10)$$

Las medidas de tamaño de grano (TG) es realizado por medio de caracterización por EBSD, y con el software EDAX OIM Analysis, para obtener de manera precisa, rápida y fiable el tamaño de grano para las estructuras complejas. Para ello se mide la orientación de cada punto y la compara con la orientación de los puntos vecinos, si la diferencia de la orientación es mayor a 15°, se determina límites de grano si es menor, determinara que pertenece a la misma unidad cristalográfica.

En la Figura 44 a) y b) observamos el comportamiento del tamaño de grano para temperaturas de 600 °C, 700 °C y 750 °C, los cuales son mayores en relación del material laminado en caliente, para el tiempo de ciclo 320 s es donde encontramos un mayor aumento en tamaño de grano y con la tendencia se determina que al disminuir el tiempo de ciclo el tamaño de grano es menor y se encuentra más cercano a los valores originales del material laminado en caliente. Mientras que a una temperatura de 750 °C la tendencia es similar dado que a menor tiempo de ciclo se presenta una disminución de tamaño de grano, pero en este caso el tamaño de grano para los tiempos de ciclo de 186 s y 150 s es menor al material laminado en caliente.



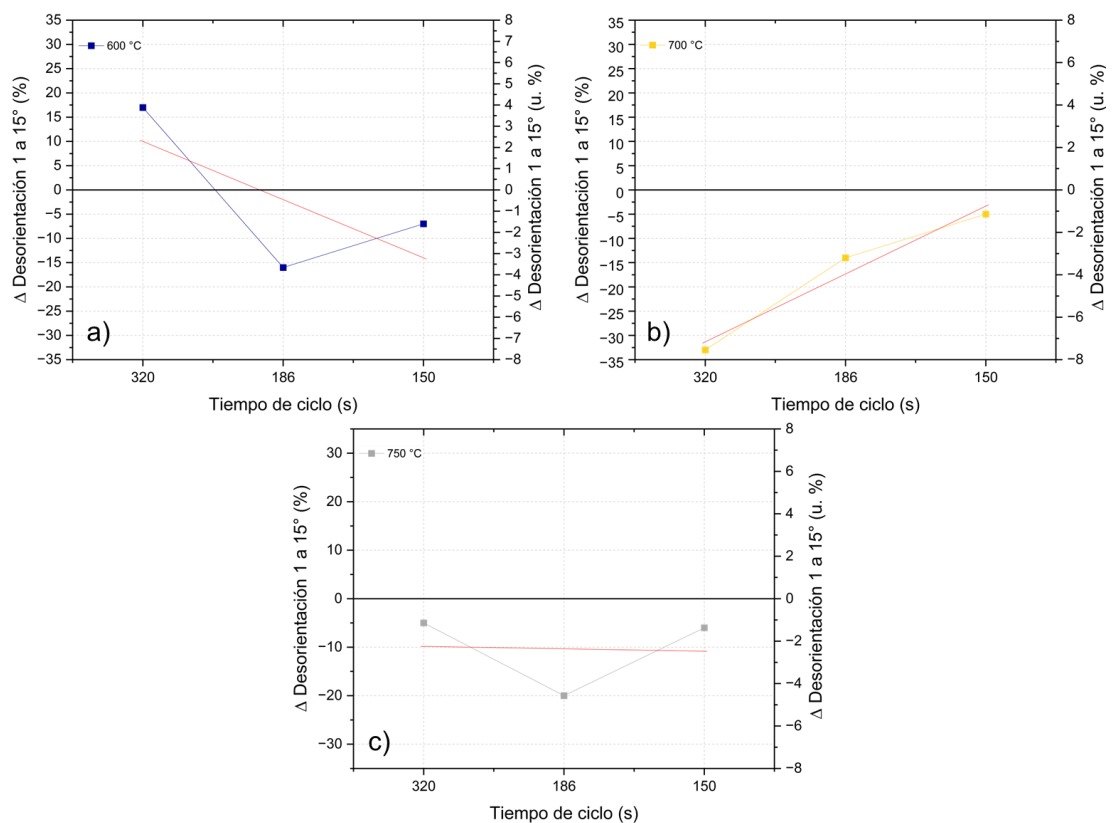
**Figura 44.** Tamaño de grano de la microestructura CP después del ciclo térmico a) Temperatura de 600 °C, b) Temperatura de 700 °C, c) Temperatura de 750 °C con relación a su tiempo de ciclo, visto con un Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) JEOL IT-300LV.

En la Figura 45 observamos una diferencia en las desorientaciones de bajo ángulo ( $1^\circ$  a  $15^\circ$ ) estos valores se obtuvieron por medio del software EDAX OIM Analysis del mapa GB como se observa en la Figuras 46 a la 54. Para cuantificar cada uno de los colores con relación a los ángulos de desorientación rojo ( $1^\circ$  a  $5^\circ$ ), verde ( $5^\circ$  a  $15^\circ$ ) y azul ( $> 15^\circ$ ) se utilizó el software de procesamiento digital con nombre Image J, que brinda diferentes opciones desde poner a escala una imagen, segmentación de colores, cuantificación de área y entre otros.

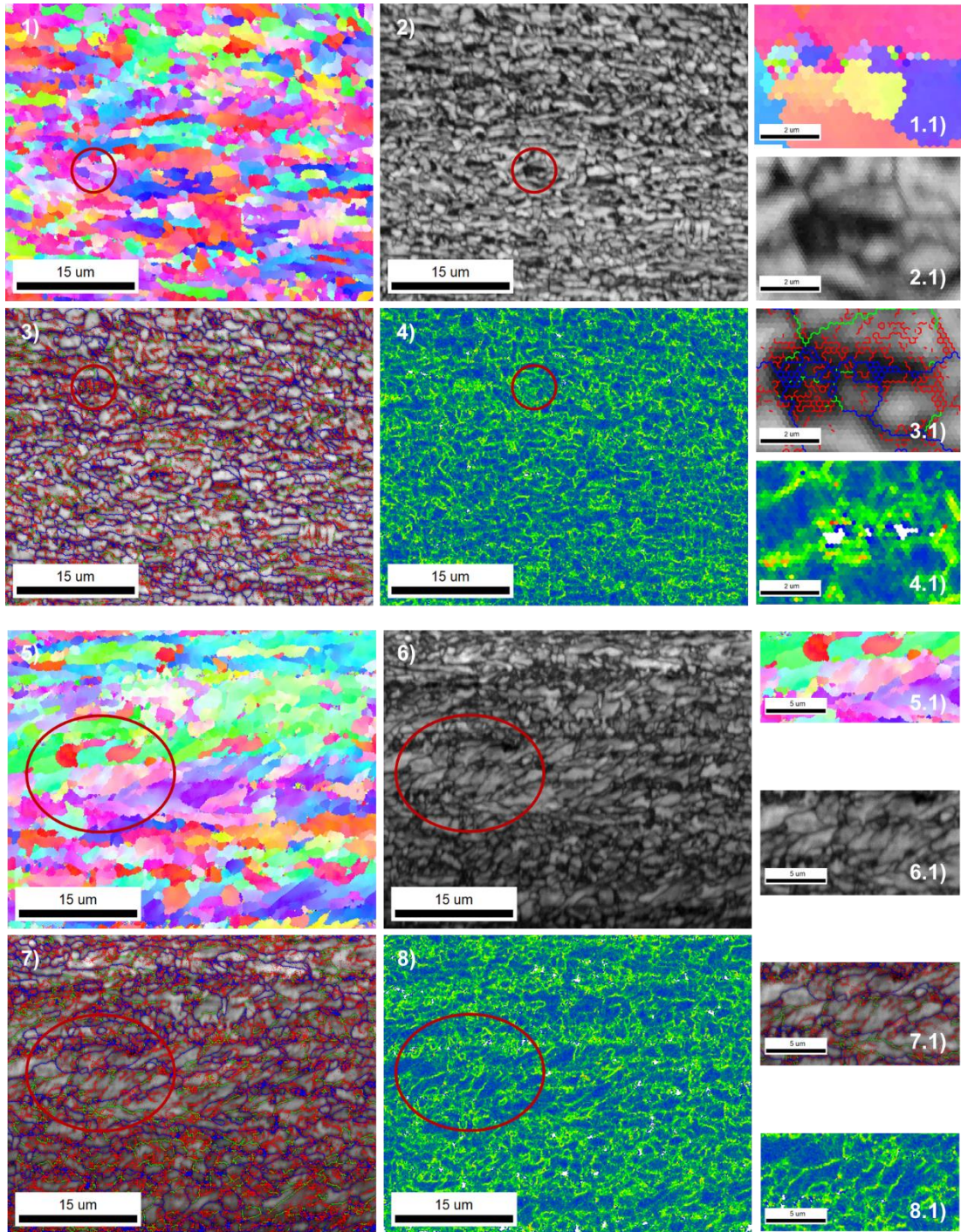
La opción utilizada fue “Color Threshold”, después de obtener los valores segmentados por escala de imagen utilizamos la ecuación 10 con la suma de los ángulos ( $1^\circ$  a  $15^\circ$ ) correspondientes al color rojo y verde. En la Figura 45 para la temperatura de 600 °C y 700 °C, con tiempos de ciclo de 186 s a 150 s muestra valores similares en la desorientación de bajo ángulo, pero a un tiempo de ciclo de 320 s tiene relación opuesta a las temperaturas de 600 °C y 700 °C, las desorientaciones de bajo ángulo aumentan a 600 °C

y a 700 °C presenta una disminución comparada al material laminado en caliente.

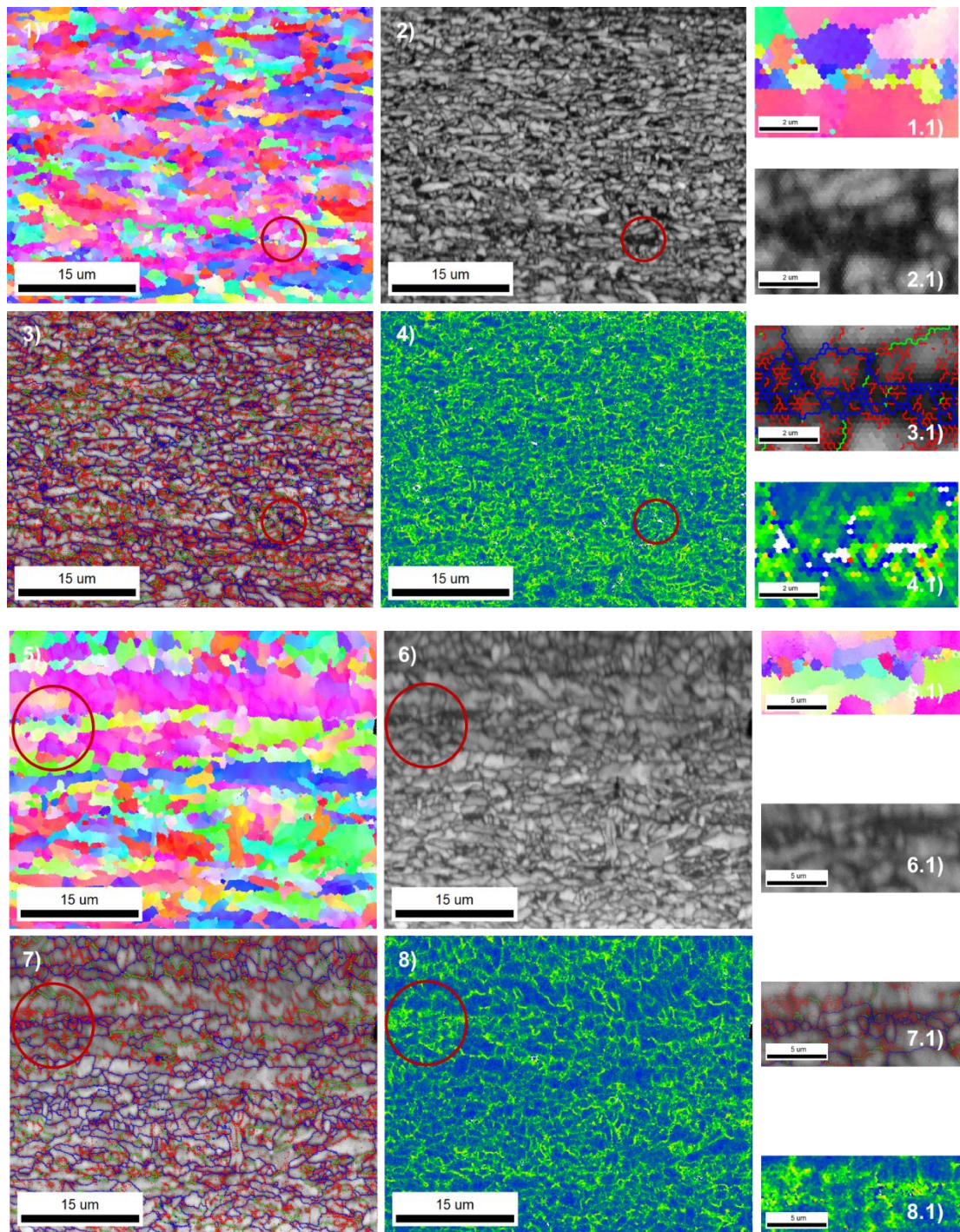
De manera microestructural observando la Figura 40, tenemos la microestructura del material laminado en caliente con compuesto de PF, AF, QF, MA y después de ciclo térmico (@ 600 °C y 320 s) se observa un incremento en tamaño de grano en las microestructuras presentes como lo son QF y GF a mayor escala, que son de alta densidad de dislocaciones, mientras que en la Figura 43 (@ 700 °C y 320 s) tenemos una microestructura después de ciclo térmico con mayor presencia en fases como PF y AF, que por lo menos PF son de forma más equiaxial y con menor densidad de dislocaciones. Este cambio puede ser atribuible por el aumento de temperatura y la cantidad de tiempo ciclo mayor y por esa manera tener un efecto contrario.



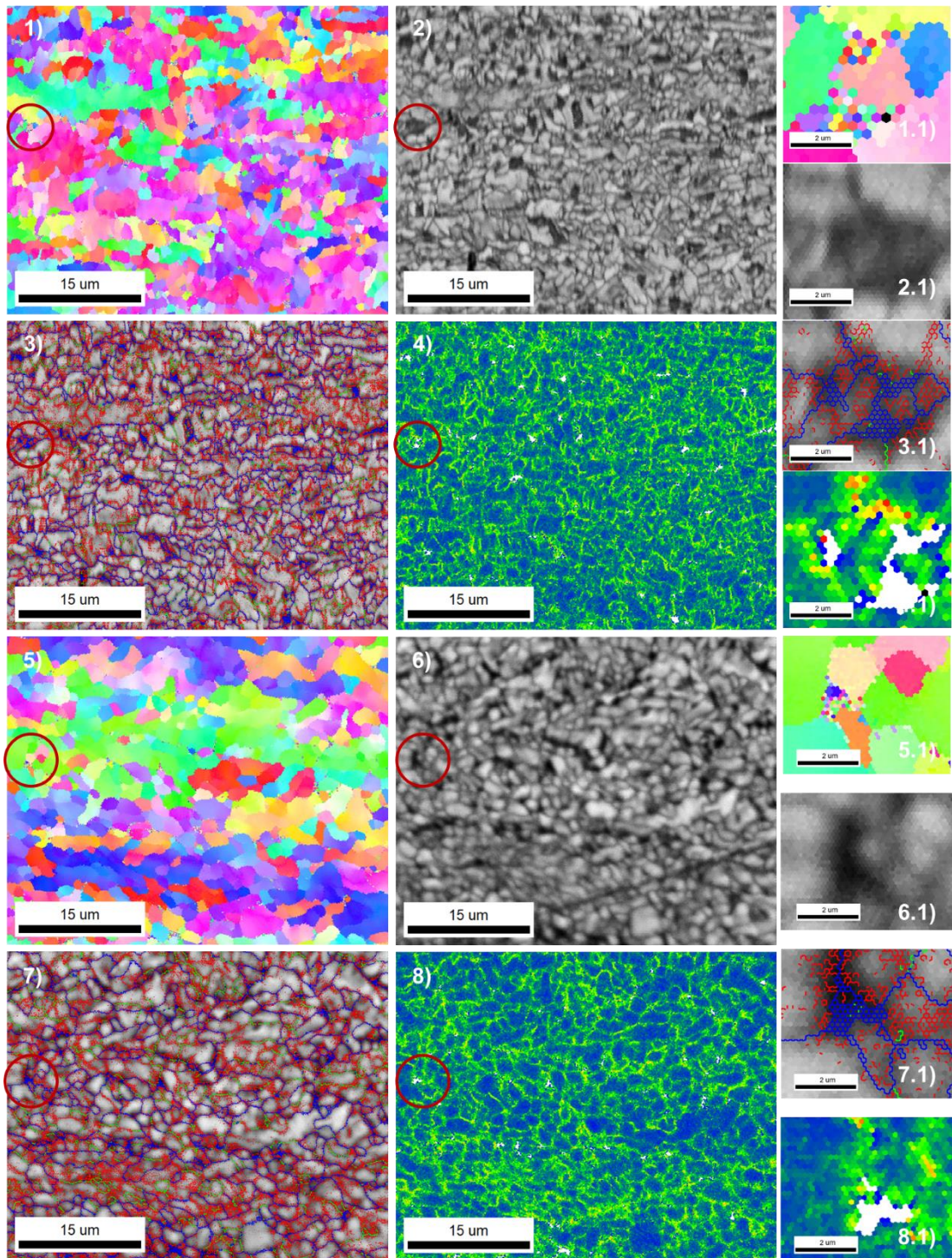
**Figura 45.** Diferencia de la desorientación de bajo ángulo (1° a 15°) antes y después del ciclo térmico a) Temperatura de 600 °C, b) Temperatura de 700 °C, c) Temperatura de 750 °C con relación a su tiempo de ciclo, visto con un Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) JEOL IT-300LV.



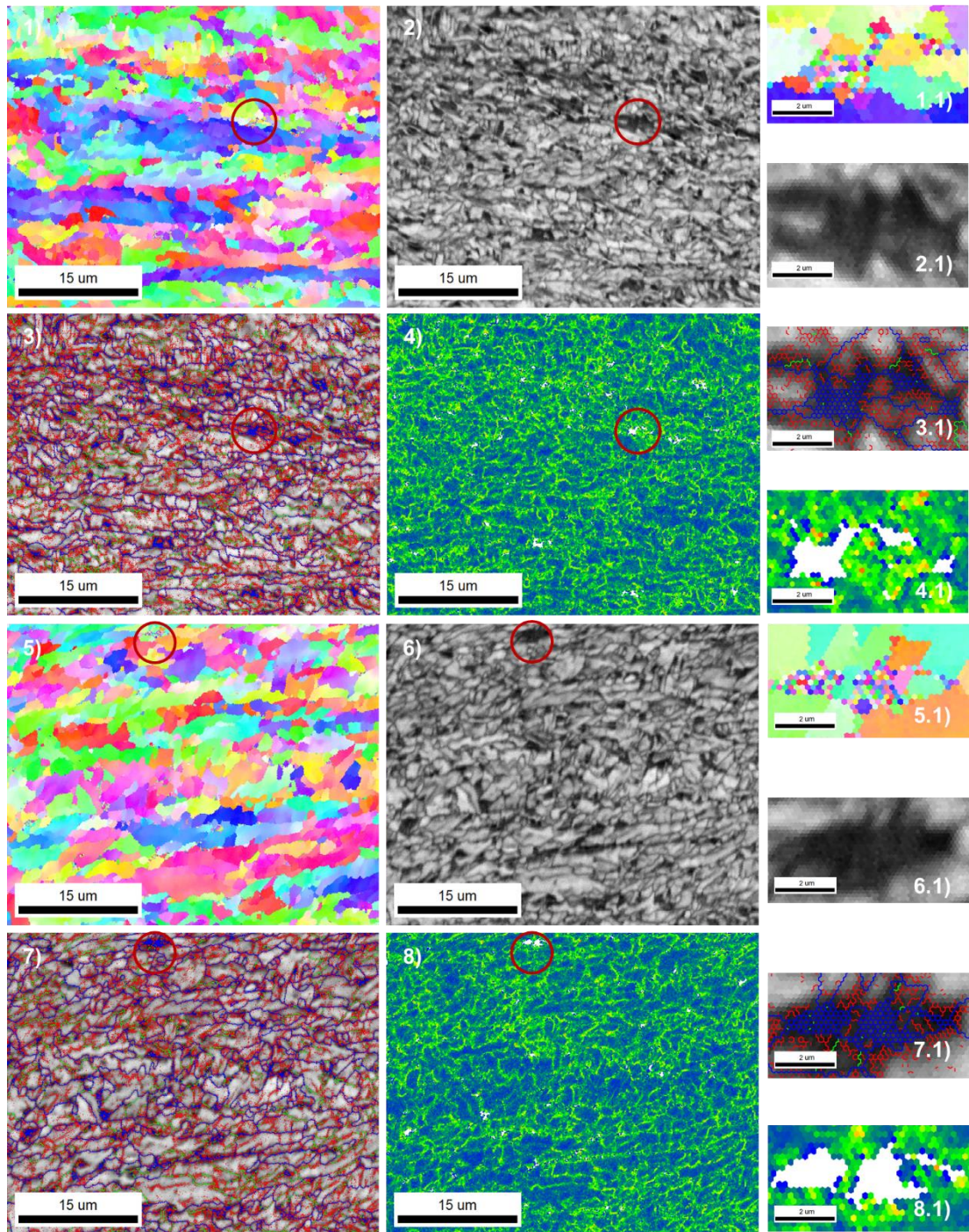
**Figura 46.** Microestructura de acero CP laminado en caliente (1-4) y después de ser sometido a ciclo térmico a una temperatura de 600 °C y 320 s de tiempo de ciclo (5-8), visto con un Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) JEOL IT-300LV basado en el análisis EBSD. 1) IPF, 1.1 IPF Ampliación, 2) IQ, 2.1 IQ Ampliación, 3) GB, 3.1 GB Ampliación, 4) KAM, 4.1 KAM Ampliación, 5) IPF, 5.1 IPF Ampliación, 6) IQ, 6.1 IQ Ampliación, 7) GB, 7.1 GB Ampliación, 8) KAM y 8.1 KAM Ampliación.



**Figura 47.** Microestructura de acero CP laminado en caliente (1-4) y después de ser sometido a ciclo térmico a una temperatura de 700 °C y 320 s de tiempo de ciclo (5-8), visto con un Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) JEOL IT-300LV basado en el análisis EBSD. 1) IPF, 1.1 IPF Ampliación, 2) IQ, 2.1 IQ Ampliación, 3) GB, 3.1 GB Ampliación, 4) KAM, 4.1 KAM Ampliación, 5) IPF, 5.1 IPF Ampliación, 6) IQ, 6.1 IQ Ampliación, 7) GB, 7.1 GB Ampliación, 8) KAM y 8.1 KAM Ampliación.

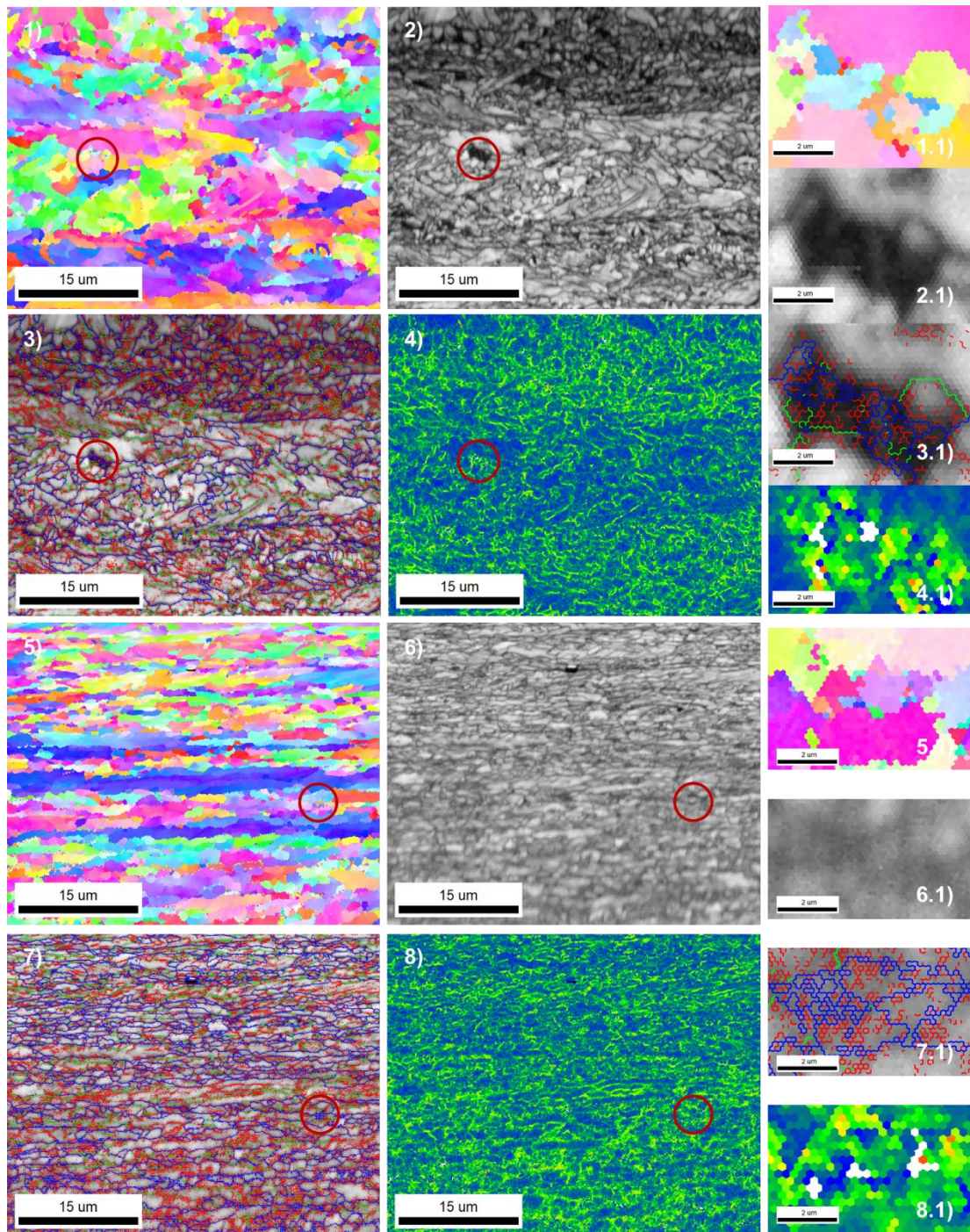


**Figura 48.** Microestructura de acero CP laminado en caliente (1-4) y después de ser sometido a ciclo térmico a una temperatura de 750 °C y 320 s de tiempo de ciclo (5-8), visto con un Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) JEOL IT-300LV basado en el análisis EBSD. 1) IPF, 1.1 IPF Ampliación, 2) IQ, 2.1 IQ Ampliación, 3) GB, 3.1 GB Ampliación, 4) KAM, 4.1 KAM Ampliación, 5) IPF, 5.1 IPF Ampliación, 6) IQ, 6.1 IQ Ampliación, 7) GB, 7.1 GB Ampliación, 8) KAM y 8.1 KAM Ampliación.

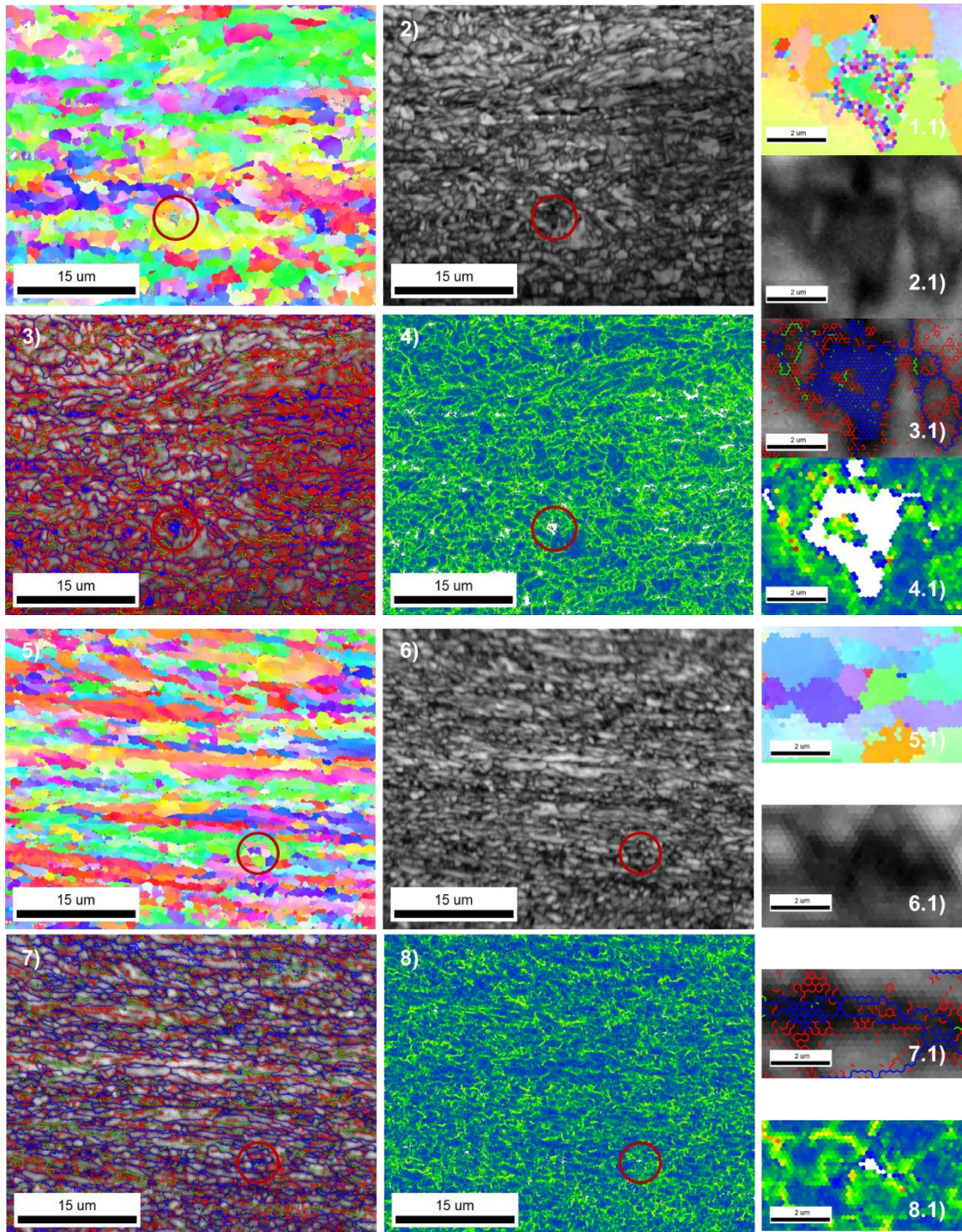


**Figura 49.** Microestructura de acero CP laminado en caliente (1-4) y después de ser sometido a ciclo térmico a una temperatura de 600 °C y 186 s de tiempo de ciclo (5-8), visto con un Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) JEOL IT-300LV basado en el análisis EBSD. 1) IPF, 1.1 IPF Ampliación, 2) IQ, 2.1 IQ Ampliación, 3) GB, 3.1 GB Ampliación, 4) KAM, 4.1 KAM Ampliación, 5) IPF, 5.1 IPF Ampliación, 6) IQ, 6.1 IQ Ampliación, 7) GB, 7.1 GB Ampliación, 8) KAM y 8.1 KAM Ampliación.

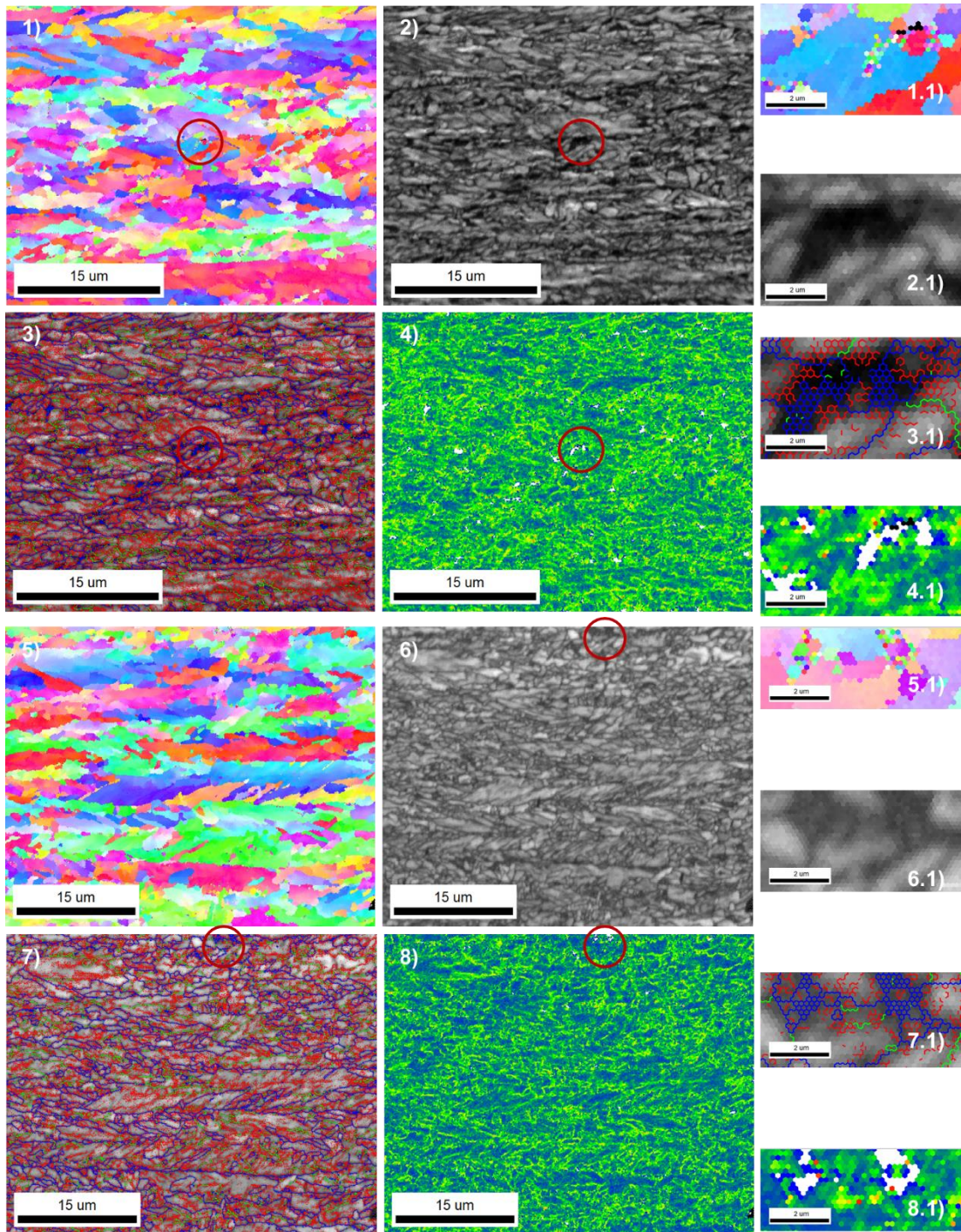




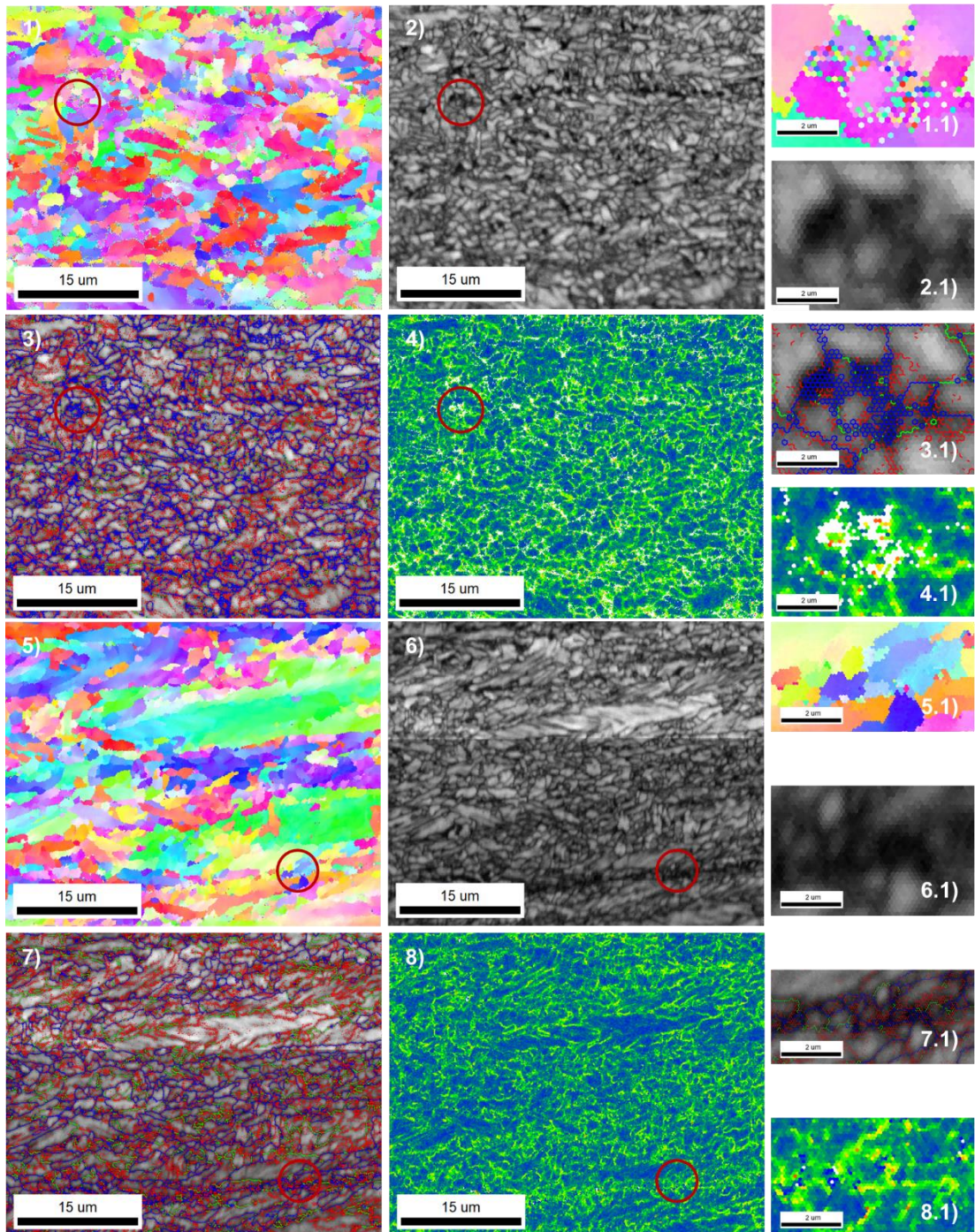
**Figura 50.** Microestructura de acero CP laminado en caliente (1-4) y después de ser sometido a ciclo térmico a una temperatura de 700 °C y 186 s de tiempo de ciclo (5-8), visto con un Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) JEOL IT-300LV basado en el análisis EBSD. 1) IPF, 1.1 IPF Ampliación, 2) IQ, 2.1 IQ Ampliación, 3) GB, 3.1 GB Ampliación, 4) KAM, 4.1 KAM Ampliación, 5) IPF, 5.1 IPF Ampliación, 6) IQ, 6.1 IQ Ampliación, 7) GB, 7.1 GB Ampliación, 8) KAM y 8.1 KAM Ampliación.



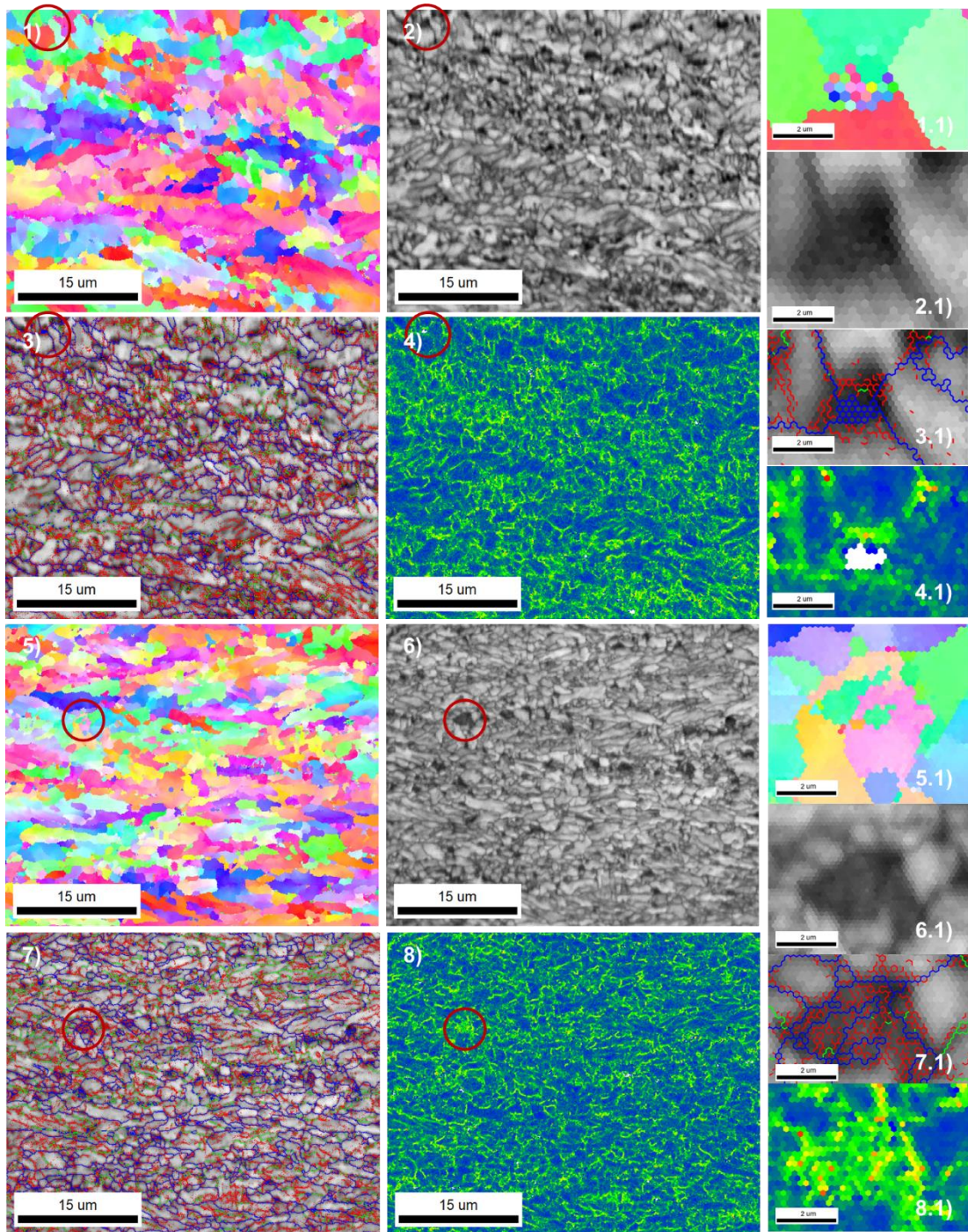
**Figura 51.** Microestructura de acero CP laminado en caliente (1-4) y después de ser sometido a ciclo térmico a una temperatura de 750 °C y 186 s de tiempo de ciclo (5-8), visto con un Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) JEOL IT-300LV basado en el análisis EBSD. 1) IPF, 1.1 IPF Ampliación, 2) IQ, 2.1 IQ Ampliación, 3) GB, 3.1 GB Ampliación, 4) KAM, 4.1 KAM Ampliación, 5) IPF, 5.1 IPF Ampliación, 6) IQ, 6.1 IQ Ampliación, 7) GB, 7.1 GB Ampliación, 8) KAM y 8.1 KAM Ampliación.



**Figura 52.** Microestructura de acero CP laminado en caliente (1-4) y después de ser sometido a ciclo térmico a una temperatura de 600 °C y 150 s de tiempo de ciclo (5-8), visto con un Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) JEOL IT-300LV basado en el análisis EBSD. 1) IPF, 1.1 IPF Ampliación, 2) IQ, 2.1 IQ Ampliación, 3) GB, 3.1 GB Ampliación, 4) KAM, 4.1 KAM Ampliación, 5) IPF, 5.1 IPF Ampliación, 6) IQ, 6.1 IQ Ampliación, 7) GB, 7.1 GB Ampliación, 8) KAM y 8.1 KAM Ampliación.



**Figura 53.** Microestructura de acero CP laminado en caliente (1-4) y después de ser sometido a ciclo térmico a una temperatura de 700 °C y 150 s de tiempo de ciclo (5-8), visto con un Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) JEOL IT-300LV basado en el análisis EBSD. 1) IPF, 1.1 IPF Ampliación, 2) IQ, 2.1 IQ Ampliación, 3) GB, 3.1 GB Ampliación, 4) KAM, 4.1 KAM Ampliación, 5) IPF, 5.1 IPF Ampliación, 6) IQ, 6.1 IQ Ampliación, 7) GB, 7.1 GB Ampliación, 8) KAM y 8.1 KAM Ampliación.



**Figura 54.** Microestructura de acero CP laminado en caliente (1-4) y después de ser sometido a ciclo térmico a una temperatura de 750 °C y 150 s de tiempo de ciclo (5-8), visto con un Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) JEOL IT-300LV basado en el análisis EBSD. 1) IPF, 1.1 IPF Ampliación, 2) IQ, 2.1 IQ Ampliación, 3) GB, 3.1 GB Ampliación, 4) KAM, 4.1 KAM Ampliación, 5) IPF, 5.1 IPF Ampliación, 6) IQ, 6.1 IQ Ampliación, 7) GB, 7.1 GB Ampliación, 8) KAM y 8.1 KAM Ampliación.

## CAPITULO 5. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

Los mecanismos de endurecimiento que se encuentran presentes durante los ciclos térmicos son; el refinamiento de grano, endurecimiento por envejecimiento, y segundas fases.

Para el acero grado 800 estudiado, en las temperaturas de 550 °C a 700 °C y en todos los tiempos de ciclo muestra un mecanismo de endurecimiento, que es el endurecimiento por envejecimiento. Este mecanismo lo notamos en el incremento de YS (Ver Figuras 32 a 35). Los cambios en el límite elástico durante los ciclos térmicos fueron complejos, ya que el límite elástico primero aumentó a temperaturas de 550 °C a 650 °C y luego disminuyó con el aumento de la temperatura a 700 °C. Estos resultados se atribuyen a una serie de factores que incluyen la segregación de carbono en dislocaciones, la transición de un comportamiento de fluencia continuo a discontinuo, el alivio de las tensiones residuales y modificaciones microestructurales.

Los ciclos térmicos que muestra un mejor desempeño al considerar un aumento en YS, tenacidad y decremento de UTS son los que se encuentran en tiempos de ciclo mayores (320 s, 247 s, 209 s y 186 s). En el que el promedio de YS entre 25 MPa a 85 MPa, en porcentaje se ve representado entre 0 al 12%. Por parte de la UTS presenta un decremento de -100 MPa a -200 MPa que va de un -10% al -20%. En el diferencial de elongación se tiene un incremento 0 E% a 5 E%, y en porcentaje se encuentra de 0% al 25%. En cuestión microestructural no se observa transformaciones de fase, pero si modificaciones microestructurales con crecimiento en fases AF, PF, GF, QF y disminución en constituyentes como el MA. Con relación al tamaño de grano se encuentra un ligero incremento, el cual aumenta en relación con tiempos de ciclo mayores y decremента a menor tiempo de ciclo, en promedio 0.5  $\mu\text{m}^2$  a 1.40  $\mu\text{m}^2$ , en porcentaje esta entre el 10% a 35% de incremento.

Someter el material a ciclos térmicos con temperatura por arriba de los 750 °C, produce transformación de fase a austenita durante el calentamiento, y entra a inicios de transformación bainítica y ferrítica durante el enfriamiento (depende de la velocidad de enfriamiento). El contenido de carbono de la

región austenítica se distribuye de manera desigual y la estabilidad varia como consecuencia al proceso de calentamiento. A esta temperatura influyen los tres mecanismos de endurecimiento mencionados, como primer mecanismo el refinamiento de grano lo comprobamos en la Figura 44, donde presenta un decremento en comparación del material laminado en caliente, a menor tiempo de ciclo es menor el tamaño de grano. El segundo mecanismo es endurecimiento por envejecimiento y este lo comprobamos en la Figura 36 con el incremento en la YS. En tercera posición se encuentra las segundas fases, el aumento de ellas se asocia con comportamientos de fluencia continua, con constituyentes como MA en estructuras basadas en AF y esto lo corroboramos de modo microestructural por medio de las diferentes caracterizaciones en las Figuras 43, 48, 51 y 54.

Los métodos de caracterización utilizados en este trabajo SEM y EBSD ambos complementarios, se utilizan para analizar la microestructura por medio de diferentes tomas, creación de mapas, cuantificación en la desorientación de granos, entre otras que nos sirvió para comprender e identificar constituyentes en las microestructuras del material laminado en caliente y después del ciclo térmico; que afectan en las propiedades mecánicas. Sin embargo, no se definió una metodología para la medición volumétrica de fase y constituyentes, para una mayor exactitud de las aportaciones y afectaciones en las propiedades.

Cómo recomendación para futuros proyectos existe una oportunidad para medir la fracción volumétrica de cada fases y constituyentes de la microestructura, esto podría brindar un mayor panorama para conocer como aporta o como afecta de manera individual las fases ferríticas y los constituyentes. El tener este parámetro brindaría un mejor criterio para la toma de decisiones en la búsqueda de la optimización de las propiedades mecánicas de los aceros avanzados automotrices, y más con aceros en donde se puede tener diferentes constituyentes. Se hizo lectura de diferentes fuentes que comparto a continuación que pueden ser de gran utilidad para continuar con el desarrollo de diferentes proyectos relacionados a cambios microestructurales. Algunas caracterizaciones utilizadas incluyen análisis con

imágenes por EBSD, TEM, Nanoindentación y de la mano acompañado con software para el análisis de la información o analizador de imágenes [79–85].



## REFERENCIA

- [1] W. D. Callister Jr and D. G. Rethwisch, "Materials Science and Engineering an Introduction," 2009.
- [2] D. R. Askeland and W. J. Wright, *Ciencia e ingeniería de materiales 7ª edición*. 2016.
- [3] G. F. Vander Voort and Contributors, "Metallography and Microstructures," 2004.
- [4] J. D. Verhoeven, "Steel Metallurgy for the Non-Metallurgist," *ASM International*, 2007.
- [5] G.J. Shiflet, "Pearlite," Charlottesville, Virginia, USA, Jan. 2003.
- [6] P. M. Kelly, "Crystallography of martensite transformations in steels," in *Phase Transformations in Steels*, Elsevier, 2012, pp. 3–33.
- [7] H. K. D. H. Bhadeshia and R. W. K. Honeycombe, "Steels Microstructure and Properties," 2017.
- [8] H. K. D. H. Bhadeshia, "Bainite in Steels," 2001.
- [9] G. Larzabal Primo, "Efecto de los Parámetros de Laminación y Post-Tratamiento Térmico por Inducción en la Mejora de Propiedades Mecánicas de Aceros Microaleados," *Universidad de Navarra*, 2017.
- [10] M. Díaz Fuentes, A. Iza Mendia, and I. Gutiérrez, "Analysis of Different Acicular Ferrite Microstructures in Low-Carbon Steels by Electron Backscattered Diffraction. Study of Their Toughness Behavior," 2003.
- [11] H. K. D. H. Bhadeshia and R. W. K. Honeycombe, "Steels Microstructure and Properties," 2017.
- [12] H. Zhao, B. P. Wynne, and E. J. Palmiere, "A phase quantification method based on EBSD data for a continuously cooled microalloyed steel," *Mater Charact*, Jan. 2016, doi: 10.1016/j.matchar.2016.11.024.
- [13] V. H. Brocado Guerrero, "Análisis de textura de acero laminados," 2013.
- [14] D. E. Castillo Gutiérrez, I. Inírida, A. Moncaleano, and R. Rodríguez Baracaldo, "Caracterización microestructural y mecánica de aceros de fase dual (ferrita-martensita), obtenidos mediante procesos térmicos y termomecánicos," 2018.
- [15] WorldAutoSteel, "Defining Steels," 2021.
- [16] A. L. Alvarado Gutiérrez, "Análisis Microestructural y de Propiedades Mecánicas a Temperaturas Elevadas de Aceros Avanzados de Alta Resistencia para el Conformado en Caliente," 2013.

- [17] C. Mesplont, "Phase transformations and microstructure - Mechanical Properties relations in Complex Phase high strength steels," Lille, France, Jan. 2022.
- [18] WorldAutoSteel, "The New Global Formability Diagram," *General News*, Nov. 23, 2021. <https://ahssinsights.org/blog/a-new-global-formability-diagram/>
- [19] C. Lesch, N. Kwiaton, and F. B. Klose, "Advanced High Strength Steels (AHSS) for Automotive Applications – Tailored Properties by Smart Microstructural Adjustments," *Steel Research International*, vol. 88, no. 10. Wiley-VCH Verlag, Oct. 01, 2017. doi: 10.1002/srin.201700210.
- [20] M. C. Barrero Rodríguez, "Obtención y Caracterización Microestructural de un Acero Doble Fase," 2017.
- [21] WorldAutoSteel, "Dual Phase," 2020. <https://ahssinsights.org/metallurgy/steel-grades/ahss/dual-phase/>
- [22] Y. Chang, M. Lin, U. Hangen, S. Richter, C. Haase, and W. Bleck, "Revealing the relation between microstructural heterogeneities and local mechanical properties of complex-phase steel by correlative electron microscopy and nanoindentation characterization," *Mater Des*, vol. 203, May 2021, doi: 10.1016/j.matdes.2021.109620.
- [23] WorldAutoSteel, "Complex Phase," 2020. <https://ahssinsights.org/?s=Complex+Phase> (accessed Sep. 28, 2022).
- [24] WorldAutoSteel, "Martensite," 2020. <https://ahssinsights.org/metallurgy/steel-grades/1stgen-ahss/martensite/> (accessed Sep. 28, 2022).
- [25] C. Y. Wang, J. Shi, W. Q. Cao, and H. Dong, "Characterization of microstructure obtained by quenching and partitioning process in low alloy martensitic steel," *Materials Science and Engineering A*, vol. 527, no. 15, pp. 3442–3449, Jun. 2010, doi: 10.1016/j.msea.2010.02.020.
- [26] WorldAutoSteel, "Ferrite-Bainite," 2020. <https://ahssinsights.org/metallurgy/steel-grades/ferrite-bainite-steel/> (accessed Sep. 28, 2022).
- [27] K.-E. Thelning, *Steel and its heat treatment*. Butterworths, 1984.
- [28] Dirección de ASM Handbook Committee, "Heat treating," 1991.
- [29] B. Y. Navarrete Pino *et al.*, "Using intercritical cct diagrams and multiple linear regression for the development of low-alloyed advanced high-strength steels," *Metals (Basel)*, vol. 11, no. 11, Nov. 2021, doi: 10.3390/met11111768.
- [30] K. Bräutigam-Matus, G. Altamirano, A. Salinas, A. Flores, and F. Goodwin, "Experimental determination of continuous cooling transformation (CCT) diagrams for dual-phase steels from the

- intercritical temperature range,” *Metals (Basel)*, vol. 8, no. 9, Sep. 2018, doi: 10.3390/met8090674.
- [31] A. Artigas, “Revisión de las Transformaciones Microestructurales y Mecánicas de que Ocurren Durante el Recocido Continuo de Aceros de Bajo Contenido de Carbono,” *Universidad de Santiago de Chile*, 2004.
- [32] W. Callister and D. Rethwisch, “Materials Science and Engineering an Introduction,” 2009.
- [33] C. A. Bohórquez, “Estudio comparativo de la Influencia de la temperatura de revenido en los valores de dureza de un acero ASI SAE 1045 templado desde temperaturas intercríticas con relación a la ecuación de J.H. Hollomon - JAFFE,” 2016.
- [34] H. F. Lan, L. X. Du, and R. D. K. Misra, “Effect of microstructural constituents on strength-toughness combination in a low carbon bainitic steel,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 611, pp. 194–200, Aug. 2014, doi: 10.1016/j.msea.2014.05.084.
- [35] B. P. J. Sandvik and H. P. Nevalainen, “Structure property relationships in commercial low-alloy bainitic-austenitic steel with high strength, ductility, and toughness,” 1981.
- [36] C. Carballido, “Effect of Soaking Temperature and Residence Time on Mechanical Properties in Ti-IF Steel subject to Continuous Annealing,” 2019.
- [37] M. del C. Taboada Legaza, “Aceros avanzados de alta resistencia de matriz bainítica: Estudio de la transformación de fase y de las relaciones entre procesamiento, microestructura y propiedades mecánicas,” 2018.
- [38] C. H. Young and H. K. D. H. Bhadeshia, “Strength of mixtures of bainite and martensite,” 1994.
- [39] University of Cambridge, “Solid Solutions,” *University of Cambridge.*, 2004. <https://www.doitpoms.ac.uk/tlplib/solid-solutions/index.php>
- [40] I. Z. Awan and A. Q. Khan, “Precipitation from Solid Solutions,” 2017.
- [41] K. Mukherjee, “Grain Refinement in Dual Phase Steels,” 2009.
- [42] M. Epler, “Structures by Precipitation from Solid Solution,” *ASM Handbook*, 2004, doi: 10.1361/asmhba0003731.
- [43] E. Pereloma and I. Timokhina, “Bake hardening of automotive steels,” in *Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications*, Elsevier Inc., 2017, pp. 259–288. doi: 10.1016/B978-0-08-100638-2.00009-2.
- [44] L. J. Baker, S. R. Daniel, and J. D. Parker, “Metallurgy and processing of ultralow carbon bake hardening steels,” *Materials Science and*

*Technology*, vol. 18, no. 4. pp. 355–368, Apr. 2002. doi:  
10.1179/026708302225002452.

- [45] K. Lindqvist, “Bake hardening effect in advanced high-strength steels,” 2013.
- [46] T. Tanioku and Y. Hoboh, “Development of a New Bake-Hardenable Galvannealed Sheet Steel for Automotive Exposed Panels,” 1991.
- [47] J. W. Yeh, “Physical metallurgy,” in *High-Entropy Alloys: Fundamentals and Applications*, Springer International Publishing, 2016, pp. 51–113. doi: 10.1007/978-3-319-27013-5\_3.
- [48] G. E. Dieter Jr, R. F. Mehl, and M. B. Bever, “Mechanical metallurgy,” 1961.
- [49] John A. Bailey, J. Barsom, P. Blau, K. Budinski, and V. Bulsara, “Mechanical Testing and Evaluation,” 2000.
- [50] American National Standard, “E6-03 Standard Terminology Relating to Methods of Mechanical Testing,” 2003.
- [51] American National Standard, “E8/E8M Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials,” 2020, doi: 10.1520/E0008\_E0008M-16AE01.
- [52] ASTM INTERNATIONAL, “E92-17 Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials,” 2017, doi: 10.1520/E0092-17.
- [53] M. Ortiz Domínguez and A. Cruz Avilés, “Dureza Vickers Vickers,” 2022. [Online]. Available: <https://repository.uaeh.edu.mx/revistas/index.php/sahagun/issue/archive>
- [54] E. H. El-Shenawy, “Physical simulation technology for thermo-mechanical processing of metallic alloys using Gleeble system,” in *Materials Today: Proceedings*, Elsevier Ltd, 2019, pp. 998–1004. doi: 10.1016/j.matpr.2019.12.339.
- [55] F. J. Humphreys, “Quantitative metallography by electron backscattered diffraction,” 1999.
- [56] E. Pan, H. Di, G. Jiang, and C. Bao, “Effect of heat treatment on microstructures and mechanical properties of hot-dip galvanized DP steels,” *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, vol. 27, no. 3, pp. 469–475, 2014, doi: 10.1007/s40195-014-0066-y.
- [57] M. Krieger, Y. Estrin, M. Janeček, M. Niemeyer, and S. Paul, “Mechanical properties and bake hardening behaviour of two cold rolled multiphase sheet steels subjected to CGL heat treatment simulation,” *Steel Res Int*, vol. 77, no. 9–10, pp. 668–674, 2006, doi: 10.1002/srin.200606445.

- [58] M. S. Rashid and B. V. N. Rao, "Tempering Characteristics of a Vanadium Containing Dual Phase Steel," 1982.
- [59] M. Calcagnotto, Y. Adachi, D. Ponge, and D. Raabe, "Deformation and fracture mechanisms in fine and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging," *Acta Mater*, vol. 59, no. 2, pp. 658–670, Jan. 2011, doi: 10.1016/j.actamat.2010.10.002.
- [60] M. Calcagnotto, D. Ponge, E. Demir, and D. Raabe, "Orientation gradients and geometrically necessary dislocations in ultrafine grained dual-phase steels studied by 2D and 3D EBSD," *Materials Science and Engineering A*, vol. 527, no. 10–11, pp. 2738–2746, Apr. 2010, doi: 10.1016/j.msea.2010.01.004.
- [61] K. Radwanski, R. Kuziak, and R. Rozmus, "Structure and mechanical properties of dual-phase steel following heat treatment simulations reproducing a continuous annealing line," *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, vol. 19, no. 2, pp. 453–468, Mar. 2019, doi: 10.1016/j.acme.2018.12.006.
- [62] T. Waterschoot, K. Verbeken, and B. C. De Cooman, "Tempering Kinetics of the Martensitic Phase in DP Steel," in *ISIJ International*, 1st ed. 2006, pp. 138–146.
- [63] T. Waterschoot, A. K. De, S. Vandeputte, and B. C. De Cooman, "Static Strain Aging Phenomena in Cold-Rolled Dual-Phase Steels," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 34A, pp. 782–791, 2003.
- [64] L. Cheng, C. M. Brakman, B. M. Korevaar, and E. J. Mittemeijer, "The Tempering of Iron-Carbon Martensite; Dilatometric and Calorimetric Analysis," 1988.
- [65] A. M. Sherman, G. T. Eldis, and M. Cohen, "The Aging and Tempering of Iron-Nickel-Carbon Martensites," 1983.
- [66] G. R. Speich and W. C. Leslie, "Tempering of Steel," 1972.
- [67] Y. Gong, J. Uusitalo, M. Hua, Y. Wu, and A. J. DeArdo, "Effects of pre-annealing conditions on the microstructure and properties of vanadium-bearing dual-phase steels produced using continuous galvanizing line simulations," *J Mater Sci*, vol. 54, no. 9, pp. 7211–7230, May 2019, doi: 10.1007/s10853-019-03338-6.
- [68] F. Alharbi, "Microstructure, crystallography and mechanical properties of low-Si TRIP Microstructure, crystallography and mechanical properties of low-Si TRIP steels steels." [Online]. Available: <https://ro.uow.edu.au/theses>
- [69] G. E. and B. D. Dieter, *Mechanical metallurgy*, McGraw-Hill New York., vol. 2. 1986.

- [70] A. J. S. and G. P. H. G.R. Speich, "Tempering of Mn and Mn-Si-V dual-phase steels," *Metallurgical Transactions*, vol. 14A, 1983.
- [71] G.R. Speich and R.L. Miller, "Tempering of ferrite-martensite steels, Fundamentals of Dual-Phase Steels," *AIME, New York*, 1981.
- [72] G.R. Speich, "Physical metallurgy of dual-phase steels, Fundamentals of Dual-Phase Steels," *AIME*, pp. 3–45, 1981.
- [73] voestalpine Steel Division, "Complex-phase-Steels," 2021. [Online]. Available: [www.voestalpine.com/Produktinformationsportal](http://www.voestalpine.com/Produktinformationsportal)
- [74] C. E. I. C. Ohlund, E. Schlangen, and S. Erik Offerman, "The kinetics of softening and microstructure evolution of martensite in Fe-C-Mn steel during tempering at 300°C," *Materials Science and Engineering A*, vol. 560, pp. 351–357, Jan. 2013, doi: 10.1016/j.msea.2012.09.078.
- [75] O. Haiko *et al.*, "The effect of tempering on the microstructure and mechanical properties of a novel 0.4C press-hardening steel," *Applied Sciences (Switzerland)*, vol. 9, no. 20, Oct. 2019, doi: 10.3390/app9204231.
- [76] T. ; K. I. ; T. H. ; S. K. ; E. M. ; T. H. Araki, "Atlas for Bainitic Microstructures," *ISIJ*, vol. Volumen 1, 1992.
- [77] N. I. J. M. R.-I. and P. U. Gorka Larzabal, "Evaluating Strengthening and Impact Toughness Mechanisms for Ferritic and Bainitic Microstructures in Nb, Nb-Mo and Ti-Mo Microalloyed Steels," *Bainite and Martensite Developments and Challenges*, Feb. 2017.
- [78] N. Isasti, D. Jorge-Badiola, M. L. Taheri, and P. Uranga, "Phase transformation study in Nb-Mo microalloyed steels using dilatometry and EBSD quantification," *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*, vol. 44, no. 8, pp. 3552–3563, Aug. 2013, doi: 10.1007/s11661-013-1738-3.
- [79] R. H. Petrov, J. Bouquerel, K. Verbeken, L. A. I. Kestens, P. Verleysen, and Y. Houbaert, "OIM analysis of microstructure and texture of a TRIP assisted steel after static and dynamic deformation," in *Materials Science Forum*, Trans Tech Publications Ltd, 2010, pp. 3447–3452. doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.638-642.3447.
- [80] H. Zhao, B. P. Wynne, and E. J. Palmiere, "A phase quantification method based on EBSD data for a continuously cooled microalloyed steel," *Mater Charact*, vol. 123, pp. 339–348, Jan. 2017, doi: 10.1016/j.matchar.2016.11.024.
- [81] X. Li, A. Ramazani, U. Prah, and W. Bleck, "Quantification of complex-phase steel microstructure by using combined EBSD and EPMA measurements," *Mater Charact*, vol. 142, pp. 179–186, Aug. 2018, doi: 10.1016/j.matchar.2018.05.038.

- [82] A. J. Schwartz, M. Kumar, B. L. Adams, and D. P. Field, *Electron backscatter diffraction in materials science*. Springer US, 2009. doi: 10.1007/978-0-387-88136-2.
- [83] S. L. Shrestha, A. J. Breen, P. Trimby, G. Proust, S. P. Ringer, and J. M. Cairney, "An automated method of quantifying ferrite microstructures using electron backscatter diffraction (EBSD) data," *Ultramicroscopy*, vol. 137, pp. 40–47, 2014, doi: 10.1016/j.ultramic.2013.11.003.
- [84] R. F. Tomaz, D. Brandão Santos, K. Camey, R. Barbosa, M. Spangler Andrade, and D. Pérez Escobar, "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*, vol. 8, no. 2. Elsevier Editora Ltda, pp. 2423–2431, Apr. 01, 2019. doi: 10.1016/j.jmrt.2019.01.021.
- [85] K. Zhu, D. Barbier, and T. Lung, "Characterization and quantification methods of complex BCC matrix microstructures in advanced high strength steels," *J Mater Sci*, vol. 48, no. 1, pp. 413–423, Jan. 2013, doi: 10.1007/s10853-012-6756-9.

## NOMENCLATURA Y ABREVIACIONES

<b>A<sub>1</sub></b>	Temperatura inicio de la transformación austenítica
<b>A<sub>3</sub></b>	Temperatura final de la transformación austenítica
<b>A<sub>e1</sub></b>	Temperatura de equilibrio del inicio de la transformación austenítica
<b>A<sub>e3</sub></b>	Temperatura de equilibrio del final de la transformación austenítica
<b>AHSS</b>	Aceros avanzados de alta resistencia (Advanced High Strength Steel)
<b>AR</b>	Austenita retenida
<b>CCT</b>	Diagrama de transformación de enfriamiento continuo (Continuous Cooling Transformation)
<b>CP</b>	Aceros de Fase Compleja (Complex Phase)
<b>E%</b>	Elongación (%)
<b>EBSD</b>	Difracción de electrones por retrodispersión (Electron backscatter diffraction)
<b>PF</b>	Ferrita poligonal
<b>AF</b>	Ferrita Acicular
<b>QF</b>	Ferrita no poligonal
<b>FB</b>	Ferrita bainita
<b>GOS</b>	Grain Orientation Spread
<b>HV</b>	Dureza Vickers
<b>IPF</b>	Figura de polos inversos
<b>IQ</b>	Mapa de calidad (Image quality)
<b>KAM</b>	Desorientación media de Kernel
<b>M</b>	Martensita
<b>MA</b>	Martensita – Austenita
<b>M<sub>f</sub></b>	Temperatura de fin de la transformación martensítica
<b>M<sub>s</sub></b>	Temperatura de inicio de la transformación martensítica
<b>YS</b>	Resistencia a la cedencia
<b>UTS</b>	Resistencia última a la tracción
<b>SEM</b>	Microscopía electrónica de barrido
<b>TTT</b>	Diagrama de transformación