

# Comportamiento mecánico y microestructural de la aleación AlMgSi para conductores eléctricos

## Mechanical and microstructural behavior of AlMgSi alloy for electrical conductors

Humberto José Jiménez

Centro de Desarrollo de Materiales y Soldadura, sección Metalurgia Física, Universidad Nacional Experimental  
Politécnica (Unexpo, Pzo), Venezuela. Orcid: 0000-0002-8971-8363.  
Correo electrónico: [humbertoj.jimenez@gmail.com](mailto:humbertoj.jimenez@gmail.com)

Recibido: 29 septiembre, 2018. Aceptado: 23 diciembre, 2018. Versión final: 6 febrero, 2019.

### Resumen

El propósito del presente trabajo es evaluar las propiedades mecánicas y las características microestructurales de una aleación AlMgSi, sometida a un proceso de trefilado. Se analizaron muestras de alambroón y del alambre, mediante técnicas de espectrometría, ensayos de tracción y dureza, microscopía óptica y electrónica de barrido con EDX. Se confirmó que la aleación cumple con las especificaciones químicas de la AA 6201, y se verificó que los cambios microestructurales que ocurren en el material, durante el conformado en frío y envejecimiento natural, impactan su comportamiento mecánico, lo que sugiere una relación estrecha entre la resistencia mecánica, la ductilidad y la dureza con las características de las fases presentes. Se reveló una microestructura texturizada de granos elongados y la presencia de partículas de precipitados, cuya morfología y distribución dependen de las direcciones longitudinal y transversal, con respecto a la dirección del flujo de material, lo que evidencia que la aleación se endurece por deformación plástica y precipitación.

**Palabras clave:** aleación AlMgSi; deformación plástica; envejecimiento natural; propiedades mecánicas; microestructura.

### Abstract

The purpose of this work is to evaluate the mechanical properties and the microstructural characteristics of an AlMgSi alloy subjected to a drawing process. Wire and wire samples were analyzed by spectrometry techniques, tensile and hardness tests, optical microscopy and scanning electron with EDX. It is confirmed that the alloy complies with the chemical specifications of the AA 6201, and it was verified that the microstructural changes that occur in the material during the cold forming and natural aging impact its mechanical behavior, suggesting a close relationship between the mechanical strength, the ductility and the hardness with the characteristics of the present phases. It revealed a textured microstructure of elongated grains and the presence of precipitate particles, of which its morphology and distribution depend on the longitudinal and transverse directions with regard to the direction of material flow, evidencing that the alloy hardens due to plastic deformation and precipitation.

**Keywords:** AlMgSi alloy; plastic deformation; natural aging; mechanical properties; microstructure.

## 1. Introducción

Las aleaciones AlMgSi, pertenecientes a la serie 6XXX, representan uno de los grupos más importantes, destinados a la extrusión de tubos, barras, conductores eléctricos y perfiles de diversas formas. Las propiedades de las aleaciones de aluminio, conformadas por este grupo, se caracterizan por tener alta relación resistencia/peso, plasticidad aceptable para su conformación en formas complejas, buena soldabilidad y resistencia a la corrosión. Las aplicaciones de estas aleaciones cada vez son más versátiles y se usan como elementos estructurales, armaduras, cohetes, carcasas de misiles, cuerpo de los automóviles y estructuras marinas de bajo peso [1], [2], entre otras. Se han desarrollado variedades de aleaciones, conformadas mediante el diseño de sus composiciones químicas y la adaptación de la tecnología de fabricación para las aplicaciones mencionadas anteriormente.

Los requisitos para producir aleaciones de aluminio de la serie 6XXX, conformables y de alta calidad, están inevitablemente asociados con el diseño de aleaciones de precisión, el desarrollo de tecnologías innovadoras en el procesamiento y la introducción de mejoras de las propiedades mecánicas y eléctricas [3].

La deformación plástica [4], [5], que experimenta el alambro durante las reducciones sucesivas de su sección transversal, se hace pasar por una serie de dados o trefilas, a fin de obtener el diámetro de los alambros. Esto es determinante en el logro de las propiedades mecánicas y eléctricas requeridas en los conductores eléctricos, que posteriormente son endurecidos, mediante a un proceso de envejecimiento artificial.

La resistencia mecánica de un material [6] determina la magnitud de la fuerza o carga que puede soportar un material antes de ceder, y se relaciona con las fuerzas interatómicas de atracción y repulsión que actúan en un material en particular. El esfuerzo o tensión es el resultado de la respuesta interna que exhibe un material cuando se imponen fuerzas, y se puede expresar como la fuerza por unidad de área, como se representa en la ecuación (1):

$$\sigma_{\text{promedio}} = \frac{F}{A} \quad (1)$$

Esta relación define el esfuerzo promedio, porque en general no es uniforme sobre el área (A). Esta expresión general se utiliza para calcular el esfuerzo de fluencia ( $\sigma_{ys}$ ) o el esfuerzo máximo ( $\sigma_{UTS}$ ), tomando en cuenta la magnitud de la carga en cada caso.

El criterio de falla que se utiliza en el diseño es distinto, dependiendo de la naturaleza del material, y, por consiguiente, existen criterios múltiples de resistencia mecánica. En el caso de los materiales metálicos, el criterio de diseño se fundamenta generalmente en el esfuerzo de fluencia ( $\sigma_{ys}$ ). Sin embargo, la resistencia a la fluencia de una aleación puede variar dependiendo del grado de deformación plástica que experimenta durante el conformado en caliente o en frío. En la medida en que incrementa el porcentaje de reducción del área transversal del material, durante el proceso de deformación plástica en frío, se incrementa la dureza y la resistencia mecánica del material, que guardan una relación lineal [7].

Conforme la deformación plástica continúa bajo un estado de esfuerzo, por encima de la resistencia a la fluencia, el esfuerzo ingenieril continúa subiendo hasta un máximo, denominado esfuerzo máximo o resistencia a la tracción ( $\sigma_{UTS}$ ). En esta región de la curva esfuerzo-deformación, la deformación plástica produce dislocaciones, y se hace más difícil continuar deformando el material por el incremento de la densidad de dislocaciones que se van acumulando, endurecimiento por deformación, lo cual constituye un factor muy importante para dar forma a los materiales metálicos.

El esfuerzo de fluencia de un material cristalino, que tiene como base mecanismos de dislocación, puede expresarse como los efectos aditivos de cuatro factores asociados a los mecanismos de endurecimiento [8], [1], [2]:

$$\sigma_{ys} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{ss} + \Delta\sigma_{ed} + \Delta\sigma_{tg} + \Delta\sigma_p \quad (2)$$

Donde  $\sigma_0$  es la resistencia inherente al movimiento de dislocaciones,  $\Delta\sigma_{ss}$  es el incremento de la resistencia por solución sólida,  $\Delta\sigma_{ed}$  es el incremento de la resistencia por deformación,  $\Delta\sigma_{tg}$  es el incremento de la resistencia por tamaño de grano y  $\Delta\sigma_p$  es el incremento de la resistencia por precipitación

La deformación que se produce más allá del punto de fluencia, especialmente a bajas temperaturas, ocurre por el mecanismo de cizallamiento o deslizamiento de un plano de cristal sobre el otro. Esta acción es el resultado del movimiento de defectos microscópicos a través del cristal, como es el caso de las dislocaciones, que se producen mediante la aniquilación consecutiva y la creación de nuevos enlaces con otros átomos a través del plano de deslizamiento plano. El fenómeno de endurecimiento por deformación se explica sobre la base de las interacciones entre el campo de deformación y las dislocaciones.

La densidad de dislocación en un metal aumenta con la deformación o el trabajo en frío. A medida que aumenta la densidad de dislocación, esta resistencia al movimiento de dislocación por otras dislocaciones se hace más evidente. Por lo tanto, la tensión impuesta necesaria para deformar un metal aumenta al aumentar el trabajo en frío [3]. Este fenómeno según la relación Hall-Petch muestra que cuanto más pequeño es el tamaño del grano, mayor es la tensión del flujo.

Existen modelos matemáticos para predecir el fenómeno de endurecimiento, entre los que se destacan modelos isotrópicos, modelos cinemáticos y una combinación de ambos. La ecuación de Hollomon, que es una ley exponencial que relaciona la tensión verdadera con la deformación verdadera [9], [10], [11], está dada por

$$\sigma = k \varepsilon^n \quad (3)$$

Donde  $\sigma$  es el verdadero estrés,  $\varepsilon$  es la deformación verdadera,  $n$  es el exponente de endurecimiento por deformación y  $K$  es el coeficiente de endurecimiento o resistencia.

En la expresión de Hollomon el exponente de endurecimiento por tensión mide la capacidad de un material metálico para endurecer por deformación, mientras que las magnitudes más grandes indican mayores grados de endurecimiento por deformación. Para la mayoría de los metales, el exponente de endurecimiento por deformación se encuentra entre 0,10-0,50 [6]. Sin embargo, los sólidos perfectamente plásticos o elásticos tienen un exponente de endurecimiento por deformación de cero o uno, respectivamente. El exponente y el coeficiente de resistencia se determinan a partir del logaritmo de la tensión real frente al logaritmo de la deformación real en la región de elongación uniforme [1], [12], [13].

El exponente de endurecimiento por deformación, también conocido como índice de endurecimiento por deformación, es una constante del material, que se utiliza en los cálculos para evaluar el comportamiento mecánico sometido a tensión-deformación, en el endurecimiento por trabajo. Este exponente proporciona una medida cuantitativa del endurecimiento por deformación, que es un valor característico del material, y se puede definir como se expresa en la ecuación (4):

$$n = d \ln \sigma / d \ln \varepsilon = (\varepsilon/\sigma) (d\sigma / d\varepsilon) \quad (4)$$

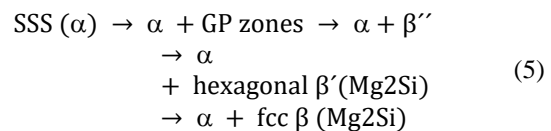
En el trabajado en frío, la deformación del material no es homogénea, y deja esfuerzos residuales en el material; causa distorsión en los granos equiaxiales, con lo cual se produce una textura de deformación o de fibra, en el caso

de los alambres, e introduce imperfecciones en la estructura cristalina, los cuales afectan las propiedades mecánicas y eléctricas.

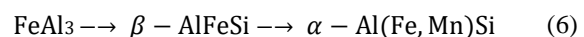
Cuando el trabajo en frío se combina con el tratamiento térmico, se homogeniza la microestructura y es posible controlar las propiedades físicas y mecánicas, tales como la resistencia, la ductilidad y la tenacidad, que son mejoradas cuando la aleación se somete a procesos de deformación plástica en comparación con material con una estructura dendrítica. La deformación plástica no solo incrementa la movilidad de los átomos, sino que también causa apilamiento de dislocaciones, y este enrejado de dislocaciones actúa como sitios de nucleación para un subsecuente endurecimiento por precipitación a temperatura ambiente [14], conocido como envejecimiento natural, a diferencia del envejecimiento artificial, que se realiza a temperaturas entre 115 y 190 °C en las aleaciones de aluminio [8].

El endurecimiento de la aleación se consigue precipitando el exceso de soluto o fase en forma de un precipitado transitorio, metaestable y coherente. El endurecimiento se debe a la deformación de la red cristalina (deformación coherente), inducido por el precipitado coherente.

El envejecimiento a temperatura ambiente o a elevadas temperaturas (debajo de la zona GP solvus) produce fases de transición de no equilibrio, tales como las zonas Guinier-Preston (GP), hexagonal  $\beta''$  y  $\beta'(Mg_2Si)$ , las cuales son coherentes con la matriz ( $\alpha Al$ ), de modo que ocurre el endurecimiento por precipitación. La fase  $\beta'$  es un precipitado metaestable y  $\beta'$  es un precipitado incoherente con la matriz fcc. Estos precipitados son la fuente del endurecimiento por precipitación o endurecimiento por envejecimiento de las aleaciones de aluminio de la serie 6XXX. La secuencia de precipitación del mecanismo de endurecimiento por envejecimiento en estas aleaciones [2] ocurre de acuerdo con la ecuación (5):



El Fe, presente en las aleaciones AA6XXX, promueve la transformación de la fase metaestable ( $FeAl_3$ ) en fase estable ( $\alpha-Al(Fe, Mn)Si$ ), y se puede expresar mediante la ecuación (6):



Debido a que las aglomeraciones de las partículas de precipitados están incrustados en la estructura cristalina, y debido a las diferencias entre los parámetros de la red del precipitado y entre los átomos de soluto y solvente, la fase coherente con la matriz induce una deformación considerable en la red, conocida como deformación por coherencia, que se refleja en el endurecimiento de la aleación.

En el presente trabajo se evalúa el comportamiento mecánico y microestructural de muestras de alambroón y de alambre de una aleación AlMgSi, producida a nivel industrial, mediante los procesos de laminación y trefilado, respectivamente. Se intenta correlacionar las propiedades mecánicas con las características microestructurales, a fin de entender la influencia de los mecanismos de endurecimiento inherentes a los procesos de deformación plástica y envejecimiento natural, los cuales son determinantes. Su importancia se destaca especialmente cuando se pretende optimizar los parámetros o las variables que rigen el proceso de envejecimiento artificial; etapa final del proceso de fabricación que le confiere las propiedades mecánicas y eléctricas definitivas a los conductores eléctricos.

El conocimiento que se deriva de la presente investigación constituye un aporte desde el punto de vista científico y tecnológico, ya que evidencia la interrelación que existe entre las propiedades mecánicas y características microscópicas de la aleación de aluminio AA 6201, durante los procesos que anteceden al proceso de envejecimiento artificial. Esto permitirá realizar las mejoras y los ajustes necesarios en los procesos productivos, para garantizar las especificaciones del producto final.

## 2. Procedimiento experimental

Las muestras de alambroón (9,8 mm  $\phi$ ) y alambre (4,8 mm  $\phi$ ) se recolectaron a partir de rollos de una colada fabricada a escala industrial (figura 1), y se extrajeron probetas para la realización del análisis químico, metalográfico y para los ensayos mecánicos (véase figura 2).

La composición química de la aleación fue analizada mediante la técnica de espectroscopía de emisión óptica por chispa. Se determinó el porcentaje de los elementos aleantes de la colada y su correspondencia con las especificaciones de la aleación de aluminio ASTM 6201.

El ensayo utilizado fue el de tracción, usando una máquina universal para ensayos de tracción marca Shimadzu, modelo UH-300KNI, controlada por computadora, a una velocidad de cabezal de 1 mm/min a

temperatura ambiente. Además, se prepararon las probetas de acuerdo con las normas ASTM B398, B399, B557, y se ensayaron tres muestras de cada uno de los materiales evaluados.

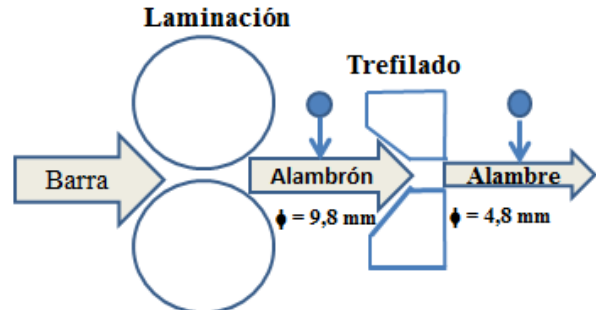


Figura 1. Esquema del proceso de fabricación y toma de muestra.

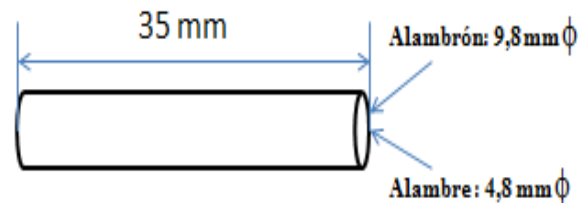


Figura 2. Esquema de fabricación y toma de muestra.

El ensayo de microdureza se realizó utilizando un microdurómetro marca Shimadzu, modelo HMV-2, de acuerdo con las especificaciones establecidas en las normas ASTM B398, B399, B557. Se tomaron seis medidas de microdureza en cada una de las muestras evaluadas, aplicando una carga de 4,9 N durante 1,5 segundos en las secciones transversales y longitudinales del material.

De forma complementaria, se cortaron probetas del alambroón y del alambre, en los sentidos longitudinal y transversal, con respecto a la dirección del flujo de material durante su procesamiento. Se revelaron las características microestructurales mediante un microscopio óptico (NIKON) en interfase con un analizador de imágenes (LECO IA-3001). Los detalles morfológicos de las partículas de precipitados con su análisis químico elemental (espectro) fueron obtenidos mediante un microscopio electrónico de barrido (Quanta 600) y la técnica de EDX.

La técnica de preparación de muestras utilizadas en la metalografía cuantitativa involucró dos fases: i) desbaste grueso, ii) pulido intermedio, a fin de garantizar una superficie óptima y libre de impurezas. La determinación de las fracciones en volumen, morfologías y tamaños de las partículas de segundas fases presentes se realizó

utilizando las técnicas de la metalografía cuantitativa [15].

### 3. Resultados

#### 3.1 Composición química

Los resultados del análisis químico de la aleación estudiada (tabla 1) se corresponden con las especificaciones químicas correspondientes a la aleación

de aluminio AA 6201, de acuerdo con lo establecido en la norma ASTM 398[16], destinada para la fabricación de conductores eléctricos. Se cumple con las relaciones Mg/Si y Fe/Si, que son determinantes en las características de los precipitados formados y que garantizan una buena correspondencia entre la resistencia mecánica y la conductividad eléctrica, propiedades requeridas en el diseño de los conductores de alta tensión para la industria eléctrica [17].

Tabla 1. Composición química.

Referencia	Elemento (%)						
	Si	Mg	Fe	$\sum$ Ti, V, B	Mg/si	Fe/Si	Al
Muestra/colada	0,52	0,67	0,20	0,0008	1,29	0,38	Ba1
AA 6201 ASTM B398	0.50/0,57	0,62/0,80	0,19/0,22	<0,001	1,15/1,40	0,35/0,40	Ba1

Fuente: elaboración propia.

#### 3.2 Propiedades mecánicas

##### 3.2.1 Alambión

La evaluación de las propiedades mecánicas estáticas del alambión, en su condición de laminado y envejecido en forma natural (véase tabla 2, figura 3), reportan una resistencia a la fluencia promedio ( $\sigma_{ys}$ ) de  $18,41 \pm 1,02$  kg/mm<sup>2</sup>, una resistencia a la tracción promedio ( $\sigma_{UTS}$ ) de  $19,39 \pm 0,22$  kg/mm<sup>2</sup> y un porcentaje de elongación de  $17,5 \pm 0,9$  %. Las especificaciones de la norma para este tipo de producto semiterminado sugieren que los valores máximos del esfuerzo de fluencia y del porcentaje de alargamiento son  $18,5$  kg/mm<sup>2</sup> y  $12$  %, respectivamente. En consecuencia, la ductilidad supera ligeramente el valor especificado, pero, considerando que la resistencia mecánica se encuentra cercano al límite superior, esta combinación de propiedades, favorece el incremento de la tenacidad del material.

Los valores de microdureza Vickers (tabla 2) muestran una ligera diferencia entre las muestras indentadas en el sentido longitudinal y transversal, de modo que la medida es superior en las probetas evaluadas en la dirección transversal. Estas diferencias obedecen a la textura granular, morfología y distribución de los precipitados, que se generan en los procesos de conformado y envejecimiento natural.

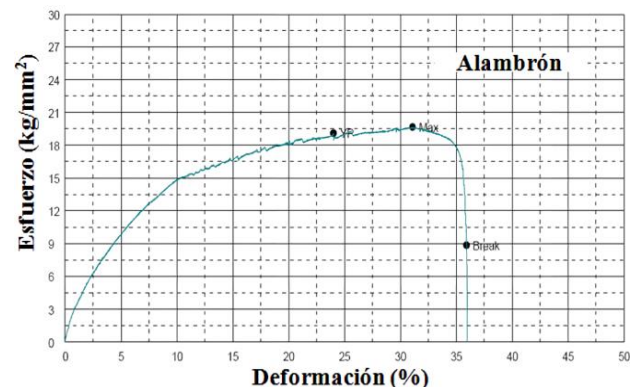


Figura 3. Curva representativa de esfuerzo – deformación del alambión.

La magnitud del endurecimiento que alcanza el alambión se determina mediante el cálculo del exponente de endurecimiento, y el valor promedio alcanzado es de  $0,28 \pm 0,02$  (véase tabla 2 y figura 4). Esta medida se considera aceptable para las aleaciones de aluminio, como ha sido reportado por otros investigadores [18], [19].

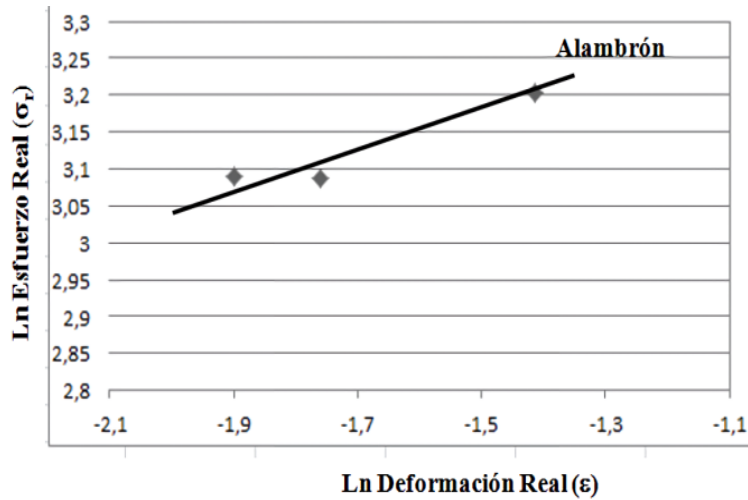


Figura 4. Curva de endurecimiento del alambre.

Tabla 2. Propiedades mecánicas del alambre.

Esfuerzo fluencia (kg/mm <sup>2</sup> )	Esfuerzo máximo (kg/mm <sup>2</sup> )	Alargamiento (%)	Microdureza (HV, kg/mm <sup>2</sup> )		Exponente endurecimiento (n)
			SL	ST	
18,41 ± 1,02	19,39 ± 0,22	17,5 ± 0,9	64,90 ± 1,36	70,25 ± 2,79	0,28 ± 0,02

Fuente: elaboración propia.

### 3.2.2 Alambre

Los valores promedio de la resistencia a la fluencia y resistencia a la tracción del alambre, reportados en la tabla 3, son superiores a los obtenidos en el alambre, y cumplen con los valores especificados para este tipo de productos [18], [19]. Esto indica que el alambre, al ser sometido a una reducción de 51,02 %, aumenta su resistencia mecánica, debido al endurecimiento por deformación que experimenta. En consecuencia, su ductilidad es menor [20], y reporta un porcentaje de alargamiento promedio de 14 %, en comparación con el obtenido en el alambre (17,5 %). Los valores obtenidos son similares a los obtenidos por otros investigadores con

la misma aleación y en alambres de 8 mm de diámetro con envejecimiento natural [21].

El incremento de la microdureza que experimenta el alambre, en comparación con la del alambre, se explica por el endurecimiento por deformación que sufre el material durante el proceso de trefilado, asociado al porcentaje de reducción de área. La microdureza en la dirección transversal de cada una de las muestras es superior a la obtenida en la dirección longitudinal y se asocia a la anisotropía microestructural que caracteriza al material por la aparición de partículas de precipitados [20].

Tabla 3. Propiedades mecánicas del alambre.

Esfuerzo fluencia (kg/mm <sup>2</sup> )	Esfuerzo máximo (kg/mm <sup>2</sup> )	Alargamiento (%)	Microdureza (HV, kg/mm <sup>2</sup> )		Exponente endurecimiento (n)
			SL	ST	
19,65 ± 0,42	22,40 ± 0,39	14,0 ± 0,2	80,69 ± 0,55	91,61 ± 1,15	0,24 ± 0,01

Fuente: elaboración propia.

El aumento en la curva esfuerzo-deformación, después de la tensión de fluencia (figura 5), se describe en términos del endurecimiento por deformación, y explica cómo el material incrementa su resistencia mecánica con el incremento de la deformación plástica.

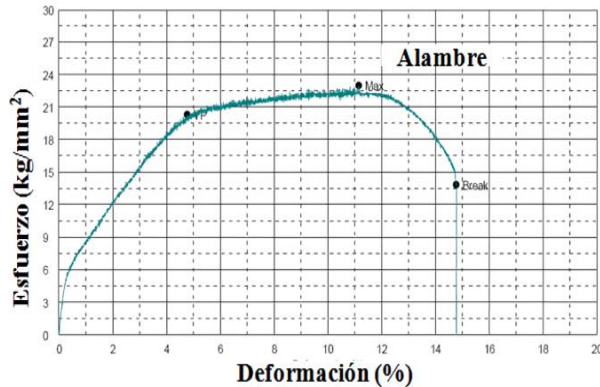


Figura 5. Curva representativa de esfuerzo-deformación del alambre.

Una medida del grado de endurecimiento es la relación entre la resistencia a la tracción y la resistencia a la fluencia ( $\sigma_{UTS} / \sigma_{ys}$ ), [20]. Se observa que la relación es mayor en el alambre (1,14), en comparación con el alambtrón (1,05), lo que significa que el alambre está más endurecido que el alambtrón, y, por consiguiente, su exponente de endurecimiento es menor ( $0,24 < 0,28$ ). Esto implica que su capacidad es menor para ser endurecido por deformación. Ambos valores comprueban lo reportado por otros investigadores para las aleaciones de aluminio [11], [19], [21]. El exponente de endurecimiento se asocia con la pendiente de la recta ( $\ln \sigma$  vs  $\ln \epsilon$ ) del alambtrón y del alambre (véase figuras 4 y 6, respectivamente).

Así mismo, el alambre puede continuar siendo deformado plásticamente, ya que posee un exponente de endurecimiento promedio que se ubica en el intervalo considerado necesario [6] para ser conformado ( $0,10 < 0,24 < 0,50$ ). El endurecimiento que experimenta el material es producto del incremento de la densidad de dislocaciones durante el conformado [22], que se entrelazan con las partículas de precipitados y constituyen barreras, lo que implica que será más difícil deformar el material, porque se ha endurecido.

### 3.3 Características microestructurales

#### 3.3.1 Alambtrón

Las fotomicrográfias que se ilustran en las figuras 7, 8, y 9 corresponden al análisis metalográfico de las muestras

de alambtrón. Las figuras 7 y 8 revelan las características microestructurales obtenidas por MEB, de la sección transversal y longitudinal, respectivamente. Se observan partículas de precipitados en una matriz de aluminio. La morfología redondeada de las partículas (figura 7) predomina en las muestras cortadas en la dirección transversal al sentido de laminación, mientras que, en la dirección longitudinal (sentido de laminación), las partículas se presentan de forma alargada, textura que le imprime la deformación durante el proceso de laminación (figura 8).

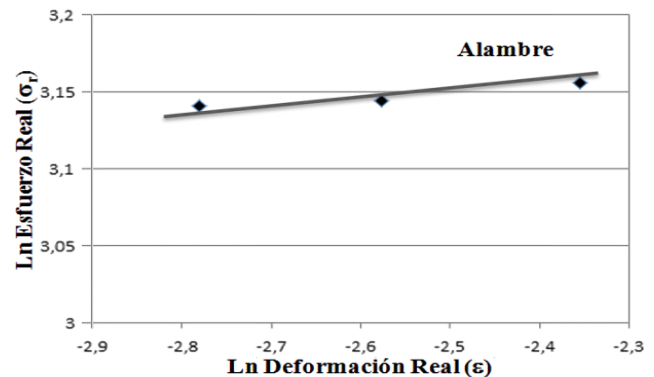


Figura 6. Curva de endurecimiento del alambre.

Los análisis por energía dispersiva de rayos X (EDX), de las partículas alargadas y redondeadas, se ilustran en las figuras 9 y 10, respectivamente. Ambos tipos de partículas están compuestas por Al, Fe, Si y Mg. Se observa un mayor contenido de Fe, Si y Mg en las partículas redondeadas. En las aleaciones AA 6201 los procesos de termomecánicos son muy marcados y están controlados por una secuencia de precipitación compleja, caracterizada por una microestructura que consta de fases de  $Al(\alpha\gamma\beta)$ , partículas y conglomerados de Mg y Si, que evolucionan durante el envejecimiento natural hacia conglomerados de MgSi [15],[2], [23].

#### 3.3.2 Alambre

Las características microestructurales de las muestras del alambre, correspondientes a la sección transversal y longitudinal, se muestran en las figuras 11 y 12, respectivamente. Los detalles revelados por MEB con EDX son similares a los mostrados en la microestructura del alambtrón, en cuanto a su morfología y composición (figuras 13 y 14), solo que las partículas son más pequeñas y más elongadas, debido a los procesos de recristalización y envejecimiento natural que acompañan el proceso de laminación del alambtrón, a diferencia al proceso de deformación en frío, asociado al trefilado, proceso mediante el cual se obtiene el alambre.

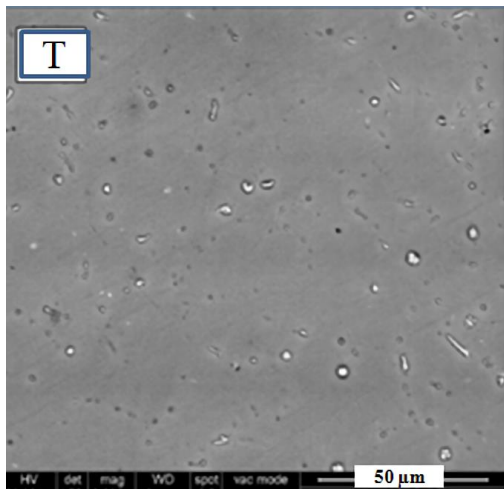


Figura 7. Micrografía de la sección transversal del alambroón (MEB – 2000X).

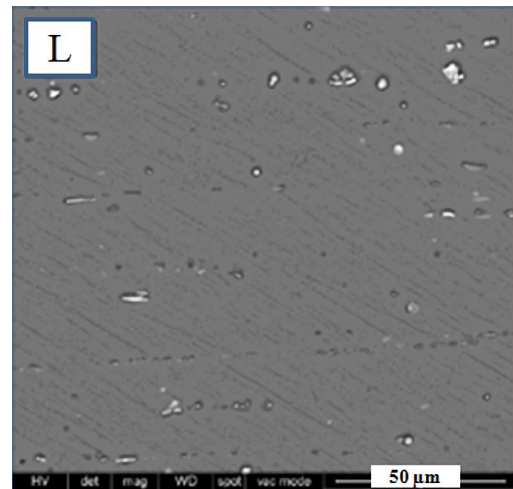


Figura 8. Micrografía de la sección longitudinal del alambroón (MEB – 2000X).

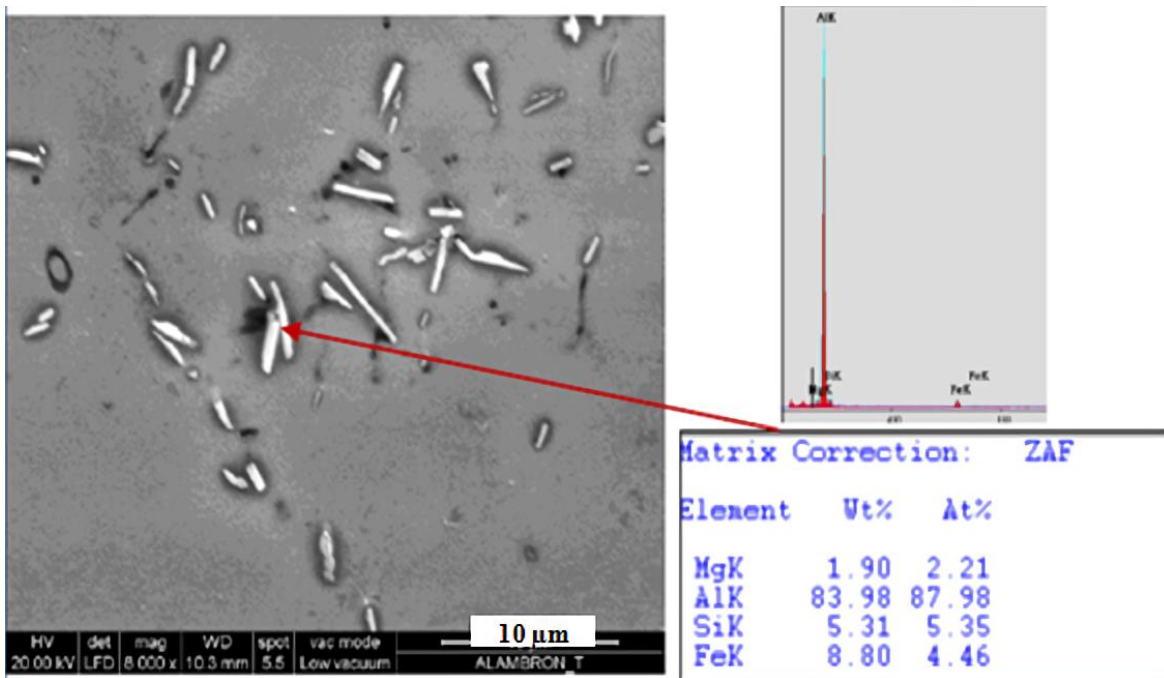


Figura 9. Micrografía mostrando las partículas alargadas presentes en el alambroón y su composición química elemental por EDX (MEB - 8000X).



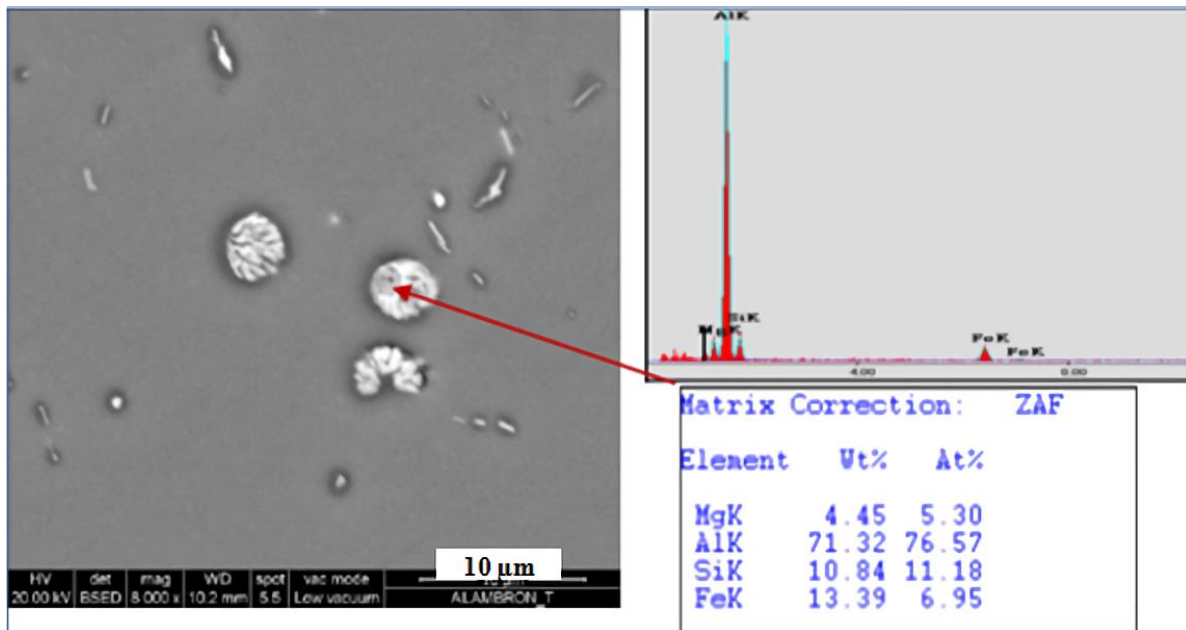


Figura 10. Micrografía mostrando las inclusiones redondeadas presentes en el alambón y su composición química elemental por EDX (MEB - 8000X).

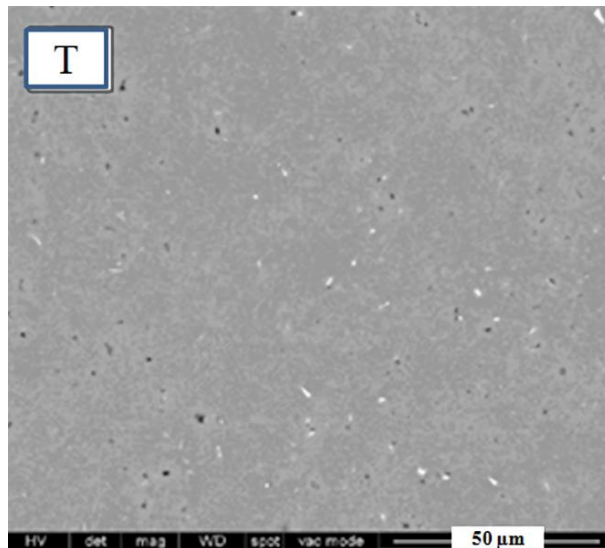


Figura 11. Micrografía de la sección transversal del alambre (MEB – 2000X).

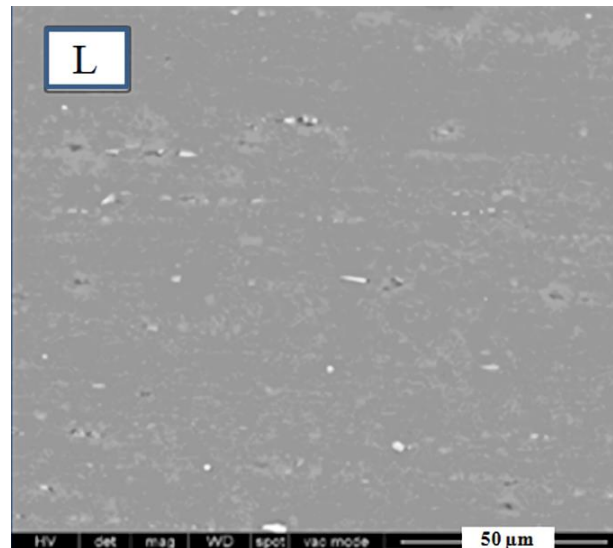


Figura 12. Micrografía de la sección longitudinal del alambre (MEB – 2000X).

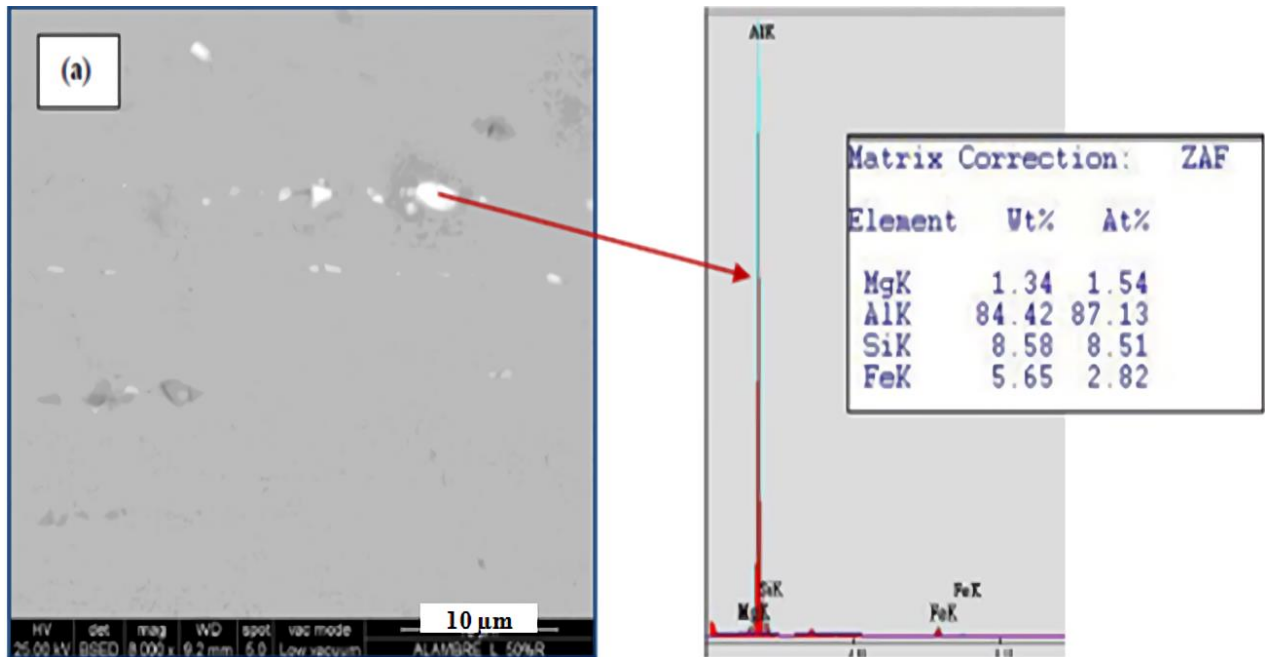


Figura 13. Micrografía mostrando las partículas redondeadas presentes en el alambre y su composición química elemental por EDX (MEB - 8000X).

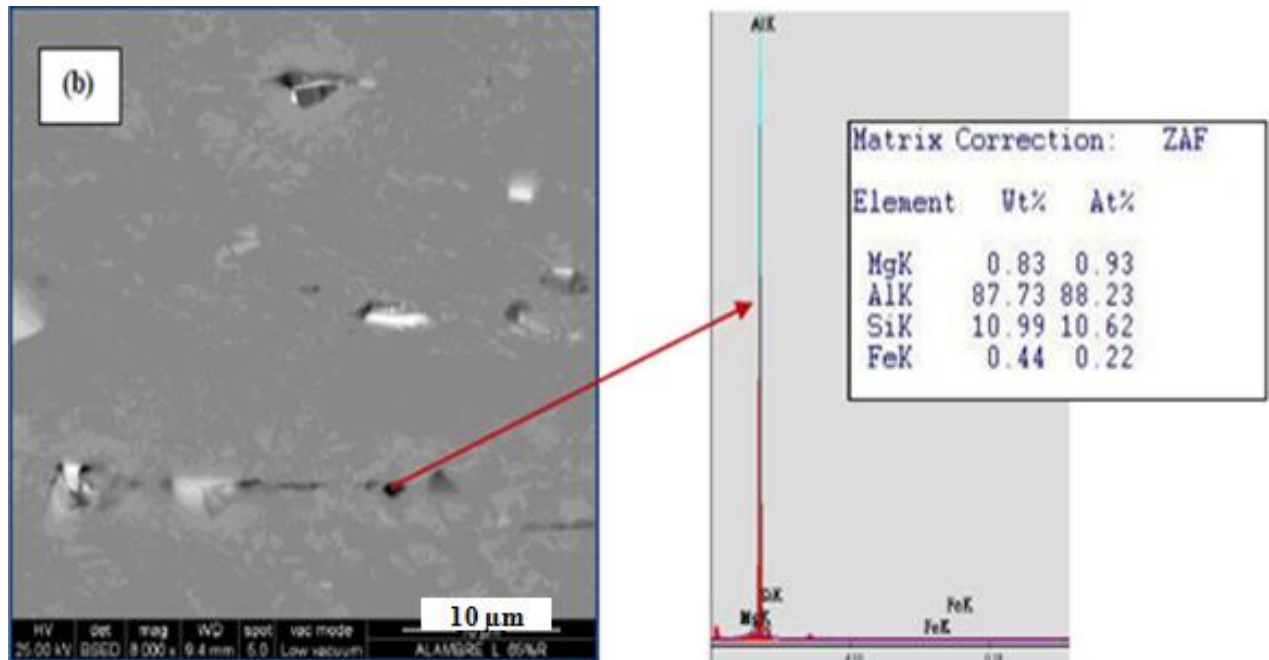


Figura 14. Micrografía mostrando las partículas alargadas presentes en el alambre y su composición química elemental por EDX (MEB - 8000X).

Se puede inferir que hay formaciones de inclusiones o intermetálicos complejos, que se desprenden de la formación de los intermetálicos tipo  $\alpha$  y  $\beta$ , durante el proceso de colada y solidificación del material en las

aleaciones de aluminio de la serie 6000. Asimismo, en este caso, tales formaciones no son claramente evidenciadas por su morfología, ya que las inclusiones se van fragmentando progresivamente a medida que ocurre

el conformado o la deformación en caliente (durante la obtención del alambón) y en frío (durante el proceso de trefilado del alambre).

En la producción de la aleación 6201 es necesario fijar el magnesio, ya que el magnesio libre permanece en solución sólida a temperatura ambiente y tiene un efecto muy superficial sobre la conductividad eléctrica. El magnesio libre también disminuye la solubilidad del Mg<sub>2</sub>Si [17], y, en consecuencia, disminuye los efectos del tratamiento térmico de envejecimiento. Finalmente, es necesario añadir a la fundición una cantidad de silicio en exceso, necesario para fijar completamente el magnesio en forma de Mg<sub>2</sub>Si. El exceso de silicio reacciona con el hierro presente para formar compuestos intermetálicos en los bordes de grano [2], [15], del tipo  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi y con formas más redondeadas y complejas del tipo  $\alpha$ -AlFeSi y  $\pi$ -Al<sub>8</sub>Mg<sub>3</sub>FeSi<sub>6</sub>.

Durante la solidificación de la aleación 6201, las concentraciones locales de Mg, Si y las impurezas de Fe ocurren entre las primeras dendritas primarias. Este efecto se conoce como segregación, y es el resultado de las diferencias de los puntos de fusión de los varios metales y compuestos metálicos en la AA 6201.

La figura 15 muestra las imágenes que revelan las características microestructurales en las secciones transversal y longitudinal del alambón y del alambre, obtenidas mediante un microscopio óptico en interfase, con un analizador de imágenes. La tabla 4 compara los valores de las características, relacionadas con el área que ocupan las partículas, porcentaje de fracción de área, esfericidad y longitud de las partículas.

Resulta complejo establecer una relación directa entre las propiedades mecánicas, obtenidas a nivel macroscópico y microscópico, y las características de las fases, presentes a nivel microestructural, ya que la respuesta en términos de resistencia mecánica, ductilidad y microdureza depende de las contribuciones que aporta cada nivel de la estructura del material. Sin embargo, los valores obtenidos indican que las características de las partículas varían dependiendo de la dirección de toma de la muestra, y que estas diferencias se reflejan en las propiedades mecánicas. Comparando los valores obtenidos, se puede deducir que el área ocupada por las partículas y el grado de esfericidad son mayores en el sentido transversal, mientras que el porcentaje de fracción de área y la longitud de las partículas son superiores en el sentido longitudinal.

Los valores de microdureza Vickers, reportados en el sentido transversal (tablas 2 y 3), son mayores en comparación con los valores obtenidos en el sentido longitudinal. Este comportamiento puede explicarse con base en las diferencias en la textura, la densidad y la morfología de las partículas de precipitados, que se generan por la direccionalidad que le imprimen al material, los procesos de laminación y trefilado, así como el mecanismo de envejecimiento natural que experimenta el material durante el tiempo de almacenamiento. Como las medidas de la resistencia mecánica y la ductilidad de la aleación son proporcionales de manera directa [7] e inversa con los valores de dureza, respectivamente, es posible estimar las propiedades mecánicas en las muestras en el sentido transversal, ya que por limitaciones en la forma del producto no fue posible su determinación mediante el ensayo de tracción.

Tabla 4. Características microestructurales de los precipitados presentes en el alambón y el alambre.

Características	Muestra			
	Alambón		Alambre	
	T	L	T	L
Precipitados				
Área partículas ( $\mu\text{m}^2$ )	1,19	0,49	1,43	0,71
Fracción área partículas (%)	0,58	1,57	0,54	1,64
Esfericidad partículas	0,91	0,83	0,92	0,88
Longitud partículas ( $\mu\text{m}$ )	1,34	2,26	1,17	1,73
L: sentido longitudinal	T: sentido transversal			

#### 4. Conclusiones

La composición química de la aleación analizada se corresponde con las especificaciones químicas establecidas por la norma ASTM B398/B398M para la aleación de aluminio 6201 (AA 6201), destinada para fabricación de conductores eléctricos.

Los resultados del ensayo de tracción uniaxial ilustran sobre el incremento de la resistencia mecánica y la pérdida de ductilidad que experimenta la aleación, cuando se reduce la sección transversal del alambón en un 51,02 %, mediante deformación plástica en frío que le confiere el proceso de trefilado de alambre.

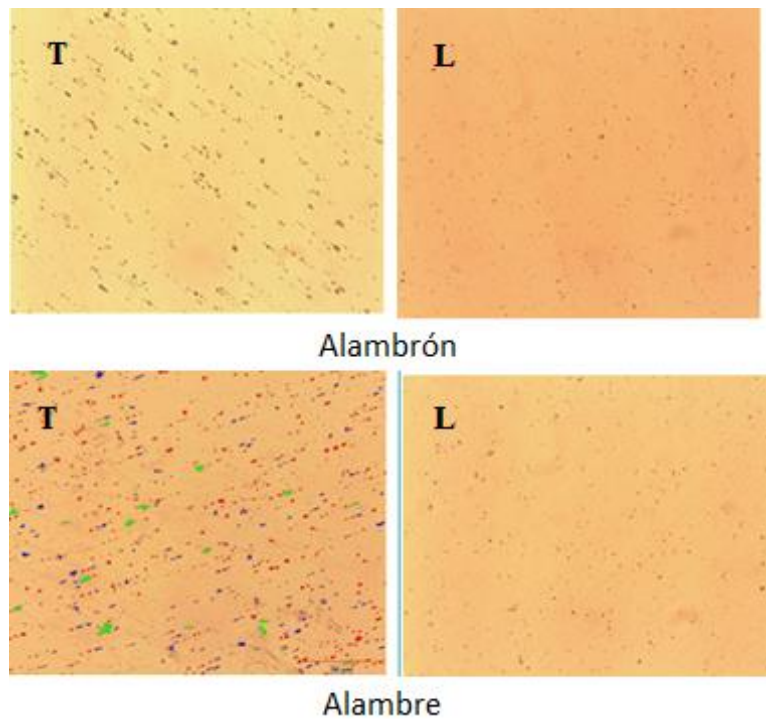


Figura 15. Fotomicrografía mostrando las características de las partículas presentes en el alambrón y alambre mediante análisis de imágenes (MO - 500X).

El incremento del esfuerzo de fluencia, resistencia a la tracción y la microdureza evidencian que el material se ha endurecido, mediante el mecanismo de endurecimiento por deformación, asociado con el movimiento y anclaje de dislocaciones, aunado a la contribución del mecanismo de precipitación de partículas durante el envejecimiento natural. La determinación del exponente de endurecimiento proporciona una medida cuantitativa del endurecimiento por deformación, y confirma que los valores obtenidos se ubican dentro del intervalo reportado para las aleaciones de aluminio 6XXX y caracterizan la aleación AA 6201 en forma de alambrón y alambre con envejecimiento natural.

Las características microestructurales reveladas sugieren que el incremento en las propiedades mecánicas es consecuencia de la presencia de partículas de precipitados del tipo  $Mg_2Si$  y compuestos intermetálicos en los bordes de grano del tipo  $\beta-Al_3FeSi$  y con formas más redondeadas y complejas del tipo  $\alpha-AlFeSi$  y  $\pi-Al_8Mg_3FeSi_6$ . El comportamiento mecánico de la aleación puede explicarse en términos de las diferencias en textura, morfología, distribución y densidad de las partículas de precipitados, que se generan por la direccionalidad en las propiedades mecánicas, que le confiere los procesos de laminación y trefilado, así como

el mecanismo de envejecimiento natural que experimenta el material. Esto subraya la importancia del control de los parámetros microestructurales durante los procesos de fabricación, para garantizar el perfil de propiedades mecánicas y eléctricas requerido por la industria eléctrica.

#### Agradecimiento

El autor agradece el financiamiento recibido por parte de Fundacite Bolívar para el desarrollo del proyecto Optimización del Ciclo de Tratamiento Térmico de la Aleación de Aluminio 6201, en el marco del convenio Fundacite Bolívar - CVG Cabelum.

#### Referencias

- [1] P- Summers, Y. Chen, C. Rippe, B. Allen, A. Mouritz, S. Case, B. Lattimer, "Overview of aluminum alloy mechanical properties during and after fires", *Summers et al. Fire Science Reviews*, vol. 4, no. 3, pp. 1-36, 2015. doi: 10.1186/s40038-015-0007-5
- [2] P. Mukhopadhyay, "Alloy Designation, Processing, and Use of AA6XXX Series Aluminium Alloys", *International Scholarly Research Network ISRN*

- Metallurgy*, vol. 2012, pp. 2-15, 2012. doi: 10.5402/2012/165082.
- [3] M. Murashkin, A. Medvedev, V. Kazykhanov, A. Krokhin, G. Raab, N. Enikeev, R. Valiev, “Enhanced Mechanical Properties and Electrical Conductivity in Ultrafine-Grained Al 6101 Alloy Processed via ECAP-Conform”, *Rev. Metals*, no. 5, pp. 2148-2164, 2015. doi: 10.3390/met5042148
- [4] B. Moharana, B. Kumar, “Breakage Analysis of Aluminum wire rod in Drawing Operation”, *International Research Journal of Engineering and Technology (IRJET)*, vol. 4, no. 12, pp. 971-981, 2017.
- [5] A. Mazilkin, B. Straumal, S. Protasova, O. Kogtenkova, R. Valiev, “Structural Changes in Aluminum Alloys upon Severe Plastic Deformation”, *Physics of the Solid State*, vol. 49, n.º 5, pp. 868–873, 2007. doi: 10.1134/S1063783407050113
- [6] D. Padmavathi, “Potential Energy Curves & Material Properties”, *Materials Sciences and Applications*, no. 2, pp. 97-104, 2011. doi: 10.4236/msa.2011.22013
- [7] J. Li1, Z. Zhang, C. Li, “Some useful approximations for wrought aluminum alloys based on monotonic tensile properties and hardness”, *Mat.-wiss. u. Werkstofftech*, vol. 49, no. 1. pp. 89–100, 2018. doi: 10.1002/mawe.201700016
- [8] P.L. Mangonon, *Ciencia de materiales Selección y Diseño*. México: Pearson - Education, 2001.
- [9] G- Venkateshwarlu, A. Prasad, K. Ramesh, “Evaluation of Mechanical Properties of Aluminium Alloy AA 6061(HE-20)”, *International Journal of Current Engineering and Technology*, special Issue, no. 2, pp. 295-297, 2014.
- [10] R. Kwesi, N. Kwabena, Y. Fang, “Using the Hollomon Model to Predict Strain-Hardening in Metals”, *American Journal of Materials Synthesis and Processing*, vol. 2, no.1, pp. 1-4, 2017. doi: 10.11648/j.ajmsp.20170201.11
- [11] M. Mišović, N. Tadić, D. Lučić, “Deformation characteristics of aluminium alloys”, *Građevinar*, vol. 68, no. 3, pp.179-189, 2016. doi: 10.14256/JCE.1457.2015
- [12] P. Jena, S. Savioa, K. Kumara, V. Madhua, R. Mandalb, A. Singha, “An experimental study on the deformation behavior of Aluminium armour plates impacted by two different non-deformable projectiles”. *Procedia Engineering*, vol.173, pp. 222 – 229, 2017. doi: 10.1016/j.proeng.2016.12.001
- [13] M. Gedeon, “Strain Hardening-Materion Brush Performance Alloys # 50”, Technical Tidbits, pp. 1-2, 2013.
- [14] S. Adeosun, O. Sekunowo, S. Balogun, L. Osoba, “Effect of Deformation on the Mechanical and Electrical Properties of Aluminum-Magnesium Alloy”, *Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering*, vol. 10, no. 6, pp.553-560, 2011. doi: 10.4236/jmmce.2011.106042
- [15] J. Asensio, B. Suárez, “Análisis cuantitativo y caracterización morfológica de la aleación 6063. Diferencias microestructurales y mecánicas entre la superficie y el núcleo de barras cilíndricas de colada semicontinua”, *Rev de Metalurgia*, vol. 48, no. 3, pp. 199-212, 2012
- [16] *Standard Specification Aluminum Alloy 6201 – T81 and 6201 T83 Wire for Electrical Purposes*, ASTM B398 / B398M -15, 2015.
- [17] B. Smyrak, “Influence of Temperature and Time of Ageing on 6201 grade AlMgSi Wire and Rod”, *Rev. Metals*, vol. 18-20, no. 5, pp. 1-6, 2011.
- [18] H. Jimenez, R. Castillo, S. Yuniz, C. Martínez, “Optimización del ciclo de tratamiento termico de la aleacion 6201 de la empresa CVG Cabelum”, en *I Congreso Cubano de Ingeniería Mecánica y Metalurgia*, La Habana, 2008, pp. 1-12.
- [19] R. Kalombo, J. Martíneza, J. Ferreira, C.. da Silva, J. Araújo, “Comparative fatigue resistance of overhead conductors made of aluminium and aluminium alloy: tests and analysis”, *Procedia Engineering*, vol. 133, pp. 223-232, 2015. doi: 10.1016/j.proeng.2015.12.662
- [20] J. Pereira, L. Duran, D. Van Deventer, J. Zambrano, “Comportamiento mecanico a torsion de la aleacion de aluminio AA6061 tratada termicamente”. *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*, vol. S1, no. 1, pp. 183-190, 2009.
- [21] D. F. Bonilla, “Caracterización mecánica y electrica de la aleación de aluminio 6201 de uso en la fabricación de cables eléctricos”, trabajo de fin de grado, Facultad de Ingeniería, Programa de Ingeniería de Materiales, Universidad de San Juan Bentura, 2015.
- [22] N.E. Dowling, *Mechanical Behavior of Materials*. New Jersey, USA: Prentica Hall, 1999.

[23] R. Gupta, Ch. Mathew, P. Ramkumar, "Strain Hardening in Aerospace Alloys", *Frontier in Aerospace Engineering*, vol. 4, no. 1, 2015. doi: 10.12783/fae.2015.0401.01

[24] Z. Martinova, "Preaging Effects in Thermomechanically Treated 6201 Aluminum Alloy". En *Proceedings of 3rd BMC*, pp. 161-166, 2003

[25] Z. Martinova, G. Zlateva, "Microstructure development during thermomechanical treatment of AlSiMg alloy", *J. Min. Met.*, 38 (3-4) B, pp. 153-162, 2002.