

**CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL POR EBSD DE LA FORMACIÓN
DE LA FERRITA SECUNDARIA ENTRE LA TEMPERATURA DE
SOSTENIMIENTO Y LA ETAPA DE ENFRIAMIENTO LENTO EN UN ACERO
BIFÁSICO (DP 980) GALVANIZADO.**

DAVID ALEXANDER URBINA LEAL

**UNIVERSIDAD INDUSTRIAL DE SANTANDER
FACULTAD DE INGENIERIA FISICO-QUÍMICAS
ESCUELA DE INGENIERIA METALÚRGICA Y CIENCIA DE MATERIALES
BUCARAMANGA**

2016

**CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL POR EBSD DE LA FORMACIÓN
DE LA FERRITA SECUNDARIA ENTRE LA TEMPERATURA DE
SOSTENIMIENTO Y LA ETAPA DE ENFRIAMIENTO LENTO EN UN ACERO
BIFÁSICO (DP 980) GALVANIZADO.**

DAVID ALEXANDER URBINA LEAL

**Trabajo de Grado para Optar al título de
Ingeniero Metalúrgico**

Director

**MARÍA LILIANA MENESES RINCÓN
Ingeniera Metalúrgica**

**UNIVERSIDAD INDUSTRIAL DE SANTANDER
FACULTAD DE INGENIERIA FISICO-QUÍMICAS
ESCUELA DE INGENIERIA METALÚRGICA Y CIENCIA DE MATERIALES
BUCARAMANGA**

2016

Dedicatoria

El presente trabajo realizado lo dedico a toda mi familia, especialmente a mis padres Juan y Mavelia y mis hermanos Juan y Oscar, por ser siempre los pilares de mi motivación, constancia y triunfos , ya que son ellos los que me han brindado sus fortalezas y compañía en cada uno de los momentos vividos durante esta extensa carrera.

Agradecimientos

Agradezco a Dios en primer lugar, por darme salud, para desarrollar este proyecto, permitiéndome superar todas las dificultades presentadas.

A mi orientador en la Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG), profesor Dagoberto Brandão Santos, quien me guio oportunamente con sus sabios consejos y conocimientos para llevar adelante este importante proyecto.

A la Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG), por permitirme vivir esta experiencia maravillosa, que me enriqueció como persona, estudiante e futuro profesional.

Agradezco a la profesora Liliana Meneses, por ser mi orientadora y apoyo en este trabajo en la Universidad Industrial de Santander.

A mis amigos y colegas del Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales de la UFMG Leandro Tanure, Aline Vasconcellos, Iane Moutinho, Davi Alves, y a todos aquellos que de alguna forma, contribuyeron para la realización de este trabajo.

Agradezco el Doctor Darío Yesid Peña por su apoyo durante la realización de mi Intercambio Académico y realización de este mismo proyecto.

Agradezco a la Coordinadora de Ingeniería Metalúrgica de la UFMG, Doctora Marivalda de Magalhaes Pereira, por brindarme siempre un apoyo incondicional durante mis estudios realizados en esta Universidad.

A las Direcciones de Relaciones Exteriores de las Universidade Federal de Minas Gerais y Universidad Industrial de Santander por toda la ayuda recibida.

Agradezco a todos los compañeros y amigos de la Escuela de Ingeniería metalúrgica y Ciencia de Materiales UIS con los que aprendí mucho y me brindaron siempre su colaboración durante todo mi transcurso de la carrera.

A la empresa USIMINAS , Minas Gerais Brasil,, por el material fornecido para la realización del presente proyecto.

CONTENIDO

Página

INTRODUCCIÓN	15
1.MARCO TÉORICO	17
1.1 ACEROS BIFÁSICOS	17
1.2 RECOCIDO	18
1.3EBSD	20
1.4TEXTURA	20
1.4.1 Métodos de Representación de la Textura Cristalográfica.	21
1.5.2Función de Distribución de Orientaciones Cristalinas (FDOC)	22
2 OBJETIVOS	24
2.1 OBJETIVO GENERAL	24
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	24
3 METODOLOGÍA	25
3.1Recocido	25
3.2 Preparación para Análisis Metalográfico y evaluación de la Textura.	25
3.3 Microdureza Vickers	26
4 RESULTADOS Y DISCUSIÓN	27
4.1 METALOGRAFÍA CUANTITATIVA	27
4.1.1 Muestras laminadas en frío y recocidos (LFR)	28
4.1.2 Microscopia Electrónica de Barrido (SEM)	29
4.1.3 Perfil Térmico	30
4.1.4 Tasa de Enfriamiento	31
4.1.5 Microdureza Vickers	32
4.2 TEXTURA CRISTALOGRÁFICA	33

CONCLUSIONES 40
RECOMENDACIONES 41
REFERENCIAS 42
BIBLIOGRAFÍA 45

LISTA DE FIGURAS

Página

Figura 1. Esquema de un recocido continuo intercrítico de un acero bifásico [12].	19
Figura 2. (a) Figura típica de polos inversos; (b) Proyección patrón del sistema cúbico [4].	22
Figura 3. Figura de polos rectos de una chapa laminada de la aleación Fe-30%Ni [4].	22
Figura 4. Muestra las orientaciones $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ que, para las chapas laminadas de materiales del sistema cúbico, pertenecen a las fibras DL y DN. La sección de $\phi_2=45^\circ$ contiene, para el sistema cúbico, todas las orientaciones de interés [4]. ..	23
Figura 5. (a) Micrografía de la muestra original con la reducción de 80% realizada por microscopio óptico a 500x (b) 1000x. Ataque con reactivo de Nital 2%	27
Figura 6. Evolución de la microestructura de las muestras LFR sometidas a diferentes tratamientos térmicos isócronos. Realizado por microscopio óptico a 1000x. Ataque con reactivo de Nital 2%.(a) 900°C; (b) 840°C-610°C; (c) 840°C; (d) 720°C.	29
Figura 7. Evolución de la microestructura con la temperatura de recocido de las muestras LFR: a)840°C -610°C ; b) 720°C ; c) 840°C; d)900°C ; e)original. Realizado por SEM a 10000x.	30
Figura 8. Perfil térmico de las muestras del acero bifásico 980MPa LFNR.	31

Figura 9. Representación de la tasa de enfriamiento para las muestras DP980 720°C - 610°C y DP980 840°C - 610°C.....	32
Figura 10. Variación de la microdureza de las muestras LFNR y LFR con tiempo de sostenimiento de 300s en las temperaturas de 720°C, 840°C y 900°C.....	33
Figura 11. ODF de las muestras (a)LFNR, (b)LFR840°C, (c)LFR 840°C-610°C, (d) LFR 720°C.....	35
Figura 12. Mapas de orientación para las muestras LFNR y LFR.....	36
Figura 13. Kernel Average Misorientation (KAM). Mapa calculado para tres vecindades desde una misma área. DP980. 720°C-610°C. 100s+300s.....	38
Figura 14. Kernel Average Misorientation (KAM). Mapa calculado para tres vecindades desde una misma área. DP980. 840°C-610°C. 100s+300s.....	39

LISTA DE TABLAS

Página

Tabla 1. Resumen de las propiedades mecánicas de los principales elementos de aleación en los aceros bifásicos [5].	17
Tabla 2. Composición química del acero DP980MPa (% en peso) [1].	27
Tabla 3. Microdurezas de las muestras LFNR y LFR dependiendo de la Temperatura.	32

RESUMEN

TÍTULO: CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL POR EBSD DE LA FORMACIÓN DE LA FERRITA SECUNDARIA ENTRE LA TEMPERATURA DE SOSTENIMIENTO Y LA ETAPA DE ENFRIAMIENTO LENTO EN UN ACERO BIFÁSICO (DP 980) GALVANIZADO.

AUTOR: David Alexander Urbina Leal**.

PALABRAS CLAVES: Aceros bifásicos, recocido continuo, laminación en frío, propiedades mecánicas.

DESCRIPCIÓN:

Los aceros bifásicos viven un desarrollo de relevante importancia en las últimas décadas en el sector industrial en todo el mundo; porque este tipo de acero corresponde al grupo de aceros avanzados de alta resistencia. El acero bifásico está constituido principalmente por una matriz ferrítica (constituyente blando) y martensita (constituyente duro), que le confiere sus propiedades características: una excelente ductilidad y elevada resistencia mecánica para las distintas aplicaciones industriales. Es posible citar, por ejemplo, el campo automovilístico, en el cual el acero permite la construcción de vehículos más seguros, con menor peso y una mayor eficiencia en el consumo de combustible. En este trabajo se desea estudiar el acero bifásico 980MPa galvanizado, laminado en frío con 80% de reducción de área. El objetivo principal es analizar la influencia de las diferentes condiciones de proceso de recocido continuo en las propiedades mecánicas de aceros bifásicos y en la formación de la ferrita secundaria en la estructura final. La metodología para el estudio siguió los siguientes pasos: Fue realizado el recocido isócrono de cuatro placas a diferentes temperaturas entre 720°C y 900°C en seguida, fueron expuestas a dos diferentes métodos de enfriamiento: Inmediatamente enfriar en agua o mantener a una temperatura debajo de la de recocido por 600s para entonces enfriar en agua. Con el análisis de los resultados, se percibió que fue formada gran cantidad de la nueva ferrita (llamada ferrita secundaria) en sustitución a la martensita en la estructura final. Eso ocurre por dos principales motivos: A mayor temperatura de sostenimiento, habrá mayor

fracción de austenita y, consecuentemente de martensita en contrapartida, una menor temperatura de sostenimiento y una menor temperatura de enfriamiento secundario, generan una mayor fracción de ferrita. De cualquier forma, esa mayor cantidad de ferrita tiene un efecto directo en las propiedades mecánicas del acero.

*Trabajo de Grado.

**Facultad de Ingeniería Físico-Químicas. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales. Director: María Liliana Meneses Rincón, Ingeniería Metalúrgica.

ABSTRACT

TITLE: MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION BY EBSD OF THE SECONDARY FERRITE BETWEEN THE SOAKING TEMPERATURE AND COOLING STAGE IN A GALVANISED DUAL-PHASE STEEL.

AUTHOR: David Alexander Urbina Leal**.

KEYWORDS: Dual Phase Steels; Continuous Annealing; Cold Rolling; Mechanical Properties.

DESCRIPTION:

The dual phase steels live a development of significant importance in recent decades in the industrial sector worldwide; because this type of steel belongs to the group of advanced high strength steels. The dual-phase steel is primarily of a ferritic matrix (soft constituent) and martensite (hard constituent), which give it its characteristic properties: an excellent ductility and high mechanical strength for the different industries applications. It is possible to cite, for example, the automotive field, in which the steel permits construction of safer vehicles, with less weight and greater efficiency in fuel consumption. In this study, the dual-phase steel 980MPa galvanized, cold rolled with 80% reduction, which is meant to examine the influence of different process conditions of continuous annealing on the mechanical properties of dual phase steels and the secondary ferrite formation in the final structure. The methodology for the study involved the following steps: isochronous annealing was made of four sheets at different temperatures from 720°C and 900°C and then they were exposed to two different cooling methods: immediately cooling in the water or maintain a temperature below the annealing for 600 s and then cooling in water. With the analysis of the results, it was realized that was formed large amount of new ferrite (called secondary ferrite) to replace the martensite in the final structure. This occurred for two main reasons: with the highest soaking temperature, there will be greater fraction of austenite and martensite consequently; on the other hand, a lower soaking temperature and a smaller secondary cooling temperature generate a larger fraction of ferrite. Anyway, this greater amount of ferrite has a direct effect on the mechanical properties of the dual-phase steel.

*Bachelor Thesis.

**Faculty Physicochemical Engineering, School of Metallurgical Engineering and Materials Science. Director: María Liliana Meneses Rincón, Metallurgical Engineer.

INTRODUCCIÓN

A partir del siglo XX, la ciencia se encargó de desarrollar y buscar nuevos materiales, específicamente, los aceros. La década de los 50 fue caracterizada por la búsqueda de la industria automovilística por mejores proyectos y menores precios del acero debido a la limitación de la conformación mecánica de los aceros ferríticos-perlíticos, los cuales eran utilizados en tal época. Ya en 1973, el desafío de las usinas era producir materiales con los mismos niveles de resistencia mecánica de los anteriores, sin embargo más livianos, con el fin de reducir el consumo de combustible de los automóviles debido a la primera crisis del petróleo. Entonces surgieron los llamados aceros de alta resistencia y baja aleación, conocidos por la sigla HSLA (High Streength Low Alloy), con pequeñas adiciones de elementos aleantes tales como Nb (Niobio), Ti (Titanio) y V(Vanadio). A pesar de la alta resistencia ocasionada por la microestructura ferrítica-perlítica más refinada y con endurecimiento por precipitación, hubo una ligera pérdida en la conformación mecánica, lo que desencadenó la creación de los aceros bifásicos (dual phase-DP); los cuales minimizaron tal pérdida. El fin de la crisis del petróleo ocurrió en 1985 y llevó a la industria automotiva para el progreso y la búsqueda por materiales que disminuyeran el precio de compra y manutención de productos. Finalmente, a partir de los años 90, debido a la gran competencia en el sector de la industria siderúrgica global esos nuevos aceros son reunidos en una familia llamada de los aceros de alta resistencia (Advanced High Streength Steels-AHSS) [1-2-3].

En general, los aceros de estructura bifásica son aquellos que típicamente constituyen una dispersión de una fase dura secundaria (martensita) en una matriz de ferrita, bainita y austenita retenida pueden también estar presentes, pero en bajos contenidos. Esta estructura característica promueve la elevada resistencia mecánica y adecuada ductilidad. La formación de estos aceros a partir de procesos de recocido continuo de temperatura intercrítica sufre las siguientes transformaciones: recristalización de la ferrita, disolución de la perlita, formación de la austenita y su transformación durante el enfriamiento [8-13].

Un importante factor influyente en las propiedades mecánicas de la chapa de acero es la textura cristalográfica del material. La mayoría de investigaciones han sido realizadas sobre chapas a frío y aceros de bajo carbono. La textura de transformación de la ferrita está influenciada por tres importantes procesos

microestructurales: la recrystalización de la austenita, la deformación de la austenita, y la transformación de la austenita a ferrita. En todos los casos el componente de textura de la ferrita puede ser encontrado en la fibra $\langle 110 \rangle_{\alpha}$ dirección de laminación (RD). También en el análisis de la textura se puede observar el comportamiento de los elementos de aleación en el material, como en este caso Nb y Ti que suprimen la recrystalización de la austenita [18].

En este trabajo se propone evaluar la microestructura del acero bifásico 980 Mpa galvanizado y laminado en frío por técnicas de EBSD de la formación de la ferrita secundaria entre la temperatura de sostenimiento y la etapa de enfriamiento lento, después de tratamientos térmicos de recocido continuo intercríticos isócronos, y también la medición de microdureza Vickers para la caracterización metalográfica y definir las propiedades mecánicas obtenidas en este material.

1. MARCO TEÓRICO

1.1 ACEROS BIFÁSICOS.

Los aceros bifásicos surgieron después de la búsqueda de microestructuras más complejas que las ferríticas o ferrítico-perlíticas normalmente encontradas en las aleaciones comunes de bajo carbono, para maximizar la resistencia mecánica y ductilidad de estos tipos de aceros. Sin embargo, los aceros bifásicos o dual phase tienen una particular microestructura constituida por una matriz blanda de 80 a 85% de ferrita poligonal y una fase secundaria dura de 15 a 20% de martensita. Esta segunda fase se localiza exclusivamente en los límites de grano de la fase matriz ya que debe estar totalmente aislada de esta fase, para garantizar la ductilidad y conformabilidad del material [2-8].

También la microestructura bifásica se caracteriza por su organización peculiar de islas duras dispersas en la matriz blanda, lo que confiere propiedades mecánicas al acero como fluencia continua, límite de fluencia entre 300 a 380 MPa, alto exponente de endurecimiento, n , (entre 0,2 y 0,3); límite de resistencia entre 620 y 655 MPa, baja razón elástica ($LE/LR \sim 0,5$ y $0,6$); estiramiento total superior a 27%. Los elementos de aleación también tienen influencia en la microestructura de los aceros bifásicos pueden ser observados en la tabla 1 [2-5].

Tabla 1. Resumen de las propiedades mecánicas de los principales elementos de aleación en los aceros bifásicos [5].

ELEMENTO	INFLUENCIA
C < 0,1%	Principal elemento endurecedor de la martensita. Reduce la tenacidad de la martensita. Determina la fracción de la martensita en la microestructura. Reduce la soldabilidad, con el aumento del carbono equivalente.
Mn	Estabilizador de la austenita. Mejora la templabilidad, atrasando la formación de perlita y bainita.

	Reduce la actividad del carbono en la ferrita. Endurece la ferrita
Si	Estabilizador de la ferrita. Aumenta la actividad del carbono en la ferrita. Genera más ferrita poligonal. Previene las partículas de martensita conectadas entre sí. Endurece la ferrita.
P	Endurece la ferrita.
Cr, Mo	Aumentan la templabilidad, atrasando la formación de la perlita.

Los aceros bifásicos son producidos mediante el proceso de recocido continuo o directamente, a partir del estado laminado en caliente, controlándose la composición y las condiciones de enfriamiento. La forma más simple de producir la estructura bifásica es por recocido del acero previamente laminado en frío, en la región intercrítica entre Ac_1 y Ac_3 , donde la ferrita y la austenita coexisten en equilibrio [5-12-15].

El procesamiento industrial de los aceros bifásicos puede ser tanto por laminación en caliente como en frío. Cuando la producción es directamente por la laminación en caliente se necesita tener en cuenta dos factores importantes como la composición química del acero y el enfriamiento controlado en la salida del laminador, finalizando con el embobinado a temperaturas inferiores de 300°C [9]. En cuanto el procesamiento es realizado por la laminación en frío se utiliza un recocido intercrítico; porque en este implica cambios de fases: calentamiento en el cambio de la fase de ferrita y austenita y después la transformación de la austenita durante el próximo enfriamiento. En una línea de recocido continuo, la microestructura se genera por enfriamiento a una velocidad la suficientemente rápida desde la región intercrítica de ferrita y austenita, en un ciclo rápido [5].

1.2 RECOCIDO.

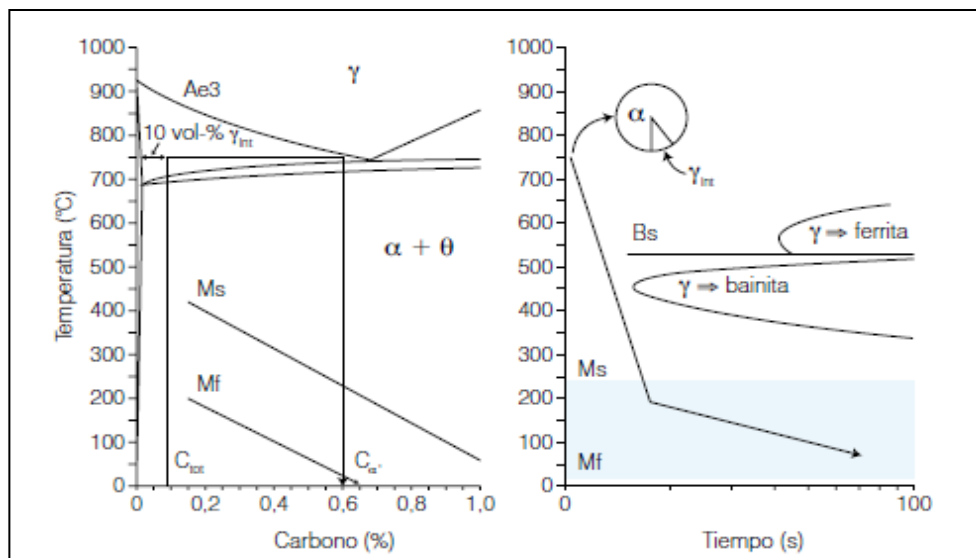
Los aceros en condición natural, o sea, cuando salen de la laminación en caliente o forjamiento, no son adecuados para la fabricación, pues generalmente son muy duros y no tienen la microestructura apropiada para una respectiva aplicación. Sin

embargo, el tratamiento con el cual los aceros son condicionados para la fabricación es el recocido, ya que este tratamiento consiste en calentar hasta una dada temperatura, dejar un determinado tiempo y enfriar correctamente, con el objetivo principal de ablandar los materiales metálicos y conjuntamente generar cambios deseados en las propiedades o en la microestructura del material[11].

En la práctica se utilizan ciclos térmicos específicos en el recocido, que se pueden clasificar de acuerdo a la temperatura hasta que el metal es calentado y el método de enfriamiento usado. La máxima temperatura puede estar debajo de la temperatura crítica inferior, A_1 , recocido subcrítico; o arriba de A_1 y debajo de A_3 ; o A_{cm} , recocido intercrítico; o arriba de A_3 recocido de austenización completa [11-17].

En la figura 1 se puede observar un esquema de recocido continuo intercrítico de un acero bifásico, en que la temperatura intercrítica define la fracción de volumen y el contenido de carbono de la austenita que se transforma para martensita. La temperatura del fin de la formación de martensita M_f debería estar arriba de la ambiente, para evitar la presencia de austenita retenida [12].

Figura 1. Esquema de un recocido continuo intercrítico de un acero bifásico [12].



1.3EBSD

La EBSD (Difracción de Electrones Retrodispersión) es una técnica ampliamente utilizada en la metalografía que consiste en la caracterización y medida de los granos y subgranos de varios materiales así como sus orientaciones, el que permite hacer varios análisis. La organización y tamaño de los granos interfieren, como ya probado, en las propiedades mecánicas y físicas que el material irá presentar, justificando así la importancia de ser estudiados.

Los materiales necesarios para la utilización de esa técnica son, básicamente, el microscopio electrónico de barrido y la plataforma EBSD. Las imágenes son obtenidas por la reflexión de haces de electrones lanzados sobre la muestra inclinada (entre 60 y 70°). Así, dependiendo del ángulo en que el grano se encuentra, el haz retornará en una posición diferente que corresponde a su inclinación y tendrán su lectura hecha por una cámara y, posteriormente por el programa. De esa forma, hará esa conversión para todos los puntos por los cuales el haz irá pasar hasta que la muestra sea barrida completamente (cantidad de puntos varía con el parámetro “step” que determina cual es el espacio que recorre en la muestra entre un haz de electrones y otro) y así tendrá la orientación de cada uno de los granos.

Después de haberse barrido toda la muestra por el EBSD, es necesaria una segunda plataforma de análisis de esos datos. Siendo así, fue escogido el programa llamado OIM (Orientation Image Microscopy Analysis), que entre otras herramientas, permite la visualización de la textura de las fases y figuras de polo que están presentes en este trabajo [10].

1.4TEXTURA

Los materiales policristalinos son constituidos de pequeños cristales, llamados granos o cristalitos, los cuales son separados entre sí por unas fronteras denominadas contornos de grano. Como el tamaño de grano de la mayoría de los materiales policristalinos tienen rangos bien estrechos (10 a 100 μ m), las piezas y componentes policristalinos son constituidos de un inmenso número de granos. Es importante saber que cada grano en un agregado policristalino tiene orientación cristalográfica diferente de las de sus vecinos, esto quiere decir, que los cristales

no están organizados aleatoriamente, dentro de su volumen. Esto se debe a las constricciones externas impuestas al material, durante su fabricación [6].

Los policristales se pueden asociar con la textura cristalográfica, por lo tanto, la textura puede ser descrita como una condición en la cual la distribución de orientaciones de los granos de un policristal no es aleatoria. La textura está constituida por componentes; una componente es representada por una orientación cristalina ideal, próxima de la cual a las orientaciones de un razonable volumen del material (número de granos) se agrupan. En conclusión es importante revelar que la textura no significa a la forma de los granos, pero si a la forma como la red cristalina de esos granos son organizados [4].

1.4.1 Métodos de Representación de la Textura Cristalográfica.

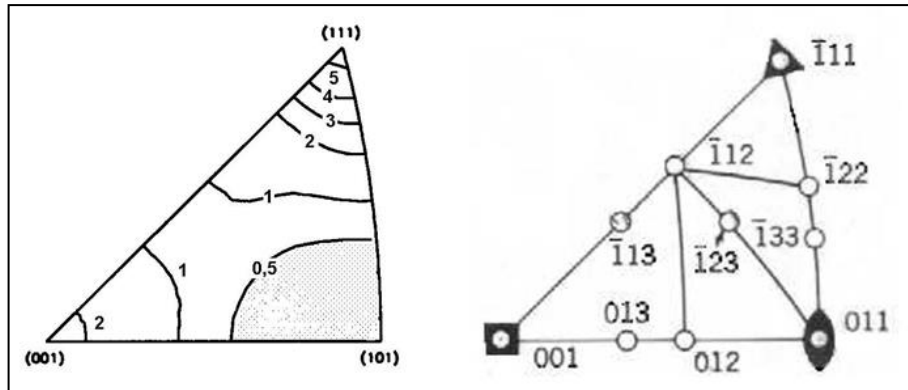
Existen diversos métodos de representar la textura de un material. Para todos ellos, es necesario que las orientaciones de los cristalinicos presentes sean determinadas. Los cuales pueden ser: Difracción de Rayos X, EBSD y Microscopía Electrónica de Barrido (SEM). Las formas más comunes de la representación de la distribución de las orientaciones medidas experimentalmente son:

1.4.1.1 Figuras de Polos Inversas.

En la figura de polos inversas, se compila la densidad de los polos de los planos $\{hkl\}$ paralelos a una dada superficie de la muestra, sobre un triángulo estereográfico característico del sistema cristalino del material. Esta densidad puede ser hallada mediante difracción de rayos x o por EBSD y es normalizada por las densidades de los planos correspondientes de una muestra sin textura en unidades veces o patrón aleatorio.

Se representan por las líneas de isodensidad de polos, estas son, líneas que pasan por los mismos valores de densidad de polos, y es muy empleada en la representación de texturas de fibra. En la figura 2 se ilustra la figura de polos inversas.

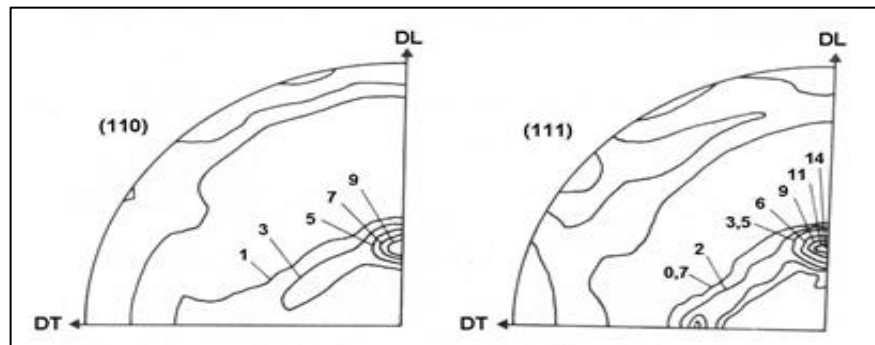
Figura 2. (a) Figura típica de polos inversos; (b) Proyección patrón del sistema cúbico [4].



1.4.1.2 Figura de Polos rectos:

En la figura de polos rectos, se determina la densidad de los polos de un plano $\{hkl\}$ específico sobre una proyección estereográfica que tiene como referencia las direcciones de los ejes macroscópicos del material. La densidad de la figura de polos recto es representado por las líneas de isodensidad y su distribución es normalizada por la misma densidad del mismo plano $\{hkl\}$ de un material sin textura. La figura 3 muestra un ejemplo de figura de polos rectos.

Figura 3. Figura de polos rectos de una chapa laminada de la aleación Fe-30%Ni [4].



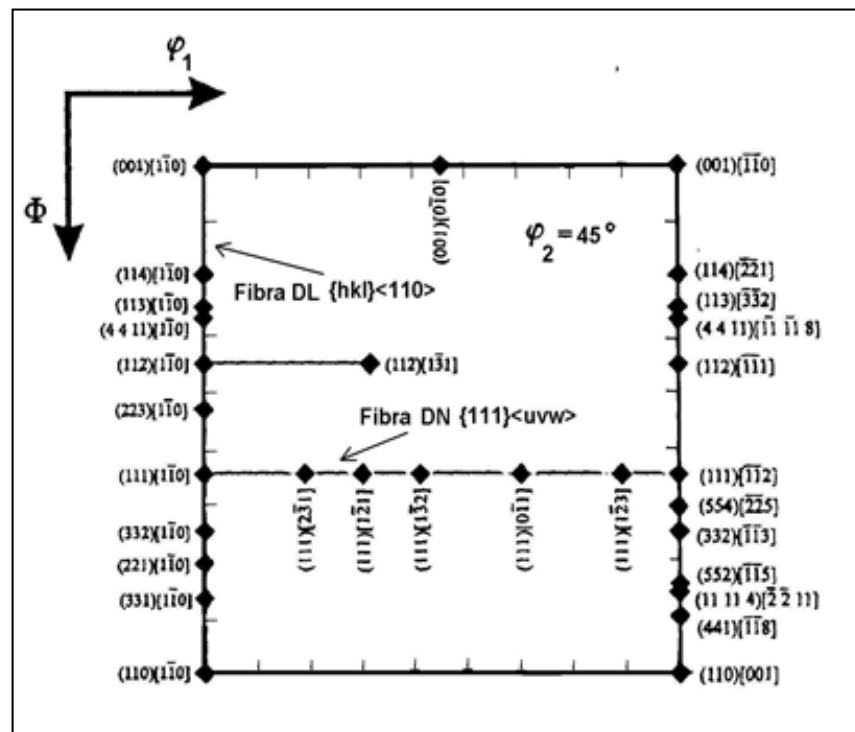
1.5.2 Función de Distribución de Orientaciones Cristalinas (FDOC)

La función de distribución de orientaciones cristalinas da una descripción de la textura más amplia y completa de que las figuras de polo derechas, ya que incluye información sobre la distribución de las orientaciones de los cristales dados.

Además de la descripción, la FDOC especifica la probabilidad de encontrar determinadas orientaciones $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ en una muestra del material. Por ende, la orientación de un cristal está definida por tres ángulos de Euler (ϕ_1 , Φ e ϕ_2), los cuales tienen tres rotaciones consecutivas que, aplicadas a los ejes $[100]$, $[010]$ y $[001]$ de la celda cristalina del material, transformándolos en congruente con los ejes de Dirección de Laminación (DL), Dirección Transversal (DT) y Dirección Normal (DN), respectivamente, de la lámina de acero.

Los ángulos de Euler definidos anteriormente son usualmente utilizados en el intervalo de 0 a $\pi/2$ rad. Eso permite la construcción de gráficos, en secciones de $\phi_2 = \text{constante}$, donde los planos $\{hkl\}$ y las direcciones $\langle uvw \rangle$ que pertenecen a estos planos están representadas. Los planos son denotados por líneas rectas y las direcciones por puntos sobre líneas, como se observa en la figura 4 [4].

Figura 4. Muestra las orientaciones $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ que, para las chapas laminadas de materiales del sistema cúbico, pertenecen a las fibras DL y DN. La sección de $\phi_2 = 45^\circ$ contiene, para el sistema cúbico, todas las orientaciones de interés [4].



2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GENERAL

Analizar la influencia de las diferentes condiciones del proceso de recocido continuo en las propiedades mecánicas del acero bifásico laminado en frío y galvanizado de clase de 980MPa límite de resistencia mínimo, por medio de caracterización microestructural por EBSD de la formación de ferrita secundaria en la estructura final.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS.

- Caracterizar microestructuralmente del acero bifásico 980 laminado en frío y recocido y evaluar sus propiedades mecánicas.
- Identificar la ferrita secundaria en la estructura final del acero bifásico 980MPa analizando la influencia de las diferentes condiciones del proceso de recocido continuo.
- Determinar la textura cristalográfica del acero bifásico (DP 980) galvanizado a lo largo del procedimiento de recocido continuo por medio del software OIM (Orientation Imaging Microscopy).

3 METODOLOGÍA

3.1 Recocido

El recocido de las muestras del acero bifásico 080MPa fueron realizados en un horno tipo mufla de referencia Lino Elektro Therm. Las temperaturas usadas para las muestras fueron de 720°C, 840°C y 900°C con un tiempo de calentamiento de 100s y un tiempo de sostenimiento de 300s, posteriormente, las muestras fueron enfriadas en agua.

3.2 Preparación para Análisis Metalográfico y evaluación de la Textura.

La preparación de las muestras para el análisis de microestructura por microscopía óptica y por microscopía electrónica de barrido (SEM), realizada en el Laboratorio de Metalografía del Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales (DEMET) de la Universidad Federal Minas Gerais (UFMG), siguió las etapas de preparación metalográfica convencional (corte, embutido, desbaste, pulimento y ataque químico) y son detalladas a continuación.

Las muestras provenientes de laminación en frío con 1,0 mm de espesor de un acero bifásico de la clase 980MPa, cedidas por la empresa USIMINAS S.A. (Minas Gerais, Brasil), fueron cortadas con auxilio de discos abrasivos de longitudes de 1,0 cm de largo. Las muestras fueron retiradas de las regiones centrales de sus respectivas chapas y fueron embutidas en la máquina Predopress de la marca Struers, según sus secciones longitudinales, en resina conductora a base de cobre. Para la etapa de desbaste, fueron utilizadas lijas de seis numeraciones granulométricas diferentes (100, 240, 320, 400, 600 y 1200) en una máquina de desbaste Knuth-Rotor- 3 de la marca Struers. En seguida, las muestras fueron pulidas secuencialmente en politrices APL-4 de la marca Arotec con pastas de diamante de 9 μm , 3 μm y 1 μm por un periodo de 8 minutos cada una. Para el análisis microestructural, las muestras fueron atacadas por inmersión con reactivo de nital 2% por 25 segundos según la norma ASTM E407 "Standard Practice for Microetching Metals and Alloys".

Solamente para aquellas muestras sometidas al análisis por EBSD (para evaluación de la textura) pasaron por etapas adicionales de pulimento que consistieron en pulimento con pasta de diamante de 9 μm , 3 μm , 1 μm Y 0,25

μm por 8 minutos seguido de pulido automático en la Minimet 1000 de la marca Buehler con sílica coloidal de $0,05 \mu\text{m}$ por 120 minutos sin necesidad de ataque químico posterior.

Todos los análisis fueron hechos en las secciones longitudinales de las muestras. El análisis por microscopía óptica fue realizada con equipo de la marca LEICA equipado con cámara digital con resolución de 640×480 pixels y la caracterización microestructural fue realizada con ayuda del microscopio electrónico de barrido (SEM) modelo FEI-Inspect S50, operando a 20kV equipado con un espectrómetro de energía dispersiva (EDS) de la EDX Genesis del Departamento de Ingeniería Metalúrgica de Materiales de la UFMG.

La textura cristalográfica y la cuantificación de sus componentes en las muestras fueron determinadas en el Centro de Microscopía de la UFMG a través de la técnica de EBSD con auxilio del Microscopio Electrónico modelo FEI-Quanta 200 FEG, juntamente con el software OIMTM. Los análisis fueron realizados en las secciones longitudinales en un campo de $50 \times 100 \mu\text{m}$ en la mitad del espesor de las muestras. El haz de electrones fue acelerado sobre una tensión de 20kV y barrió la muestra con paso de 80nm .

3.3 Microdureza Vickers.

El test de microdureza Vickers fue realizado en todas las muestras en el laboratorio de Metalografía de la Universidad de Federal Minas Gerais (UFMG). Después de la preparación metalográfica, fueron realizadas y medidas 20 indentaciones en posiciones aleatorias en las secciones longitudinales de cada muestra. Las diagonales fueron medidas para calcular por medio de la planilla electrónica el valor de microdureza vickers para cada indentación. El ensayo fue realizado a través del microdurómetro Microhardness Tester FM700 de la marca Future Tech Corp.

4 RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

4.1 METALOGRAFÍA CUANTITATIVA.

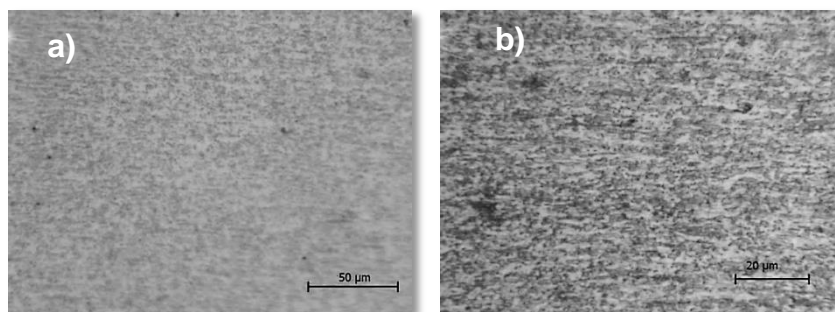
Con el conocimiento de que los aceros bifásicos constituyen el grupo específico entre los aceros avanzados de alta resistencia (Advanced High Strength Steels-AHSS) el que se caracteriza por una microestructura particular con una matriz de ferrita que indica una fase blanda; y por otro lado está constituida por diversas cantidades de fase martensítica, que generalmente está entre en el rango de 15%-20% que le proporciona la dureza y permite el control de la resistencia mecánica del acero bifásico. También el acero bifásico se trata de aceros de bajo contenido de carbono y con adicciones de elementos de aleación tales cuales como Manganeso, Silicio, Niobio, y entre otros. En este caso se tiene el acero bifásico 980MPa con una composición química que está representada en la tabla 2.

Tabla 2. Composición química del acero DP980MPa (% en peso) [1].

C	Si	Mn	Ti + Nb	Cr + Mo	B
0,06 a 0,15	0,10 a 0,50	1,50 a 2,50	≤0,050	≤0,70	0,0010 a 0,0050

En la figura 5 muestra la microestructura del acero bifásico de la clase 980MPa fue laminado en frío, se encuentra en estado de endurecimiento por deformación con reducción del 80% de área y no fue sometido a ningún tratamiento térmico. Se observa que la microestructura se encuentra parcialmente recristalizada con granos muy finos. Es posible notar la presencia de precipitados en toda la matriz, tanto dentro como en el contorno de los granos.

Figura 5. (a) Micrografía de la muestra original con la reducción de 80% realizada por microscopio óptico a 500x (b) 1000x. Ataque con reactivo de Nital 2%.



4.1.1 Muestras laminadas en frío y recocidos (LFR)

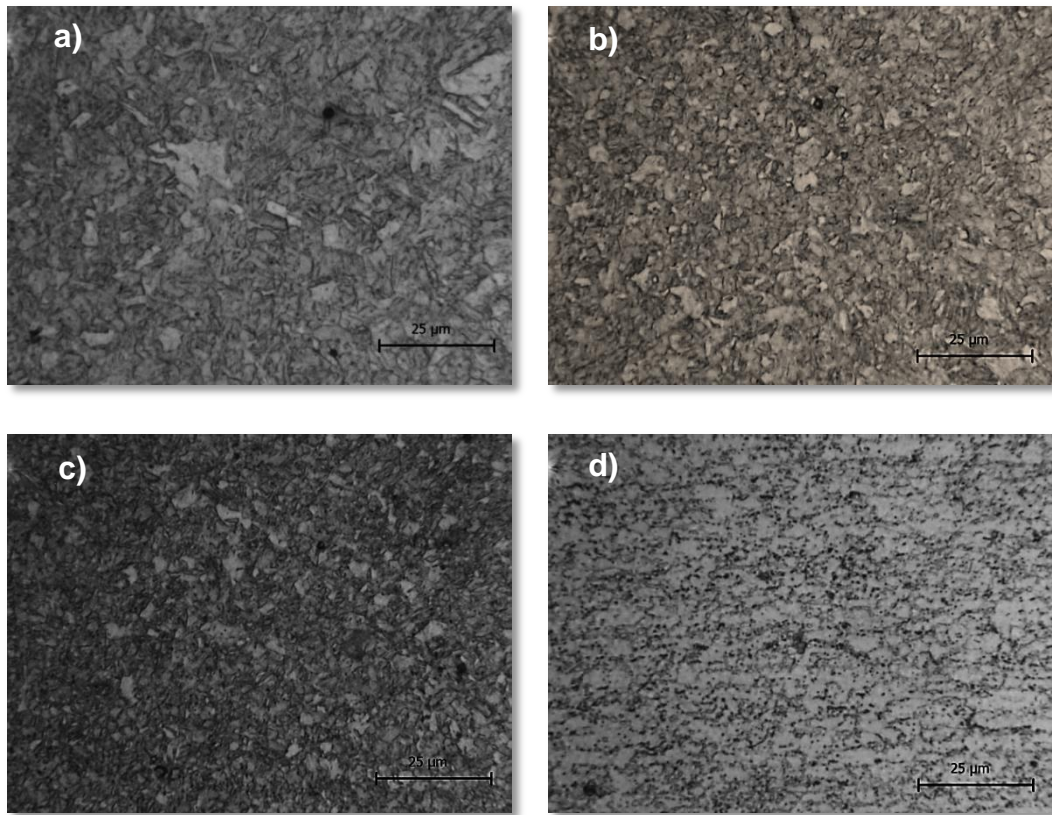
Todas las muestras revelaron la típica microestructura del acero bifásico laminado en frío, que consiste en gran cantidad de ferrita con islas de ferrita y martensita. Vale la pena notar que en algunos casos las islas de martensita contienen núcleos de bainita. Esto se puede explicar por la concentración de carbono en la transformación de austenita. Debido a la poca difusividad del carbono en la austenita en bajas temperaturas, la concentración de C en la región de la austenita del límite de fase ferrita- austenita es mayor que en el centro, permitiendo la diferencia, en la templabilidad dentro de la transformación del grano austenítico. Consecuentemente, la transformación de la bainita no siempre es suprimida en el centro de los granos, y el núcleo de la bainita es obtenido en las islas de martensita.

La deformación en las temperaturas a bajo de la temperatura de no recristalización genera una microestructura austenítica deformada, la cual mejora la transformación de la ferrita primaria debido al incremento de número de lugares de nucleación es la mayor fuerza motriz para la nucleación. Para grandes deformaciones en bajas temperaturas, la cantidad de ferrita muestra un pequeño incremento, con la fracción de ferrita es aproximada al contenido de ferrita en equilibrio [1-14].

La fracción de bainita reduce notoriamente con el aumento de contenido de ferrita. En otras palabras, se considera que cuando más ferrita es formada, la austenita es enriquecida en C debido a muy baja solubilidad de C en la ferrita primaria (menos que 0,02%C) y la templabilidad de austenita no transformada aumenta [1].

La figura 6 (a) muestra la microestructura de la muestra LFR en una temperatura de 900°C, el que se puede decir que representa una temperatura de no recristalización, sin embargo favoreció la transformación de la ferrita primaria en la microestructura final. (b) y (c) se observa una microestructura de la muestra LFR en una temperatura de 840°C-610°C y 840°C, ósea a una temperatura intercrítica, ya que favoreció la recristalización y transformación de la austenita a martensita, generando mayor regiones o islas de martensita dentro de la microestructura final. (d) podemos observar la microestructura de la muestra LFR en una temperatura de 720°C, la cual es considerado una temperatura subcrítica, sin embargo, generando mayor fracción de ferrita primaria a lo largo de la microestructura.

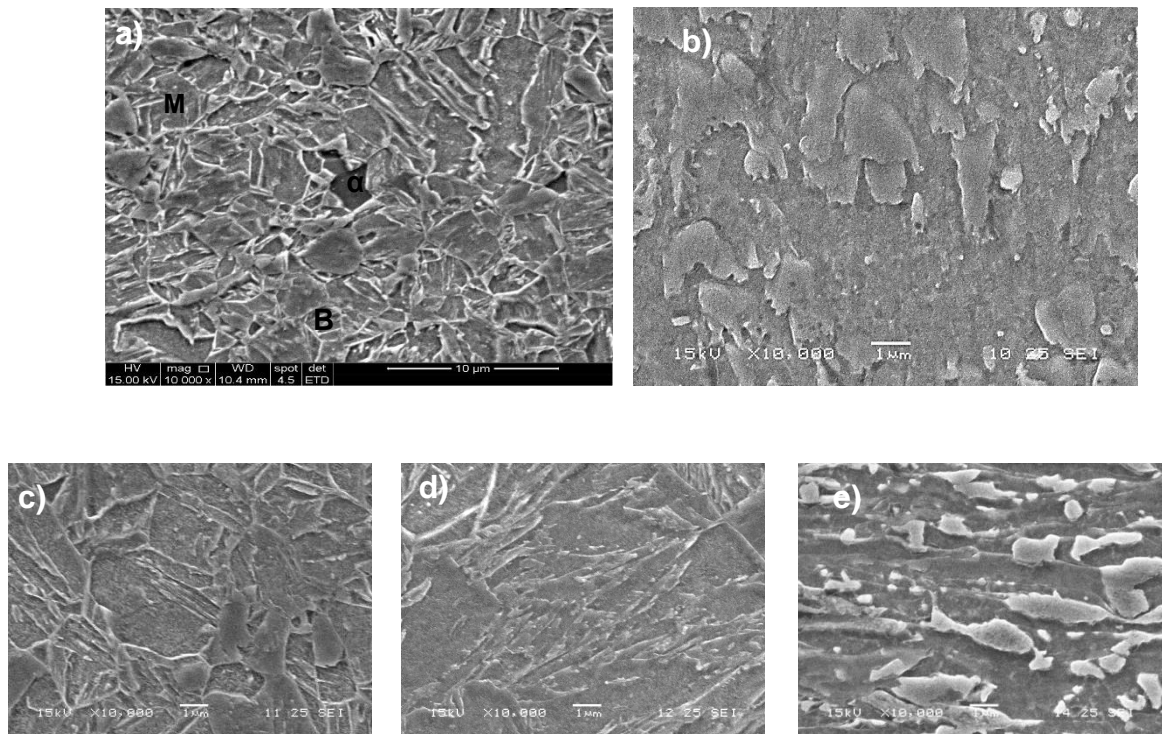
Figura 6. Evolución de la microestructura de las muestras LFR sometidas a diferentes tratamientos térmicos isócronos. Realizado por microscopio óptico a 1000x. Ataque con reactivo de Nital 2%. (a) 900°C; (b) 840°C-610°C; (c) 840°C; (d) 720°C.



4.1.2 Microscopía Electrónica de Barrido (SEM).

La figura 7 presenta las micrografías electrónicas de barrido de las muestras LFNR y LFR, respectivamente. Las muestras escogidas para el SEM fueron la original y las recocidas en las temperaturas de 720°C, 840°C, 840°C-610°C y 900°C, todas por 300s de sostenimiento.

Figura 7. Evolución de la microestructura con la temperatura de recocido de las muestras LFR: a)840°C -610°C ; b) 720°C ; c) 840°C; d)900°C ; e)original. Realizado por SEM a 10000x.



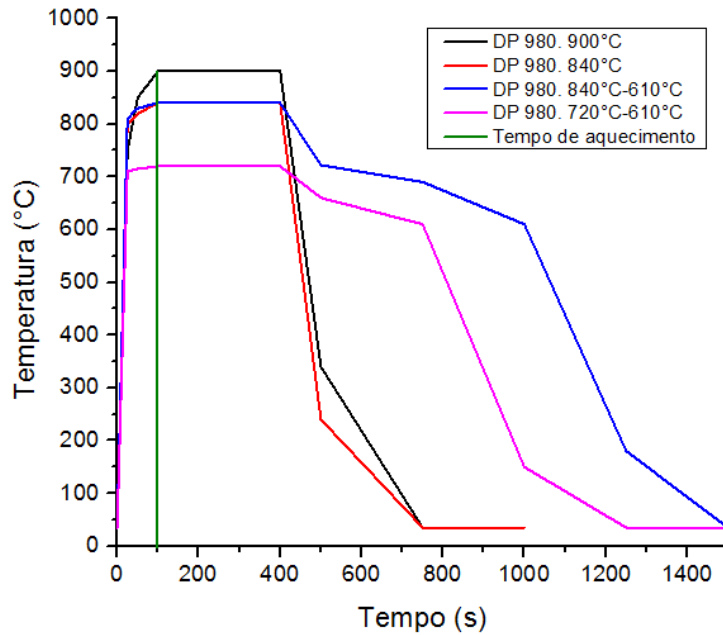
B= Bainita, M=Martensita, α =Ferrita.

4.1.3 Perfil Térmico.

La figura 8 muestra el perfil térmico obtenido a través del calentamiento de las muestras hasta las temperaturas 720°C, 840°C y 900°C en un horno tipo mufla. Las tasas de calentamiento de las muestras permiten el cálculo del tiempo necesario para la muestra alcanzar la temperatura necesaria para el tratamiento térmico respectivo.

Los tiempos en que las muestras permanecerán en el horno fueron calculados como siendo el tiempo que la muestra lleva para calentar (tiempo de calentamiento) sumando al tiempo de sostenimiento (tiempo de recocido en sí). En esta situación, el tiempo de calentamiento obtenido fue de 100s como se puede observar en la figura 8. También mediante la presente figura se puede decir que el tiempo de sostenimiento fue de 300s para todas las muestras, el que significa que los tratamientos térmicos de recocido las diferentes temperaturas son isócronas.

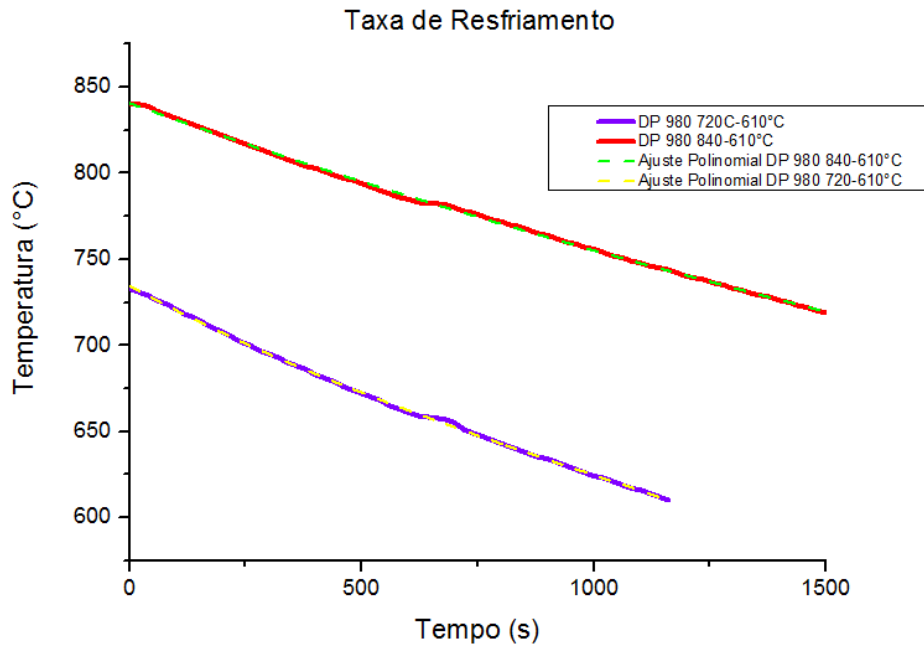
Figura 8. Perfil térmico de las muestras del acero bifásico 980MPa LFNR.



4.1.4 Tasa de Enfriamiento.

La figura 9 muestra la tasa de enfriamiento para dos muestras DP980 720°C-610°C y DP980 840°C-610°C. En esta figura, se pueden observar las respectivas curvas de la velocidad de enfriamiento que se obtuvieron después del tratamiento térmico de recocido hecho en aquellas muestras. Esta velocidad dice cuanto tiempo demora en enfriarse desde una temperatura de sostenimiento hasta una dada temperatura de fin de enfriamiento lento, el cual se fijó el valor de 610°C para la temperatura final de enfriamiento. Derivando las curvas de enfriamiento de las dos muestras, se halló el valor de las velocidades, los cuales fueron 6,8°C/s para DP980 840°C- 610°C y 10,5°C/s para DP980 720°C-610°C.

Figura 9. Representación de la tasa de enfriamiento para las muestras DP980 720°C - 610°C y DP980 840°C - 610°C.



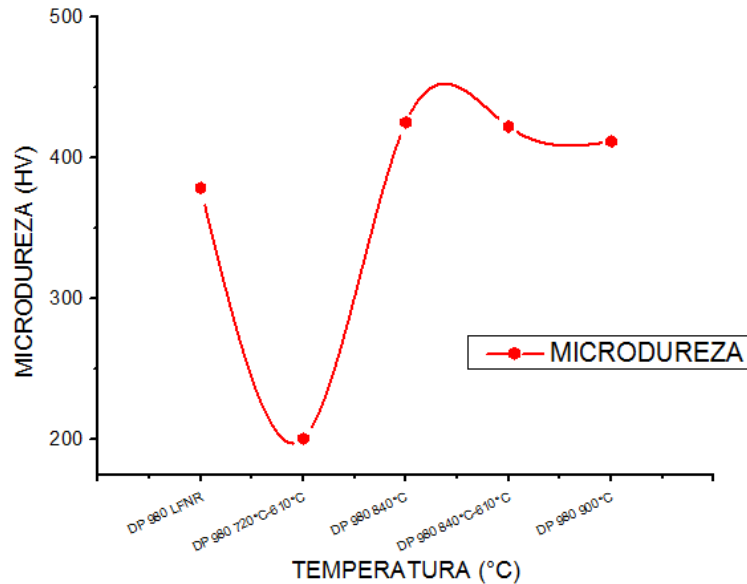
4.1.5 Microdureza Vickers.

Las microdurezas obtenidas en cada muestra de la serie LFNR, en las diferentes condiciones de tratamiento térmico, son presentadas en la tabla 3. La curva de ablandamiento en función de la temperatura de recocido para un mismo tiempo de sostenimiento de 300s es mostrada en la figura 10.

Tabla 3. Microdurezas de las muestras LFNR y LFR dependiendo de la Temperatura.

TEMPERATURA (°C)	MICRODUREZA (HV)
DP 980 LFNR	378,95
DP 980 720°C – 610°C	200,79
DP 980 840°C	425,15
DP 980 840°C – 610°C	422,44
DP 980 900°C	411,82

Figura 10. Variación de la microdureza de las muestras LFNR y LFR con tiempo de sostenimiento de 300s en las temperaturas de 720°C, 840°C y 900°C.



Se observa en la figura 10 y en la tabla 4 que la microdureza aumentó en altas temperaturas de sostenimiento como fueron: 840°C y 900°C, ya que por el tratamiento térmico de recocido aplicado tuvo mayor recristalización de la austenita transformándose en martensita. En otras palabras, la fracción martensítica incrementó generando valores de microdureza altos (425,15HV; 422,44HV; 411,82HV). Por otro lado, en la temperatura de 720°C se obtuvo un valor de microdureza de 200,79HV, valor relativamente bajo en comparación de las otras muestras, ya que 720°C referencia una temperatura subcrítica, en la cual favorece el incremento de la fracción de ferrita y la disminución de la dureza del material. Finalmente la microdureza obtenida por el material LFNR (muestra original) tiene un valor alto, esto quiere decir que la microestructura de los aceros bifásicos tienen buenas propiedades mecánicas tales como: elevada resistencia, buena ductilidad y conformabilidad.

4.2 TEXTURA CRISTALOGRÁFICA

La microestructura fue realizada a lo largo de la superficie de las muestras de forma para analizarse las orientaciones de los granos ferríticos en el plano longitudinal del espesor de laminación formado por las direcciones DL y DN. Las componentes de textura representadas por las ODF (Orientation Distribution

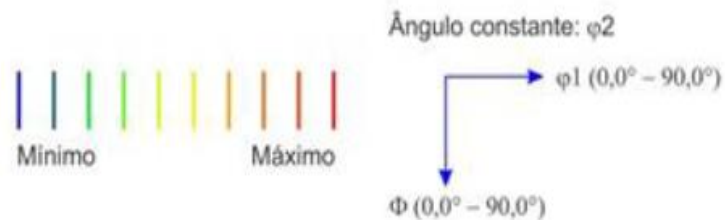
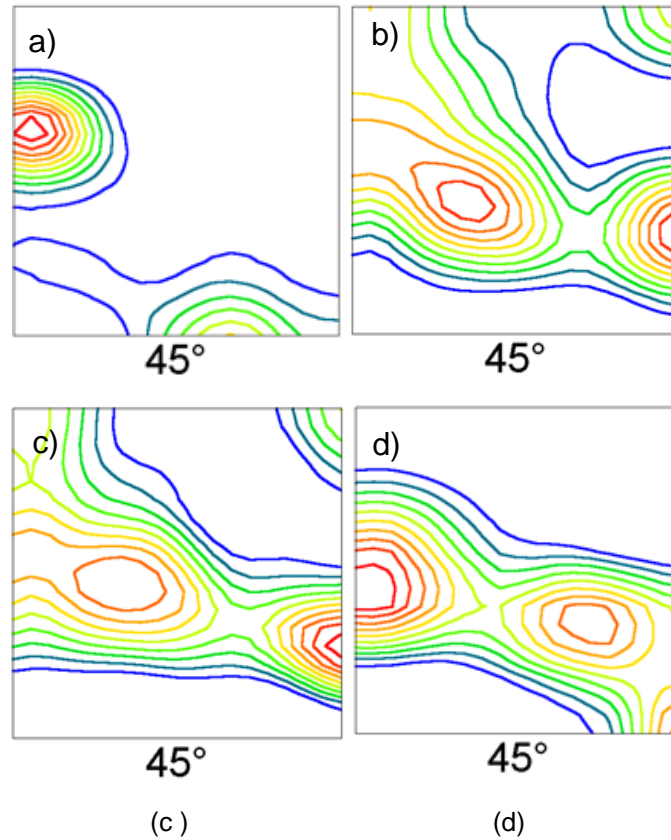
Fuccion – función de distribución de orientaciones), corresponden a la sección 45°C con φ_2 constante.

Las orientaciones de interés para el procesamiento de aceros bifásicos pueden ser encontradas en la sección $\varphi_2=45^\circ$ del espacio Euler [1-4-16].

- 1) El α o fibra RD, en el eje vertical a la izquierda y representa todas las orientaciones con una común dirección paralela $\langle 100 \rangle_\alpha$ al RD.
- 2) La γ o fibra dirección normal (ND), representado por las líneas horizontal en $54,7^\circ$ e interpreta las orientaciones $\{111\}\langle uvw \rangle_\alpha$, donde los planos $\{111\}_\alpha$ son paralelos al plano de laminación.
- 3) El cubo $\{001\}\langle 010 \rangle_\alpha$ y la componente del cubo girada $\{001\}\langle 110 \rangle_\alpha$.
- 4) El Goss $\{110\}\langle 001 \rangle_\alpha$ y la componente del Gross girada $\{110\}\langle 110 \rangle_\alpha$.
- 5) La fibra de ferrita β , la cual es el producto de transformación de la fibra de austenita β , no es nítidamente definida, pero forma series continuas de orientaciones desde $\{114\}\langle 110 \rangle_\alpha$ en la fibra RD en dirección a $\{111\}\langle 112 \rangle_\alpha$ en la fibra ND.

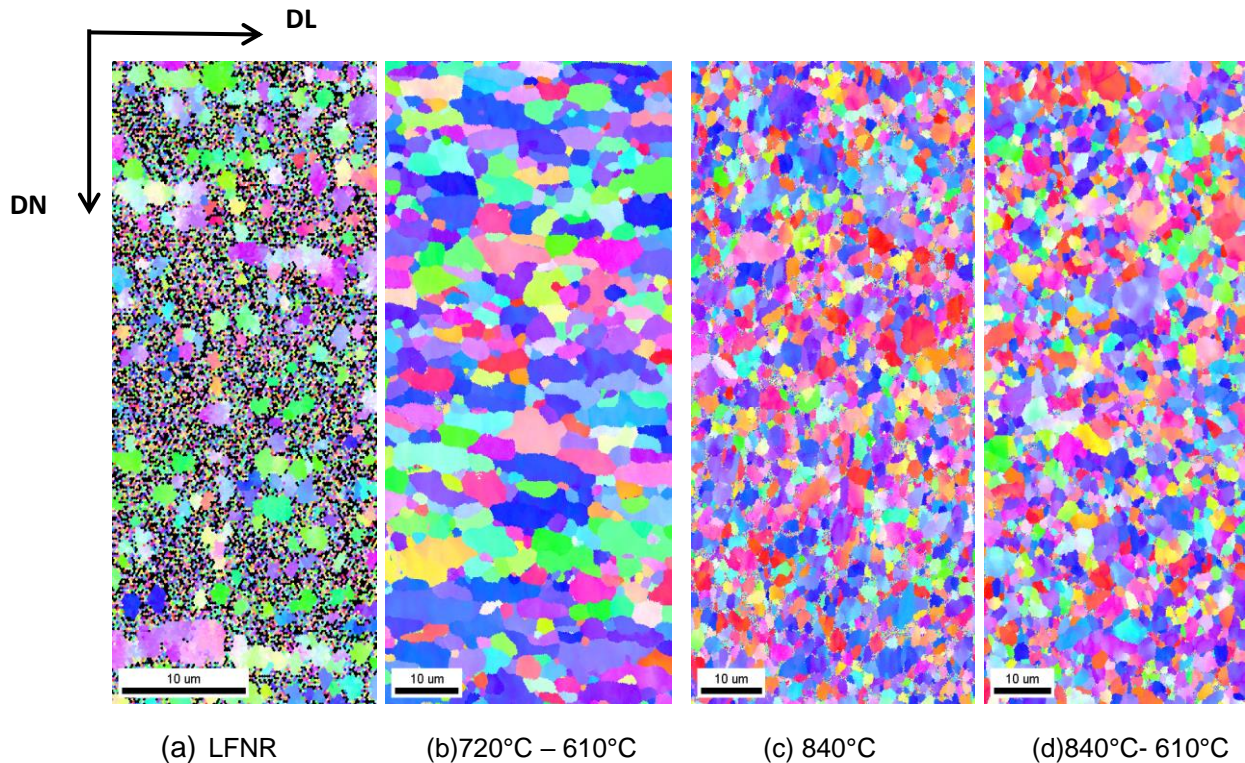
La figura 11 muestra la evolución de la textura, respectivamente, para las muestras LFNR y recocidas en las temperaturas de 720°C y 840°C . (a) muestra una alta intensidad de la fibra β $\{112\}\langle 131 \rangle$ que viene de una serie continua de orientaciones desde la fibra RD $\{114\}\langle 110 \rangle_\alpha$ hasta $\{223\}\langle 110 \rangle$, esto hace referencia el estado encruado del material. En (b) se comienza a observar la recristalización de la microestructura del material, ya que presenta componentes de alta intensidad $\{111\}\langle 112 \rangle$. (c) representa una recristalización final del material, ya que sus componentes de alta intensidad $\{332\}\langle 113 \rangle$ en la fibra DT. (d) muestra la evolución de la recristalización de la microestructura desde un alta intensidad en el estado original con componentes $\{111\}\langle 110 \rangle$ RD hasta alcanzar una microestructura final representada por Goss $\{110\}\langle 001 \rangle$.

Figura 11. ODF de las muestras (a)LFNR, (b)LFR840°C, (c)LFR 840°C-610°C, (d) LFR 720°C.



La figura 12 muestra los mapas de orientaciones de los granos para las muestras LFNR y las recocidas en las temperaturas de 720°C y 840°C. (a) muestra que el material se encuentra en su estado original, por tanto, la orientación de los granos es heterogénea. (b) presenta una microestructura más homogénea que la del material LFNR, el que percibe por el aumento de regiones azules que tienen orientación $\{111\}\langle uvw \rangle$ y también por las islas rojas que contienen orientación $\{001\}\langle uvw \rangle$. (c) y (d) presentan orientaciones con heterogeneidad a lo largo de la microestructura, porque hay aumento en el tamaño de grano en la microestructura final después del tratamiento térmico realizado.

Figura 12. Mapas de orientación para las muestras LFNR y LFR.



En las figuras 13 y 14 muestran el método de kernel average misorientation (KAM) para los DP980. 720°C-610°C y DP980. 840°C-610°C para obtener la reparación de la fase ferrita primaria y ferrita secundaria de la microestructura de los materiales. El KAM es calculado por la determinación de la media de todos los ángulos desorientados entre todos los pixeles vecinos de un pixel y otro pixel en el centro del kernel. Se adoptaron tres vecindades para las medidas de los KAMs, las cuales se genera un KAM patrón (Mapa con Kernel) y la variación de KAMs

máximos. Haciendo un análisis de comparación con el KAM patrón y los KAMs máximos para los dos materiales, donde un umbral de $KAM_{m\acute{a}x}$ y todos los puntos con un valor menor a este deberían pertenecer la fracción de ferrita. Observando la figura 13 y 14 se definió que el $KAM_{m\acute{a}x}=0,375$ es el umbral correcto; dado que, tiene mayor visibilidad el mapa de KAM cuando los $KAM_{m\acute{a}x}$ son mayores. En este valor, se puede observar la distribución de los granos (azules) de eso se puede inferir que hubo el crecimiento de la nueva ferrita (ferrita secundaria), ya que las dos ferritas tienen una misma microestructura (BCC). Dicho crecimiento de la ferrita epitaxial ocurre en los límites de grano o también dentro del grano de la ferrita primaria. Para cuantificar esta observación se tiene en cuenta que pixeles bcc indexados con $KAM < KAM_{m\acute{a}x}$ son considerados a pertenecer a la fase ferrítica, así como $KAM \geq KAM_{m\acute{a}x}$ pertenecen a fase bainítica. Fonstein et al. Concluyeron que la nueva ferrita tiene un efecto positivo en la ductilidad del acero bifásico, ya que ocurre en fenómenos que facilitan el aumento de volumen de la fase estructural, tales como altas temperaturas de recocido intercrítico y bajas velocidades de enfriamiento [7-19].

Figura 13. Kernel Average Misorientation (KAM). Mapa calculado para tres vecindades desde una misma área. DP980. 720°C-610°C. 100s+300s.

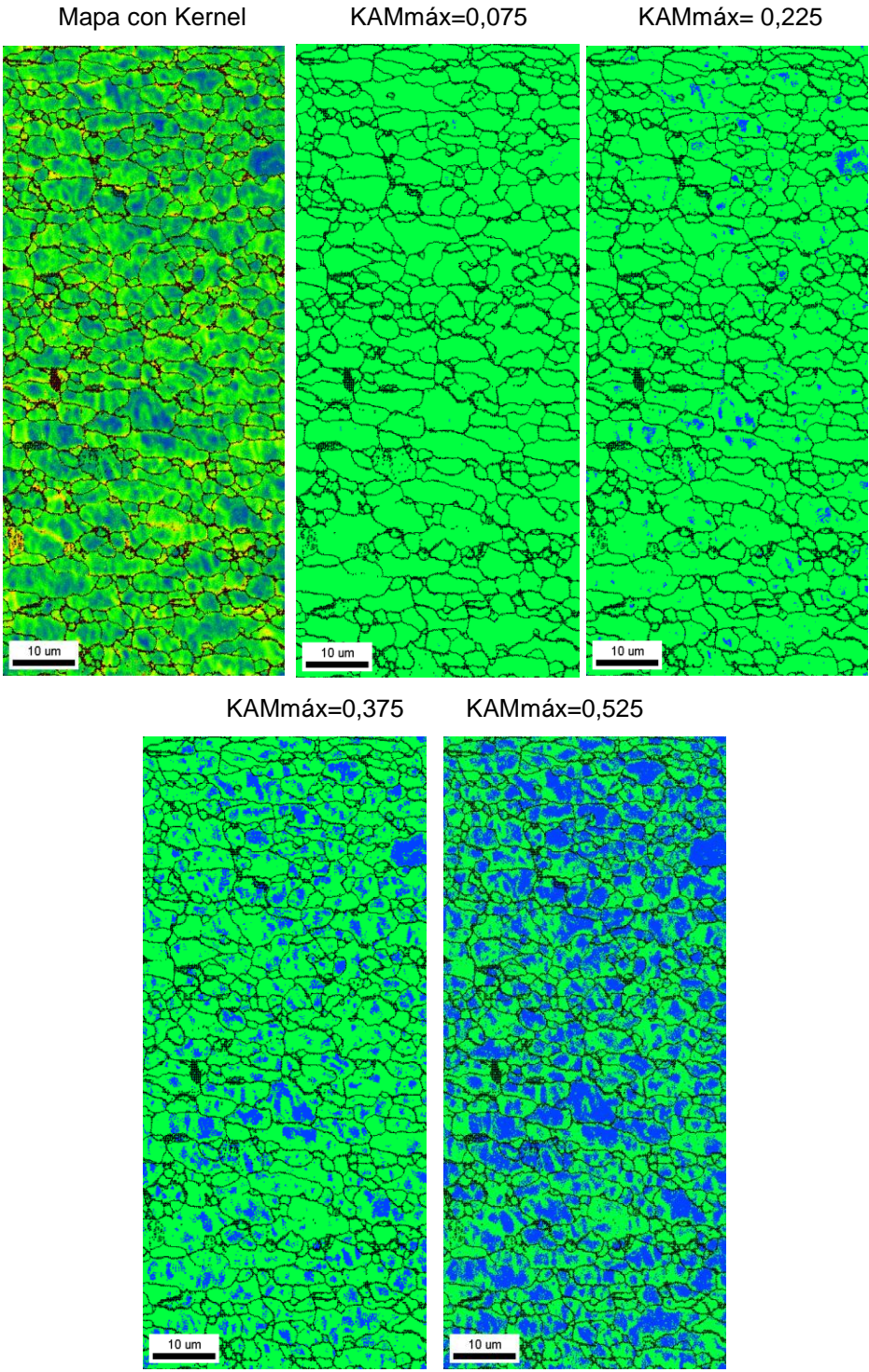
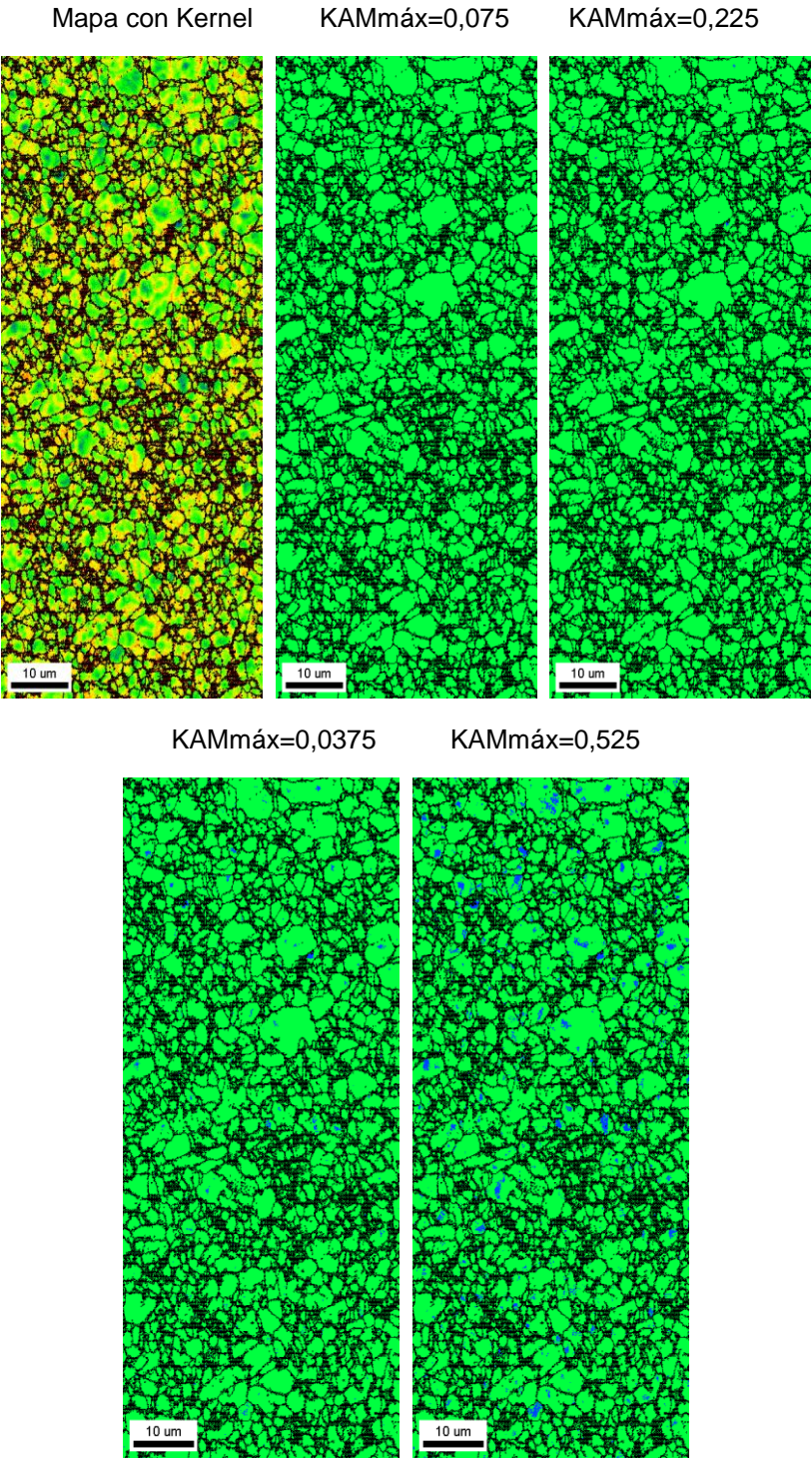


Figura 14. Kernel Average Misorientation (KAM). Mapa calculado para tres vecindades desde una misma área. DP980. 840°C-610°C. 100s+300s.



CONCLUSIONES.

El presente trabajo se localizó la ferrita primaria y secundaria en la microestructura del acero bifásico 980MPa mediante EBSD, con ayuda del programa OIM. La separación de ferrita primaria con la ferrita epitaxial no puede ser realizada con base en las diferencias cristalográficas, debido a que las dos fases tienen estructura BCC. La separación fue basada por el método del cálculo de mapas Kernel Average Misorientation (KAM). El valor de umbral del KAM que diferencia las dos fases de ferrita fue determinado por una herramienta del software (OIM), la cual muestra las regiones donde se puede encontrar la ferrita secundaria.

Utilizando la Microscopía Óptica (MO) y Microscopía Electrónica de Barrido (SEM), fue posible constatar la distribución de las fases ferrita, martensita, bainita dentro de la microestructura del acero bifásico 980MPa en las diferentes condiciones de los tratamientos térmicos empleados. También es posible verificar, las propiedades mecánicas características para este material debido a la microestructura final obtenida en cada uno de los casos, como: buena compatibilidad, alta resistencia mecánica y ductilidad.

Las microdurezas medias de los aceros, sometidos a los tratamientos térmicos de recocido, tuvieron una variación significativa, puesto que, la temperatura de sostenimiento influyó en el valor final. A mayor temperatura de sostenimiento, habrá mayor fracción de austenita, es decir, mayor transformación de austenita a martensita, evidenciándose en el aumento de los valores de dureza Vickers.

RECOMENDACIONES.

Por medio de los resultados obtenidos y de las conclusiones formuladas, el autor sugiere las siguientes recomendaciones:

1. Realizar ensayos mecánicos (tracción, torsión, flexión e impacto), variándose, además de la temperatura, el tiempo de recocido de la muestra. Así, será descubierto cual es la mejor temperatura y el mejor tiempo para que sean obtenidas las características deseadas en el acero.
2. Avanzar en el análisis de la formación de la ferrita secundaria por el método Kernel Average Misorientation (KAM) al analizarse la misma área para el EBSD y el SEM y, así, obtener comparaciones más precisas. Con las imágenes del SEM, se caracteriza la microestructura y, con esas informaciones, la imagen del EBSD es comparada y analizada en el programa OIM por el método. Así, podrá ver con mucha claridad cuál es la desorientación de cada constituyente del acero.
3. Para facilitar la identificación de los constituyentes se podrá hacer el análisis a partir de una microestructura "grosseira". Esto es, calentado a 1200°C / 30 min, mirando la obtención de un grano austenítico muy grande. En seguida, se aplica el recocido intercrítico, se obtendrá los constituyentes (ferrita primaria, nueva ferrita, bainita y martensita), cuyas dimensiones facilitarán a su caracterización microestructural.

REFERENCIAS

- [1] AMARAL, E; et al. Influência das Temperaturas de Recozimento Contínuo na Microestrutura e nas Propriedades Mecânicas de Aço Bifásico (DP980) Galvanizado. Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação. SENAI CIMATEC Salvador-Bahia 18 a 22 de maio de 2015.
- [2] CALLISTER, Jr., W. D. Ciência e Engenharia de Materiais - Uma Introdução. Em: Livros Técnicos e Científicos Editora. 3ed. Rio de Janeiro. 978-985p. 2008
- [3] CASTRO, I. Aços Avançados de Alta Resistência. Uma Experiência na Usiminas - 47º Seminário de Laminação, Processos e Produtos Laminados e Revestidos, ABM, Belo Horizonte/ MG. 2010.
- [4] DA COSTA, CS. Texturas cristalográficas. IME- 2002.
- [5] DE COOMAN, B.C.; Speer, J.G.; Fundamentals of steel product physical metallurgy. Published by *AIST, Pittsburgh, USA*, 2010.
- [6] ENGLER, O.; RANDLE, V. Introduction to Texture Analysis: Macrotecture, Microtexture and Orientation Mapping. 2nd. ed. U. S. A.: CRC Press, 490 p. 2010
- [7] GOMEZ, M., GARCIA, I. and DE ARDO, A.J. The Role of New Ferrite on Retained Austenite Stabilization in Al-TRIP Steels, October 2009.
- [8] GORNI, A. Aços Avançados de Alta Resistência: Microestrutura e Propriedades Mecânicas. Corte e Conformação de Metais, 26-57p. Dezembro 2008.

- [9] GORNI, A. Caracterização Topológica Da Microestrutura Dos Aços Bifásicos. *Revista Escola de Minas*, 40-44 p. Março 1995.
- [10] HUMPHREYS, F.J. Review Grain and subgrain characterization by electron backscatter diffraction. *Journal of Materials Science*, 2001.
- [11] KUANG S., et al. Effect of Continuous Annealing Parameters on the Mechanical Properties and Microstructures of Cold Rolled Dual Phase Steel. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, v.16, n.2, 159-164p. April 2009.
- [12] MADIAS, J. Avances En La Producción Y Aplicación De Aceros Bifásicos. Actualización Tecnológica. Febrero de 2013.
- [13] MOHANTY, R. R., GIRINA, O. A. and FONSTEIN, N. M. Effect of Heating Rate on the Austenite Formation in Low-Carbon High-Strength Steels Annealed in the Intercritical Region. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.42A, 3680-3690p. December 2011
- [14] PERANIO, N., LI, Y. J., ROTERS, F., RAABE, D. Microstructure and texture evolution in dual-phase steels: Competition between recovery, recrystallization, and phase transformation. *Journal Materials Science and Engineering A*, 2010.
- [15] PICHLER, A., et al. Aspects of the Production of Dual Phase and Multiphase Steel Strips. In: *MWSP CONFERENCE PROCEEDINGS XXVII*, 1999, 37-60p.
- [16] SANDIM, H. R. Z. Textura e Relações de Orientação. Deformação Plástica, Recristalização, Crescimento de Grão. 1st. Ed. São Paulo, 2003. 19-34 p.

[17] VALENCIA, A. Tecnología Del Tratamiento Térmico De Los Metales. Medellín: Editorial Universidad De Antioquia, 2009.

[18] WATERSCHOOT, T., KENSTENS, L., DE COOMAN, B.C. Hot Rolling Texture Development in CMnCrSi Dual-Phase Steels. Laboratory for Iron and Steelmaking, Ghent University, February 2001.

[19] ZAEFERER, S., ROMANO, P. FRIEDEL, F. EBSD as a tool to identify and quantify bainite and ferrite in low-alloyed AL-TRIP steels. *Journal Microscopy*, January 2008, 499-508p.

BIBLIOGRAFÍA.

AMARAL, E; et al. Influência das Temperaturas de Recozimento Contínuo na Microestrutura e nas Propriedades Mecânicas de Aço Bifásico (DP980) Galvanizado. Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação. SENAI CIMATEC Salvador-Bahia 18 a 22 de maio de 2015.

CALLISTER, Jr., W. D. Ciência e Engenharia de Materiais - Uma Introdução. Em: Livros Técnicos e Científicos Editora. 3ed. Rio de Janeiro. 978-985p. 2008

DA COSTA, CS. Texturas cristalográficas. IME- 2002.

GORNI, A. Aços Avançados de Alta Resistência: Microestrutura e Propriedades Mecânicas. Corte e Conformação de Metais, 26-57p. Dezembro 2008.

MADIAS,J. Avances En La Producción Y Aplicación De Aceros Bifásicos. Actualización Tecnológica. Febrero de 2013.

SANDIM, H. R. Z. Textura e Relações de Orientação. Deformação Plástica, Recristalização, Crescimento de Grão. 1st. Ed. São Paulo, 2003. 19-34 p.

WATERSCHOOT, T., KENSTENS, L., DE COOMAN, B.C. Hot Rolling Texture Development in CMnCrSi Dual-Phase Steels. Laboratory for Iron and Steelmaking, Ghent University, February 2001.