

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



**ESTUDIO A TEMPERATURAS BAJAS DE LA ELONGACIÓN DE
ALAMBRES DE ALEACIONES DE ALUMINIO PARA VEHÍCULOS
ELÉCTRICOS**

Por

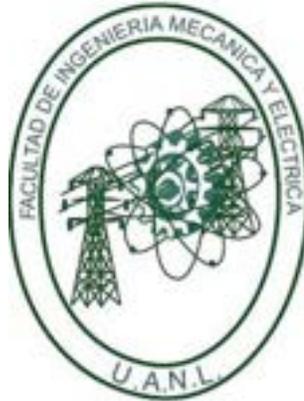
Ing. Alfonso Piñeiro Castillo

**COMO REQUISITO PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRO
EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA CON ORIENTACIÓN EN
MATERIALES**

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN

Julio, 2024

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



**ESTUDIO A TEMPERATURAS BAJAS DE LA ELONGACIÓN DE
ALAMBRES DE ALEACIONES DE ALUMINIO PARA VEHÍCULOS
ELÉCTRICOS**

Por

Ing. Alfonso Piñeiro Castillo

**COMO REQUISITO PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRO
EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA CON ORIENTACIÓN EN
MATERIALES**

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN

Julio, 2024

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

Los miembros del Comité de Evaluación de Tesis recomendamos que la Tesis "Estudio a temperaturas bajas de la elongación de alambres de aleaciones de aluminio para vehículos eléctricos", realizada por el estudiante Alfonso Piñeiro Castillo, con número de matrícula 2081669, sea aceptada para su defensa como requisito parcial para obtener el grado de Maestría en Ciencias de la Ingeniería con orientación en Materiales.

El Comité de Evaluación de Tesis

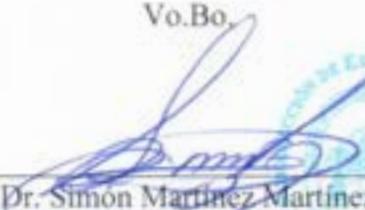
Dr. Ubaldo Ortiz Méndez
Director

Dr. Enrique Manuel López Cuellar
Revisor

Dr. Alejandro Torres Castro
Revisor

MC René Garza García
Revisor

Vo.Bo.


Dr. Simón Martínez Martínez
Subdirector de Estudios de Posgrado



Institución 190001

Programa 557546

Acta Núm. 4392

Ciudad Universitaria, a 26 de julio de 2024

DEDICATORIA

A mis padres, por motivarme a continuar mis estudios de posgrado y por enseñarme el valor del esfuerzo y la perseverancia.

A mi novia y compañera, por su paciencia, comprensión y constante aliento durante todo este proceso.

Este logro es para ustedes.

AGRADECIMIENTOS

Quiero expresar mi más sincero agradecimiento a todas las personas e instituciones que han hecho posible la realización de esta tesis.

En primer lugar, agradezco a mi asesor, el Dr. Ubaldo Ortiz, por su guía, consejos y apoyo constante a lo largo de esta investigación. Su experiencia y conocimientos han sido fundamentales para el desarrollo de este trabajo.

A mis padres, por su amor y apoyo incondicional. A mi novia, por su paciencia y comprensión durante las largas horas de estudio e investigación.

Al M.C. Oscar Ordaz, al Dr. Edgar García, al Dr. Enrique López y al Lic. René Garza, por su incondicional ayuda durante la realización de esta tesis.

Agradezco también a cada uno de mis profesores, por haberme dado las bases de la ciencia de materiales y haberme inculcado el gusto por la investigación.

A CONACYT y a la empresa Viakable, por facilitarme los recursos y el tiempo necesario para llevar a cabo mi investigación.

Finalmente, a todos mis amigos, quienes me han acompañado en este viaje académico y personal, brindándome su amistad y apoyo en todo momento.

Índice General

Resumen	14
Abstract	15
Capitulo 1 Introducción	16
1.1. El Fenómeno de Elongación por Fluencia Lenta	17
1.2. La Curva de Deformación por Fluencia Lenta	18
1.3. Relación entre Esfuerzo, Temperatura y Tiempo	22
1.4. Microestructura de los Materiales en la Deformación por Fluencia	24
1.5. Mecanismos de Deformación	25
1.5.1. Deformación por Fluencia Intragranular	25
1.5.2. Deformación por Fluencia Intergranular	28
1.5.3. La Fluencia Lenta en el Aluminio	33
1.6. Aleaciones de Aluminio	34
1.6.1. Antecedentes	34
1.6.2. Aleación de Aluminio 1120.....	35
1.6.3. Aleación de Aluminio 6201.....	36
1.6.4. Aleaciones de Aluminio en la Industria Automotriz	37
1.7. Hipótesis.....	38
1.8. Objetivo General.....	38
1.9. Objetivos Específicos	38
Capitulo 2 Procedimiento Experimental	39
2.1. Material de Estudio.....	39
2.2. Máquina de Ensayos Termomecánicos.....	40
2.2.1. Medición de la Deformación.....	41

2.2.2.	Esfuerzo de Tensión	42
2.2.3.	Control de Temperatura	42
2.3.	Ensayos de Deformación.....	45
2.3.1.	Preparación de Alambres para Ensayos de Deformación	46
2.3.2.	Cálculos para Montaje de Ensayos.....	46
2.3.3.	Ejecución de Ensayos.....	49
2.3.4.	Adquisición de Datos	51
2.4.	Caracterización Morfológica	52
2.4.1.	Preparación Metalográfica	52
2.4.2.	Microscopio Óptico (MO)	56
2.4.3.	Microscopio Electrónico de Barrido (MEB)	56
Capítulo 3	Resultados y Discusión	58
3.1.	Curvas de Fluencia.....	58
3.1.1.	1° Ensayo de Fluencia en Aleaciones de Aluminio 1120 y 6201 a 20 MPa y 70°C	58
3.1.2.	2° Ensayo de Fluencia en Aleaciones de Aluminio 1120 y 6201 a 20 MPa y 100°C.....	59
3.1.3.	3° Ensayo de Fluencia en Aleaciones de Aluminio 1120 y 6201 a 60 MPa y 70°C	62
3.1.4.	4° Ensayo de Fluencia en Aleaciones de Aluminio 1120 y 6201 a 60 MPa y 100°C	65
3.1.5.	5° Ensayo de Fluencia en Aleaciones de Aluminio 1120 y 6201 a 60 MPa y 100°C (superficie lijada)	67
3.2.	Modelo de Fluencia	70
3.3.	Microscopía Óptica (MO).....	81
3.4.	Microscopía Electrónica de Barrido (MEB).....	87

Capitulo 4 Conclusiones	92
Referencias Bibliográficas	94

Índice de Figuras

Fig. 1.2.1. (A) Curva de fluencia lenta ideal a carga constante y (B) esfuerzo constante [1]	19
Fig. 1.2.2. Componentes de la curva de fluencia según Andrade [1].	19
Fig. 1.3.1. Impacto de la temperatura y esfuerzo en ensayos de deformación por fluencia [2]	22
Fig. 1.4.1. Fractografía en microscopio electrónico de barrido de superficie fracturada por el efecto de la deformación por fluencia en la aleación de aluminio 1350 [5].	24
Fig. 1.5.1. Microscopía óptica del aluminio mostrando el grupo de bandas de deslizamiento producidas por deformación. La dirección de la tensión es horizontal y las bandas de deslizamiento están inclinadas 54° hacia el eje de tensión [7].	27
Fig. 1.5.2. Evolución de la microestructura de un aluminio 6061 en las diferentes etapas de deformación por fluencia basada en datos experimentales [8].	28
Fig. 1.5.3. Demostración del deslizamiento de granos por medio de una marca en una aleación de magnesio a una deformación de 2.49%, eje de tensión horizontal (x260) [9].	30
Fig. 1.5.5. Micrografía de cavidades en cobre deformado a 20 MPa y 550°C con una deformación de 0.04 (en etapa secundaria) [10].	31
Fig. 1.5.6. Representación esquemática de la formación de pliegues [12]	32
Fig. 1.5.7. Migración de los límites de grano observados en una aleación de Inconel a 1000°C por 1000 horas indicados por la letra "M" (x500) [13].	32
Fig. 2.2.1. Máquina de ensayos termomecánicos construida en el programa de posgrado	40
Fig. 2.2.2. Mordazas de sujeción fija y libre de máquina de ensayos termomecánicos []	41
Fig. 2.2.3. Transductor de desplazamiento lineal variable (LVDT) Keyence®, MOD: GT2-H12K	42

Fig. 2.2.4. Módulo calentador de inducción magnética.....	43
Fig. 2.2.5. Diagrama de sistema de control PID de temperatura de ensayos de deformación en lazo cerrado	43
Fig. 2.2.6. Ensayo de deformación por fluencia lenta suministrando calor por inducción a un alambre de aleación de aluminio.	45
Fig. 2.3.1. Geometría y dimensiones del espécimen de alambres de aleaciones de aluminio	46
Fig. 2.3.2. Ejemplo de tabulación y representación gráfica de datos de LabView® en Excel® de diferentes aleaciones de aluminio.	52
Fig. 2.4.1. Molde para resina con muestras de alambres de aleaciones de aluminio	53
Fig. 2.4.2. Desbaste de alambres de aluminio suspendidos en la resina	54
Fig. 2.4.3. Muestra de alambres de aleaciones de aluminio suspendidos en resina con acabado espejo.....	54
Fig. 2.4.4. Microscopio óptico Olympus SC30	56
Fig. 2.4.5. Microscopio Electrónico de Barrido FEI-Titán G2 80-300.....	57
Fig. 3.1.1. Ensayos de fluencia en aleaciones de aluminio 1120 y 6201 a un esfuerzo de 20 MPa y temperatura de 70°C.	59
Fig. 3.1.2. Ensayos de fluencia en aleaciones de aluminio 1120 y 6201 a un esfuerzo de 20 MPa y temperatura de 100°C.....	60
Fig. 3.1.3. Tasas de deformación en aleaciones de aluminio 1120 y 6201 a un esfuerzo de 20 MPa y temperatura de 100°C.....	62
Fig. 3.1.4. Ensayo de fluencia en aleación de aluminio 1120 y 6201 a un esfuerzo de 60 MPa y temperatura de 70°C.	63
Fig. 3.1.5. Tasas de deformación en aleaciones de aluminio 1120 y 6201 a un esfuerzo de 60 MPa y temperatura de 70°C.	64
Fig. 3.1.6. Ensayo de fluencia en aleación de aluminio 1120 y 6201 a un esfuerzo de 60 MPa y temperatura de 100°C.	65
<i>Fig. 3.1.7. Tasas de deformación en aleaciones de aluminio 1120 y 6201 a un esfuerzo de 60 MPa y temperatura de 100°C.....</i>	<i>67</i>

<i>Fig. 3.1.8. Ensayo de fluencia en aleación de aluminio 1120 y 6201 a un esfuerzo de 60 MPa y temperatura de 100°C, con superficie lijada</i>	68
Fig. 3.1.9. Tasas de deformación en aleaciones de aluminio 1120 y 6201 con un esfuerzo de 60 MPa y temperatura de 100°C, con superficie lijada	69
Fig. 3.2 1. Curva experimental de la aleación 1120 en un ensayo de fluencia a 20 MPa y 70°C sobrepuesta al modelo de Andrade	73
Fig. 3.2 2. Curva experimental de la aleación 1120 en un ensayo de fluencia a 20 MPa y 100°C sobrepuesta al modelo de Andrade	73
Fig. 3.2 3. Curva experimental de la aleación 1120 en un ensayo de fluencia a 60 MPa y 70°C sobrepuesta al modelo de Andrade	74
Fig. 3.2 4. Curva experimental de la aleación 1120 en un ensayo de fluencia a 60 MPa y 100°C sobrepuesta al modelo de Andrade	74
Fig. 3.2 5. Curva experimental de la aleación 1120 en un ensayo de fluencia a 60 MPa y 100°C son superficie lijada sobrepuesta al modelo de Andrade	75
Fig. 3.2 6. Curva experimental de la aleación 6201 en un ensayo de fluencia a 20 MPa y 70°C sobrepuesta al modelo de Andrade	75
Fig. 3.2 7. Curva experimental de la aleación 6201 en un ensayo de fluencia a 20 MPa y 70°C sobrepuesta al modelo de Andrade	76
Fig. 3.2 8. Curva experimental de la aleación 6201 en un ensayo de fluencia a 20 MPa y 70°C sobrepuesta al modelo de Andrade	76
Fig. 3.2 9. Curva experimental de la aleación 6201 en un ensayo de fluencia a 20 MPa y 70°C sobrepuesta al modelo de Andrade	77
Fig. 3.2.10. Curva experimental de la aleación 6201 en un ensayo de fluencia a 20 MPa y 70°C sobrepuesta al modelo de Andrade	77
Fig. 3.3.1. Imagen de MO de la sección longitudinal de la aleación 1120 en su estado original. Escala: 110 μm	82
Fig. 3.3.2. Imagen de MO de la sección longitudinal de la aleación 1120 en su estado original antes del cuarto ensayo de fluencia. Escala: 11 μm	83
Fig. 3.3.3. Imagen de MO de la sección longitudinal de la aleación 1120 en su estado original antes del cuarto ensayo de fluencia. Escala: 6 μm	84

Fig. 3.3.4. Imagen de MO de la sección longitudinal de la aleación 6201 en su estado original antes del cuarto ensayo de fluencia. Escala: 6 μm 85

Fig. 3.3.5. Imagen de MO de la sección longitudinal de la aleación 6201 en su estado original. Escala: 110 μm86

Fig. 3.4 1. Imágenes de MEB (microscopía electrónica de barrido) a 60 (a) y 110 (b) aumentos de la superficie de un alambre de aleación 1120. Escala: 500 μm .
.....87

Fig. 3.4.2. Imágenes de MEB a 100 (a) y 200 (b) aumentos de la superficie de un alambre de aleación 6201. Escala: 1 mm y 500 μm respectivamente88

Fig. 3.4.3. Imágenes de MEB a 10,000 (a) y 25,000 (b) aumentos de la superficie de un alambre de aleación 1120. Escala: 10 μm y 4 μm respectivamente89

Fig. 3.4.4. Imágenes de MEB a 2,500 (a) y 25,000 (b) aumentos de la superficie de un alambre de aleación 6201. Escala: 40 μm y 4 μm respectivamente89

Fig. 3.4.5. Imágenes de MEB a 500 aumentos de la superficie de un alambre de aleación 1120 (a) y 6201 (b). Escala: 100 μm 90

Índice de Ecuaciones

Ec. 1.3.1. Ecuación de la tasa de deformación [2].....	22
Ec. 1.3.2. Ecuación de Arrhenius [5].....	23
Ec. 1.3.3. Ecuación de tiempo de fractura [5].	23
Ec. 2.3.1. Ecuación para el área (A) de un círculo en términos de su diámetro (D)[5].....	47
Ec. 2.3.2. Ecuación que representa la definición del esfuerzo (σ) en un material, donde F es la fuerza aplicada y A es el área sobre la cual se aplica esta fuerza [5].....	47
Ec. 2.3.3. Ecuación que expresa la relación entre la fuerza (F), el esfuerzo (σ), y el área (A) sobre la cual actúa la fuerza, según la ley de Hooke para la deformación elástica en materiales [5]	48
Ec. 2.3.4. Ecuación que describe la fuerza gravitacional (F) ejercida sobre un objeto con masa “m” en un campo gravitatorio con una aceleración “g” [5].	48
Ec. 2.3.5. Ecuación que calcula la masa (m) de un objeto a partir del esfuerzo (σ), el área (A), y la aceleración debido a la gravedad (g) [5].	48
Ec. 3.2.1. Ecuación que representa la deformación (ϵ) en función del tiempo (t), donde A es una constante y n es el exponente de la relación de potencia [2].	71

Índice de Tablas

Tabla 2.1.1. Composición química de las aleaciones 1120 y 6201 que se utilizaron en la experimentación proporcionadas por Viakable.	39
Tabla 2.1 2. Propiedades de las aleaciones de aluminio 1120 y 6201 proporcionadas por Viakable	39
Tabla 2.3.1. Diámetro de sección y área transversal de ambos alambres de aleaciones de aluminio	47
Tabla 2.3.2. Masas utilizadas para diferentes esfuerzos en ensayos de deformación	49
Tabla 2.3.3. Matriz de experimentos para ensayos de deformación con duración de 24 horas.....	50
Tabla 3.1 1. Comparativa del desempeño de las aleaciones 1120 y 6201 durante los ensayos de fluencia cuatro y cinco	70
Tabla 3.2.1. Comparativa de valores de parámetros “A” y “n” en ensayos de fluencia de la aleación 1120	79
Tabla 3.2.2 Comparativa de valores de parámetros “A” y “n” en ensayos de fluencia de la aleación 6201	80

Resumen

Este estudio se enfocó en la evaluación de las aleaciones de aluminio 1120 y 6201 con el propósito de su posible implementación en la industria automotriz, especialmente en vehículos eléctricos. La necesidad de reducir el peso y los costos de estos vehículos ha generado interés en explorar alternativas al cobre en aplicaciones de conducción eléctrica, y el aluminio se destaca como una opción prometedora.

Un logro destacado de esta investigación fue el desarrollo de una máquina de ensayos termomecánicos programable, diseñada y construida en el marco de este programa de posgrado. Esta máquina permitió llevar a cabo ensayos de fluencia en alambres de las aleaciones 1120 y 6201 bajo condiciones de trabajo reales proporcionadas por la industria productora de cables, Viakable. Es importante destacar que actualmente no existe un estándar definido en el país para la utilización de aleaciones de aluminio en aplicaciones automotrices, lo que hace que este estudio sea fundamental para llenar ese vacío de información. El trabajo de investigación generó curvas características de fluencia para las aleaciones en cuestión y desarrolló modelos matemáticos que describen con precisión su comportamiento en respuesta a factores de fluencia.

Desde la perspectiva de la ciencia de materiales, esta tesis arroja luz sobre cómo las aleaciones de aluminio responden en condiciones específicas de temperatura y esfuerzo a lo largo del tiempo. Estos resultados son esenciales para una mejor comprensión de su resistencia a la fluencia y, por ende, para la selección adecuada de materiales en componentes de vehículos eléctricos.

En resumen, esta tesis presenta hallazgos valiosos sobre las aleaciones de aluminio 1120 y 6201 y su potencial aplicación en la industria automotriz. Los resultados obtenidos, incluyendo las curvas características de fluencia y los modelos matemáticos, contribuyen a un mayor entendimiento y a la toma de decisiones informadas en la selección de materiales para componentes de vehículos eléctricos.

Abstract

This study was focused on the evaluation of aluminum alloys 1120 and 6201 with the purpose of their potential implementation in the automotive industry, particularly in electric vehicles. The need to reduce the weight and costs of these vehicles has generated interest in exploring alternatives different from copper in electrical conduction applications, and aluminum stands out as a promising option.

A notable achievement of this research was the development of a programmable thermomechanical testing machine, designed and built within the framework of this graduate program. This machine enabled the performance of creep tests on wires made of the 1120 and 6201 alloys under working conditions provided by the cable manufacturing industry, Viakable. It is important to emphasize that there is currently no defined standard in the country for the use of aluminum alloys in automotive applications, making this study essential to fill this information gap. The research work generated creep characteristic curves for both alloys and developed mathematical models that accurately describe their behavior in response to creep factors.

From a material science perspective, this thesis sheds light on how aluminum alloys respond under specific conditions of temperature and stress over time. These results are crucial for a better understanding of their creep resistance and, consequently, for the proper selection of materials for electric vehicle components.

Overall, this thesis presents valuable insights into the properties of aluminum alloys 1120 and 6201 and their potential applications in the automotive industry. The results obtained, including creep characteristic curves and mathematical models, contribute significantly to our understanding and informed decision-making in material selection for electric vehicle components.

Capítulo 1 Introducción

Con los avances en la industria automotriz han aparecido necesidades de reducir el peso y costo de los vehículos eléctricos. La adopción del aluminio como conductor eléctrico es deseable dada la disponibilidad y la baja densidad de este elemento. Se ha vuelto de suma importancia reducir el peso de los vehículos a lo mínimo posible debido a que un auto eléctrico está compuesto de alrededor de 1.8 veces el peso de cobre de un auto convencional equivalente. Las aleaciones de aluminio muestran ser materiales candidatos para sustituir al cobre y ante la falta de información sobre las aleaciones de aluminio de nuestro interés, es necesario determinar las propiedades mecánicas de estas aleaciones de aluminio a diferentes esfuerzos y temperaturas por tiempos prolongados, simulando la aplicación que tienen las aleaciones de aluminio en los componentes automotrices.

Actualmente, las aleaciones de aluminio comerciales disponibles no son diseñadas para uso específico de la industria automotriz, sino que son fabricadas para la transmisión de energía en líneas eléctricas aéreas. Estas aplicaciones son relativamente similares en las condiciones a las que se someten los alambres, por eso estas aleaciones de aluminio pueden sustituir los alambres de cobre en los vehículos eléctricos.

La resistencia a la fluencia y la fatiga son temas cruciales en la selección de materiales para fabricar el cableado de los automóviles eléctricos, ya que el engarzado en las terminales tiende a ceder con el tiempo. Esto sucede en consecuencia de la constante tensión y las temperaturas a las que están sometidos. Es precisamente por esto que el desarrollo de este trabajo de investigación se ve justificado, por esta necesidad de conocer el efecto de la elongación a nivel macro y microestructural en las aleaciones 1120 y 6201 que

son actualmente utilizadas en líneas aéreas y cuentan con gran potencial para ser utilizadas en la industria automotriz.

Un aspecto innovador de este estudio es que se logró haciendo uso de un equipo automatizado programable original, que ha sido diseñado y construido en nuestro programa de posgrado en colaboración con Oscar Ordaz [1]. Este equipo nos permitirá obtener las curvas de deformación de las aleaciones a estudiar, registrando el esfuerzo aplicado con respecto a la deformación de los alambres, y la deformación de los alambres con respecto al tiempo de duración de los ensayos.

1.1. El Fenómeno de Elongación por Fluencia Lenta

La fluencia es un fenómeno estudiado desde el siglo pasado, pero la aparición de nuevas aleaciones y aplicaciones impulsó constantemente la necesidad de caracterizar materiales con un servicio prolongado a temperaturas mayores que las del ambiente.

Muchos materiales pueden llegar a deformarse plásticamente sin siquiera alcanzar su límite elástico macroscópico (σ_y) a temperatura ambiente cuando son sometidos a altas temperaturas. Estas temperaturas dependen del punto de fusión del material estudiado. Cuando las temperaturas son mayores al 30% de la temperatura de fusión (en escala de temperatura absoluta) el efecto de la fluencia lenta se vuelve importante. El efecto de un esfuerzo constante por un tiempo establecido, a una temperatura dada se conoce como fluencia lenta. La fluencia lenta es a menudo tratada como una deformación plástica debido a que las fallas que se presentan en ambas son similares [2]. La fluencia es un proceso dinámico y es importante tomarlo en cuenta cuando se realiza alguna selección de materiales, ya que determina la vida útil de estos.

A diferencia de la deformación plástica y elástica, la fluencia no puede ser modelada matemáticamente como independiente del tiempo. La mayoría de las

veces se asume que las deformaciones plásticas y elásticas ocurren instantáneamente como consecuencia de un esfuerzo, sin embargo, esto no es totalmente cierto, todas las deformaciones son dependientes del tiempo, pero los tiempos que toman las deformaciones plásticas y elásticas en los ensayos de tensión tradicionales son de orden inferior comparados con los de la fluencia lenta, de ahí su nombre [2].

Es bien sabido que la resistencia en los metales disminuye al aumentar la temperatura, esto sucede debido a que la movilidad de los átomos y defectos aumenta y el proceso de difusión impacta en las propiedades del material. Otro efecto de la alta temperatura en los materiales es el ascenso de las dislocaciones. Estos y otros mecanismos de deformación se presentan en la fluencia lenta, además de tomar en cuenta que temperaturas cercanas al punto de fusión ($> 0.7T_m$) pueden llegar a oxidar el metal y causar penetración intergranular, es decir, la infiltración de oxígeno entre los granos que constituyen el material, lo cual podría debilitarlo considerablemente [3]. Estos mecanismos de deformación serán explicados a detalle más adelante.

1.2. La Curva de Deformación por Fluencia Lenta

El efecto de deformación por fluencia lenta en un material suele describirse con una curva que mide la deformación del material (ϵ) respecto al tiempo, bajo un esfuerzo (σ) o carga y temperatura constante (T), como se muestra en la Figura 1.1. Normalmente, la carga es aplicada de forma axial de manera que resulte en un esfuerzo de tensión y las temperaturas suelen estar en el rango de 0.3 a 0.7 de la temperatura de fusión del material.

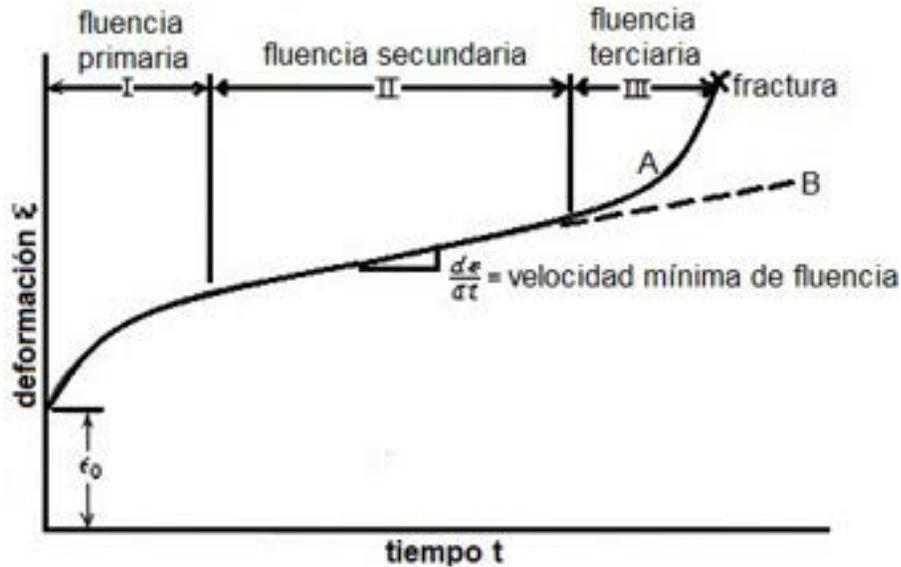


Fig. 1.2.1. (A) Curva de fluencia lenta ideal a carga constante y (B) esfuerzo constante [2].

Andrade fue uno de los pioneros en investigar el fenómeno de la deformación por fluencia lenta y su trabajo se considera fundamental en el tema [4]. Andrade tomó la curva de la deformación por fluencia lenta y consideró que la curva estaría representada por dos procesos o componentes independientes que resultan después de haber ocurrido una “Deformación Brusca o Instantánea” (ϵ_0) (fig. 1.2). A la primera componente le llamó “Fluencia Transitoria”, donde menciona que la rapidez de deformación decrece con el tiempo a medida que se aproxima a un valor constante. A la segunda componente le llamó “Fluencia Viscosa” y es la componente en la que la rapidez de deformación es constante.

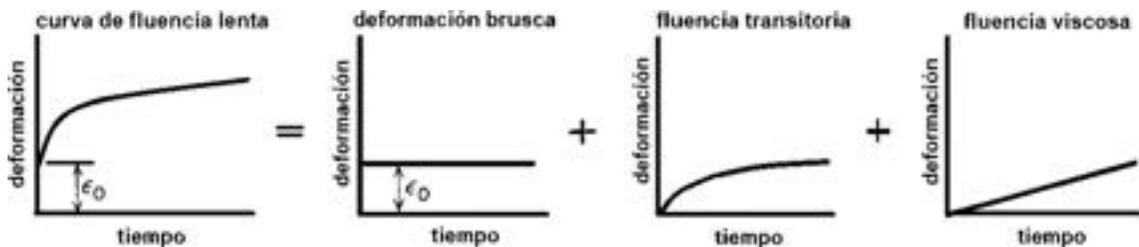


Fig. 1.2.2. Componentes de la curva de fluencia según Andrade [4].

Sin embargo, a diferencia de lo planteado por Andrade, la curva ideal de la fluencia lenta normalmente se divide en etapas, que son tres diferentes, como se muestra en la Figura 1.1. En la etapa primaria, justo después de aplicar la carga, se genera un esfuerzo y, en consecuencia, una deformación instantánea (ϵ_0) en la probeta. Durante esta fase, las dislocaciones encuentran varios obstáculos dentro del material, tales como defectos de la red cristalina, bordes de grano, segregación de impurezas, fallas en la estructura cristalina y gradientes de esfuerzo. Estos obstáculos dificultan el movimiento de las dislocaciones, lo que puede afectar la deformación del material. La rapidez con la que se deforma el material se refleja en la pendiente de esta curva, la cual disminuye con el tiempo hasta estabilizarse y llegar a la llamada etapa secundaria, a lo que Andrade denominó fluencia transitoria. Esta etapa está compuesta por tres regímenes:

1. Elástico
2. Anelástico
3. Plástico

El régimen elástico es aquel en el que el material recupera sus dimensiones casi instantáneamente al remover la carga, el anelástico es en el que se recupera con el pasar del tiempo al remover la carga y el régimen plástico es aquel en el que jamás se recupera.

Después, la rapidez de deformación ($\dot{\epsilon}$) llega al estado estable o flujo viscoso. En los materiales cristalinos que se endurecen por deformación, el flujo viscoso se da cuando el efecto del endurecimiento por deformación se equilibra con el ablandamiento producido por el calor, el incremento en la deformación plástica se da junto a un incremento en la resistencia a la fluencia y al mismo tiempo va disminuyendo por el ablandamiento térmico dando lugar a más deformación plástica, repitiendo un ciclo.

El ablandamiento térmico del que aquí se habla es técnicamente un proceso en el cual los átomos difunden a posiciones de menor energía, impulsados por el calor buscando el equilibrio. La difusión se da con mayor facilidad a lo largo de

los límites de grano que están más deformados que a través de los granos en sí. Es por esto que los metales con un tamaño de grano pequeño, que tienen mayor cantidad de límites de grano que uno de tamaño grande, tendrán mayor difusión y por ende menor resistencia a la deformación por fluencia lenta. Esta es una de las razones por las que los materiales diseñados para resistir esfuerzos a altas temperaturas como los álabes de una turbina son diseñados con un tamaño de grano relativamente grande [3].

Por último, en la tercera etapa de la curva, la rapidez aumenta drásticamente hasta llegar a la falla o fractura del material. Una de las razones por la que la rapidez de deformación acelera rápidamente en la última etapa es debido a que la sección transversal de la probeta disminuye e implica que el esfuerzo se incrementa en esa zona.

Dieter menciona que es improbable que esta sea la única razón, debido a que muchos materiales llegan al fallo a deformaciones que son muy pequeñas para reducir su sección transversal, comenta que esta etapa es más probable que sea el resultado de los cambios microestructurales que está sufriendo el material, basándose en que existe evidencia de la creación de huecos y formación de grietas en esta etapa [2]. En ocasiones la tercera etapa no ocurre debido a la naturaleza de la fractura del material, si la fractura es frágil jamás podrá visualizarse esta etapa dentro de la curva.

1.3. Relación entre Esfuerzo, Temperatura y Tiempo

La rapidez de deformación es tal vez el término más importante en el fenómeno de la deformación por fluencia debido a que es la rapidez mínima a la que se deforman los materiales con el paso del tiempo en las diferentes condiciones de esfuerzo y temperatura. La figura 1.3.1 representa como afectan la temperatura y el esfuerzo a la pendiente de la curva de fluencia. Ambas variables son las que definen el valor de esta pendiente para un material específico.

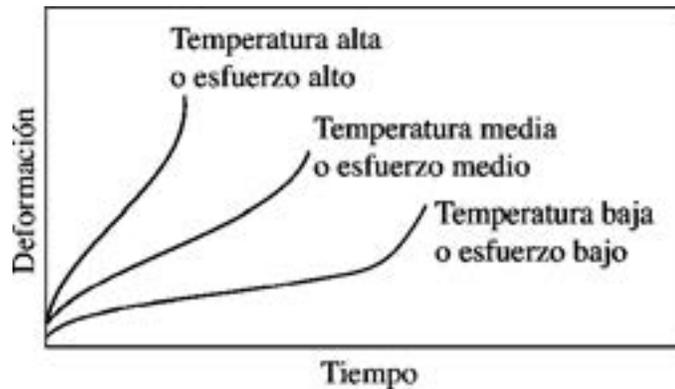


Fig. 1.3.1. Impacto de la temperatura y esfuerzo en ensayos de deformación por fluencia [5].

Generalmente, los expertos concentrados en el diseño de componentes sometidos a esfuerzo y temperatura por tiempos prolongados toman este valor como el más importante para el diseño. Como se mencionó anteriormente, la pendiente de la curva representa el valor:

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt}$$

Ec. 1.3.1. Ecuación de la tasa de deformación [2].

El esfuerzo y la temperatura afectan a la curva a medida que, si se incrementan estos, la rapidez de deformación aumentará siguiendo la ecuación de Arrhenius:

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = C\sigma^n \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right)$$

Ec. 1.3.2. Ecuación de Arrhenius [5].

Algo similar ocurre con el tiempo de fractura en la fluencia:

$$t_r = K\sigma^m \exp\left(\frac{Q_r}{RT}\right)$$

Ec. 1.3.3. Ecuación de tiempo de fractura [5].

Donde:

- T es la temperatura en grados Kelvin,
- C, K, n y m son constantes intrínsecas del material,
- Q_c es la energía de activación de la fluencia y se relaciona con la energía de activación de la autodifusión,
- Q_r es la energía de activación de la ruptura,
- t_r es el tiempo de ruptura.

Existen diferentes mecanismos teóricos que se han propuesto para explicar la respuesta de los diversos materiales ante la deformación por fluencia, entre ellos están la difusión de vacancias, la difusión a lo largo de los límites de grano, el movimiento de las dislocaciones y el deslizamiento de los límites de grano. Cada uno de estos mecanismos lleva a un valor diferente de “n” en la ecuación. Se han estudiado y comprobado materiales en los cuales los valores de “n” se han comparado con los valores experimentales y a partir de estos, ha sido posible

formar gráficos de esfuerzo y temperatura donde con diferentes combinaciones es posible conocer el mecanismo de deformación dominante.

Estos gráficos llamados “Mapas de Mecanismos de Deformación” son de gran ayuda, ya que al conocer dos de tres parámetros, ya sea esfuerzo, temperatura o rapidez de deformación es posible determinar un tercer parámetro [6].

1.4. Microestructura de los Materiales en la Deformación por Fluencia

Al igual que muchas otras propiedades, las propiedades de deformación de los materiales están determinadas intrínsecamente por su microestructura. Como ya se explicó anteriormente, el tamaño de grano afecta directamente a la rapidez de deformación en las tres etapas de la deformación por fluencia. Se ha demostrado que los precipitados y las impurezas son los causantes de que se formen cavidades dentro del material, logrando observarlas por medio de Microscopía Electrónica de Barrido (MEB), como se muestra en la figura 1.4.1 del trabajo de N. S. Beniwal en su investigación sobre el efecto de la temperatura en características tensiles y de fluencia sobre alambres de aluminio [7].

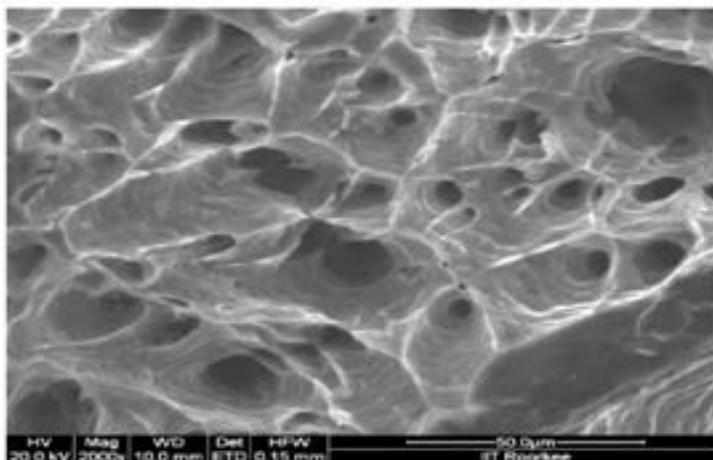


Fig. 1.4.1. Fractografía en microscopio electrónico de barrido de superficie fracturada por el efecto de la deformación por fluencia en la aleación de aluminio 1350 [7].

Estos y muchos otros defectos microestructurales sumados pueden llegar a afectar las propiedades de deformación por fluencia del material en formas diferentes y muy complejas. Un ejemplo de ello es en el cobre y el plomo, donde para un rango exacto de tamaño de grano, a medida que el tamaño aumenta, la rapidez de deformación también lo hace con el cobre, por otro lado, para el plomo es totalmente lo contrario y aún más complejo [8].

En los materiales cerámicos, la forma y la cantidad de las porosidades causadas por el sinterizado afectan de manera importante las propiedades de deformación por fluencia de estos materiales. Para entender la influencia de la microestructura en las propiedades de deformación de los materiales, a continuación, se describirán a detalle los diferentes mecanismos de deformación.

1.5. Mecanismos de Deformación

Los mecanismos microestructurales de deformación que existen durante la deformación por fluencia de los materiales pueden clasificarse en dos categorías:

1. Intragranulares
2. Intergranulares

Los mecanismos por deformación intragranular implican la deformación por fluencia observada dentro de los monocristales, mientras que la deformación por fluencia intergranular implica la deformación que ocurre en los límites de grano de los policristales del material.

1.5.1. Deformación por Fluencia Intragranular

La formación de subgranos y el deslizamiento cristalográfico son mecanismos intragranulares que ocurren durante la deformación y serán explicados a detalle a continuación.

1.5.1.1. Deslizamiento Cristalográfico

Se ha demostrado que la deformación plástica ocurre debido al deslizamiento de las dislocaciones a través de planos preferenciales del material. A altas temperaturas pueden existir mecanismos de deslizamiento de diferentes formas:

- Deslizamiento simple: Las dislocaciones se mueven en un solo sistema o plano de deslizamiento.
- Deslizamiento múltiple: Las dislocaciones se mueven en diversos planos de deslizamiento.
- Deslizamiento cruzado: Las dislocaciones cambian de plano de deslizamiento durante su movimiento debido a un esfuerzo.

Las dislocaciones tienden a tener más movilidad a altas temperaturas debido a la difusividad de los átomos y vacancias. La deformación por deslizamiento se puede observar por microscopía óptica como lo hizo Mingdong Cai y colaboradores en la figura 1.5.1 [9]. Cada banda de deslizamiento o también llamadas “Bandas de Lüders” son causadas por cientos de dislocaciones moviéndose en la superficie de la muestra. La naturaleza de estas bandas depende del esfuerzo y la temperatura a la que se ensaya la muestra, estas dos variables afectan su continuidad, forma e incluso el espaciamiento entre ellas.

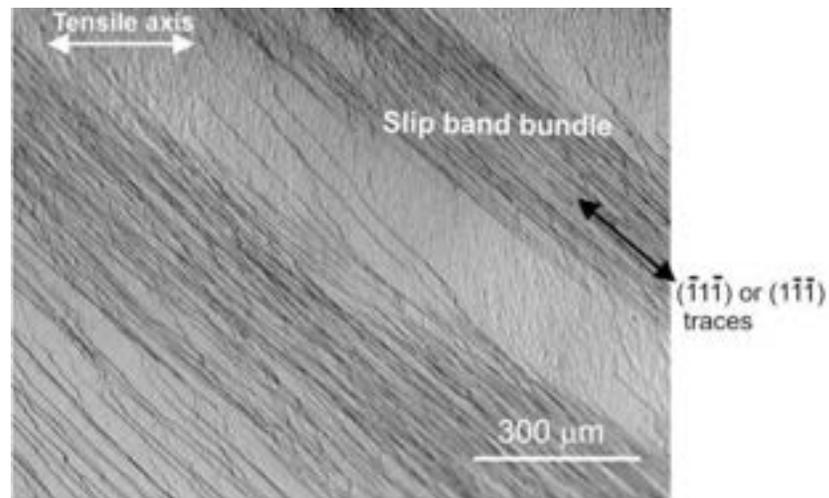


Fig. 1.5.1. Microscopía óptica del aluminio mostrando el grupo de bandas de deslizamiento producidas por deformación. La dirección de la tensión es horizontal y las bandas de deslizamiento están inclinadas 54° hacia el eje de tensión [9].

1.5.1.2. Formación de Subgranos

Dentro de un mismo grano, las dislocaciones pueden ordenarse entre sí, formando límites dentro del grano, debido a la interacción entre las fuerzas de las dislocaciones. Este fenómeno conduce a la formación de subgranos, que generalmente comienza durante la primera etapa de la curva de deformación, cuando la densidad de dislocaciones aumenta drásticamente hasta alcanzar una etapa estable. R. Fernández ilustra este proceso en su estudio sobre la "Fluencia Primaria y Secundaria en Aleaciones de Aluminio", donde presenta el diagrama de la Figura 1.5.2. Este diagrama muestra la evolución de la microestructura de una aleación de aluminio 6061 a medida que la deformación aumenta con el tiempo, desde la primera hasta la tercera etapa de fluencia [10].

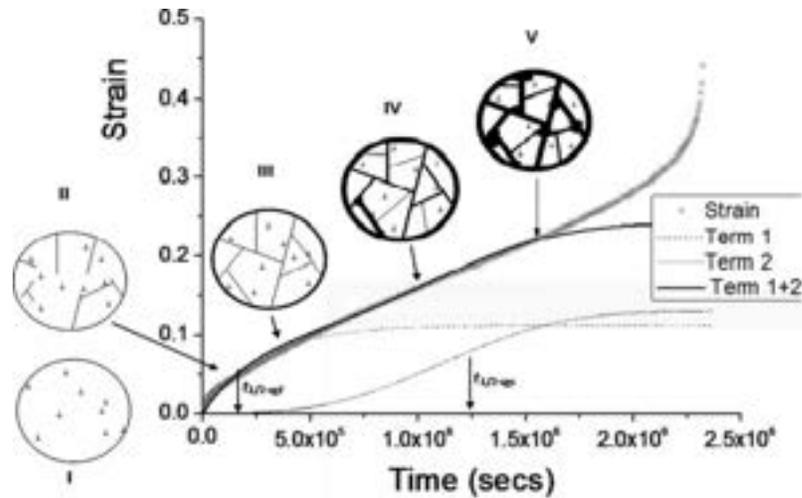


Fig. 1.5.2. Evolución de la microestructura de un aluminio 6061 en las diferentes etapas de deformación por fluencia basada en datos experimentales [10].

La facilidad con que se da la formación de subgranos en la deformación por fluencia depende de la probabilidad con la que se den las fallas de apilamiento en el material. Las fallas de apilamiento son defectos superficiales donde existe un error en la secuencia de apilamiento de los planos y a medida que un material acumule más de este tipo de defectos, la formación de subgranos será en menor cantidad. Esto es debido a que el deslizamiento cruzado de las dislocaciones se dificulta cuando existen fallas de apilamiento y por ende se vuelve difícil también la formación de subgranos.

La formación de subgranos y el deslizamiento cristalográfico son mecanismos intragranulares que ocurren durante la deformación por fluencia y serán explicados a detalle a continuación.

1.5.2. Deformación por Fluencia Intergranular

Se han registrado cuatro mecanismos de deformación intergranulares por fluencia, entre ellos está el deslizamiento de los límites de grano, la nucleación

de cavidades, la formación de pliegues y la migración de subgranos. Se describirán a continuación cada uno de estos mecanismos.

1.5.2.1. Deslizamiento de los Límites de Grano

La ley de Hall-Petch relaciona el tamaño de grano de los materiales con el esfuerzo a la cedencia de estos. A medida que el tamaño de grano es menor, el esfuerzo a la cedencia aumentará, pero esto sucede mayormente a temperaturas relativamente bajas. Esta ley ocurre simplemente debido a que los límites de grano detienen el movimiento de las dislocaciones, y a medida que se reduce el tamaño de grano, existirán mayor número de límites de grano. En la deformación a altas temperaturas, relativas al punto de fusión del material (mayor que $0.4 T_m$), los límites de grano se comportan de manera diferente.

Los granos se desplazan, o se dice que se deslizan traduciendo del verbo en inglés "*slip*", entre los límites de grano. La deformación causada por este movimiento puede llegar a formar hasta el 90% de la deformación total en la fluencia lenta. Es posible observar este mecanismo, al marcar con una línea recta sobre la superficie pulida del material, como lo demostró Bell y sus colaboradores tal y como se puede observar en la figura 1.5.4 [11].

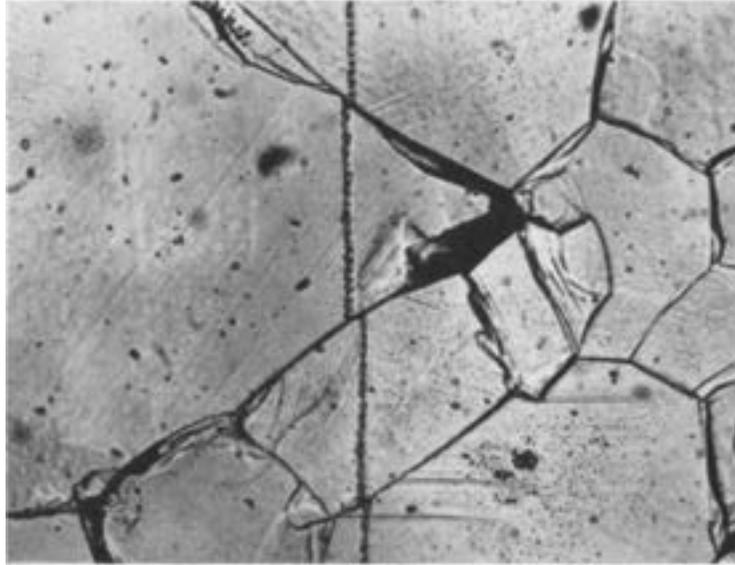


Fig. 1.5.3. Demostración del deslizamiento de granos por medio de una marca en una aleación de magnesio a una deformación de 2.49%, eje de tensión horizontal (x260) [11].

La relevancia de este mecanismo dependerá de su contribución a la rapidez de deformación total. Pueden producirse grandes concentraciones de esfuerzos por el deslizamiento de los límites de grano, que pueden ser relajados por átomos que se difunden en el cristal. Estas concentraciones de esfuerzos pueden dar lugar a otros mecanismos de deformación como la nucleación de cavidades que será detallada en el siguiente punto.

1.5.2.2. Nucleación de Cavidades

Cuando la tasa de autodifusión no es lo suficientemente alta para liberar las concentraciones de esfuerzos, se forman cavidades a lo largo de los límites de grano, esto es lo que se conoce como nucleación de cavidades por fluencia lenta [12].

En la figura 1.5.5 se puede apreciar la nucleación de cavidades a lo largo del eje horizontal, el cual es perpendicular al eje donde se está aplicando el

esfuerzo en tensión. Estas cavidades a diferencia de lo que se creía, aparecen desde la primera etapa de la deformación por fluencia y debilitan el material hasta la tercera etapa de manera muy rápida y puede llevarlo hasta la fractura.

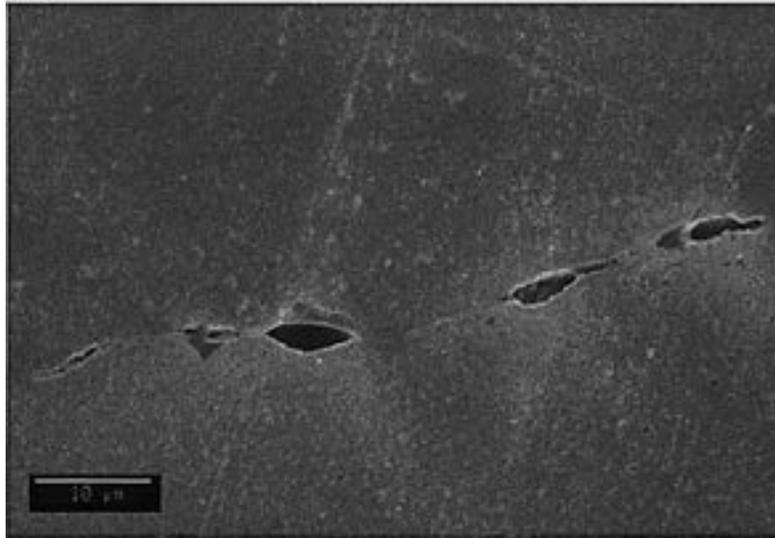


Fig. 1.5.4. Micrografía de cavidades en cobre deformado a 20 MPa y 550°C con una deformación de 0.04 (en etapa secundaria) [12].

1.5.2.3. Migración de Límites de Grano y Formación de Pliegues

Por último, la migración de límites de grano y la formación de pliegues son importantes para la liberación de concentración de esfuerzos provocados por el deslizamiento de los límites de grano. Si es posible relevar los esfuerzos y evitar la nucleación de cavidades, la deformación continuará a lo largo del límite de grano hasta propagarse dentro del interior de un tercer grano y formar un pliegue, como se muestra en la figura 1.5.6.

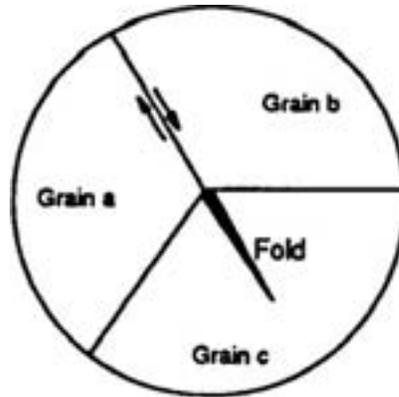


Fig. 1.5.5. Representación esquemática de la formación de pliegues [13].

Por otro lado, la migración de límites de grano es el desplazamiento de los límites hacia una dirección preferente. Las formas onduladas que se logran observar en la deformación por fluencia son resultado de la deformación y migración de dichos límites. Kazuaki Mino y colaboradores, lograron demostrar esto con microscopía óptica en su trabajo “Efecto de la Migración de los Límites de Grano y la Recristalización en la Resistencia al Fluencia del Inconel 617” [14]. En la Figura 1.5.7 es posible observar la migración de los límites de grano en una aleación de Inconel a 1000°C durante 1000 horas, indicados por la letra “M” [14].

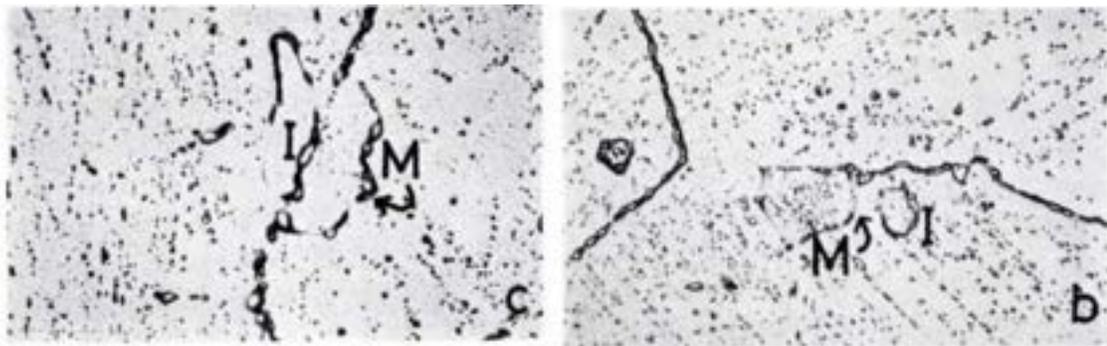


Fig. 1.5.6. Migración de los límites de grano observados en una aleación de Inconel a 1000°C por 1000 horas indicados por la letra “M” (x500) [14].

1.5.3. La Fluencia Lenta en el Aluminio

Como ya se comentó antes, la fluencia está influenciada por varios factores además de la temperatura y el esfuerzo como lo son, la composición química, el tamaño de grano y la microestructura del material. En el caso del aluminio, la fluencia lenta puede ocurrir a diferentes temperaturas debido a la activación de los mecanismos de deslizamiento de dislocaciones en la red cristalina. El comportamiento de la fluencia lenta del aluminio se ha estudiado en numerosas investigaciones. En un estudio de 2018, B. Djavanroodi y M. R. Barnett investigaron la relación entre la microestructura del aluminio y su comportamiento de fluencia lenta a temperatura ambiente. Los resultados mostraron que la presencia de precipitados de aleación, como la fase θ , puede inhibir el proceso de fluencia lenta en el material [15].

En otro estudio, publicado en 2016 por X. Wu y colaboradores, se analizó el efecto del tamaño de grano en la fluencia lenta del aluminio a alta temperatura. Los resultados indicaron que un tamaño de grano más pequeño puede reducir la tasa de fluencia lenta en el material [16].

En cuanto a la aplicación práctica del aluminio en la industria, es importante entender su comportamiento de fluencia lenta para garantizar la seguridad y la durabilidad de las estructuras y componentes fabricados con este material. En resumen, la fluencia lenta del aluminio es un fenómeno importante que ha sido ampliamente estudiado en la literatura científica. La comprensión de los factores que afectan este proceso es esencial para el diseño y la evaluación de estructuras y componentes fabricados con este material.

1.6. Aleaciones de Aluminio

1.6.1. Antecedentes

El aluminio es un metal de transición ligero, resistente y no tóxico que se utiliza en una amplia variedad de aplicaciones debido a sus propiedades mecánicas, químicas y físicas. Es el tercer elemento más abundante en la corteza terrestre y se encuentra en forma de minerales como la bauxita, que es la principal materia prima para la producción de aluminio.

La producción de aluminio comienza con la extracción de bauxita, un mineral que se encuentra en grandes cantidades en todo el mundo. La bauxita se procesa para obtener alúmina, que luego se convierte en aluminio mediante electrólisis en el proceso Hall-Héroult. Este proceso utiliza grandes cantidades de energía, pero la producción de aluminio reciclado requiere solo una fracción de la energía necesaria para producir aluminio a partir de materias primas. Otro proceso utilizado para la producción de aluminio es el proceso Bayer. Este último, consiste en la molienda de la bauxita y su tratamiento con solución de sosa cáustica a alta temperatura y presión para producir alúmina. Posteriormente, esta alúmina se somete al proceso Hall-Héroult para la obtención de aluminio.

El aluminio se utiliza en una amplia variedad de aplicaciones debido a sus propiedades únicas. Es un excelente conductor de electricidad y calor, lo que lo hace ideal para aplicaciones eléctricas y de refrigeración. Además, el aluminio es altamente resistente a la corrosión, lo que lo hace adecuado para aplicaciones en ambientes corrosivos.

En la industria del transporte, el aluminio se utiliza para la fabricación de carrocerías de automóviles, aviones y otros vehículos debido a su alta relación resistencia-peso. La industria de la construcción también utiliza aluminio en la fabricación de puertas, ventanas, fachadas y otros elementos arquitectónicos debido a su ligereza, resistencia y bajo mantenimiento. El reciclaje de aluminio es muy importante debido a su alta demanda y su impacto ambiental. El aluminio

es 100% reciclable y se puede reciclar indefinidamente sin perder calidad. El reciclaje de aluminio requiere solo una fracción de la energía necesaria para producir aluminio a partir de materias primas, lo que lo convierte en una opción ambientalmente amigable.

En resumen, el aluminio es un metal fundamental y ampliamente utilizado en una variedad de aplicaciones debido a sus propiedades únicas. Su producción y reciclaje son de suma importancia tanto para la economía como para el medio ambiente, y se prevé que la demanda de aluminio continúe aumentando en los próximos años debido a su versatilidad y durabilidad.

Como se mencionó anteriormente, ambas aleaciones son utilizadas actualmente en líneas eléctricas aéreas, y presentan gran potencial para formar parte del cableado de vehículos eléctricos. Hasta hace algunos años se incrementó el uso y mecánicas sacrificando su conductividad eléctrica siendo de apenas 52% IACS [18].

1.6.2. Aleación de Aluminio 1120

La aleación de aluminio 1120 es una aleación considerada pura y por ello pertenece a la serie 1XXX. Las aleaciones de esta serie tienen un porcentaje de aluminio en peso mínimo de 99% y sus elementos aleantes o impurezas normalmente son el hierro y el silicio. Este grupo de aleaciones se utilizan principalmente para fabricar láminas y utensilios de cocina debido a que pueden ser endurecidas por deformación. Específicamente la aleación 1120 ha incrementado su uso y producción en los últimos años debido a las mejoras que las compañías de transmisión de electricidad han efectuado sobre las líneas de transmisión de alto voltaje.

Esta aleación tiene una conductividad de 58% en el Estándar Internacional del Cobre Recocido (IACS), donde la conductividad eléctrica del cobre puro fue adoptada por la Comisión Electrotécnica Internacional como la referencia estándar para esta magnitud. Este valor de conductividad es ligeramente menor al de la aleación 1350 (62% IACS), la cual se utiliza como referencia en grados eléctricos debido a que es la más utilizada en transmisión de energía por su pureza (99.5% wt. de aluminio). Sin embargo, la relación resistencia mecánica-peso de la aleación 1120 ha superado esta diferencia en conductividad [19].

1.6.3. Aleación de Aluminio 6201

La aleación de aluminio 6201 es una aleación de aluminio de alta resistencia que se utiliza comúnmente en aplicaciones de transmisión eléctrica, como cables de transmisión y conductores. Una de las propiedades más destacadas de la aleación de aluminio 6201 es su alta resistencia a la tracción, lo que la hace ideal para aplicaciones de transmisión eléctrica de larga distancia. Además, la aleación tiene una buena resistencia a la corrosión y una buena conductividad eléctrica. La aleación también tiene una buena resistencia a la fatiga, lo que la hace adecuada para su uso en aplicaciones de alta carga.

Esta aleación pertenece a la serie 6XXX de aleaciones de aluminio. Esta serie se conforma principalmente de elementos como el magnesio y el silicio. Tienen cierta facilidad de maquinarse y pueden ser endurecidas por precipitación. La combinación de los elementos aleantes en este tipo de aleaciones resultan en compuestos intermetálicos como el Mg_2Si , los cuales son los causantes del endurecimiento antes de llegar al equilibrio termodinámico en el sobre envejecido [20].

Las aplicaciones de la aleación de aluminio 6201 no se limitan a la transmisión eléctrica. También se utiliza en la fabricación de componentes estructurales para la industria aeroespacial y automotriz, así como en la fabricación de tuberías y cilindros.

1.6.4. Aleaciones de Aluminio en la Industria Automotriz

La industria automotriz ha experimentado un cambio significativo en los últimos años con la creciente demanda de vehículos más eficientes y amigables con el medio ambiente. En este contexto, el aluminio se ha convertido en un material clave en la fabricación de automóviles debido a sus propiedades físicas y químicas únicas.

El aluminio es un material no ferroso con una densidad cercana a una tercera parte de la del acero, lo que lo hace mucho más ligero y resistente a la corrosión. Además, el aluminio es un excelente conductor de electricidad y tiene una alta conductividad térmica, lo que lo hace ideal para su uso en la industria automotriz.

El uso del aluminio en la fabricación de vehículos ha aumentado significativamente en las últimas décadas. En la actualidad, el aluminio se utiliza en la fabricación de piezas estructurales y no estructurales en los vehículos, como paneles de carrocería, arneses eléctricos, capós, puertas, ruedas, sistemas de suspensión y otros componentes críticos. En particular, el uso de aluminio en la fabricación de vehículos puede reducir significativamente su peso, lo que a su vez mejora su eficiencia energética y reduce las emisiones de gases de efecto invernadero.

En un estudio realizado por la Universidad de Michigan, se demostró que la sustitución del acero por aluminio en un vehículo puede reducir su peso en un 40%. Esto se traduce en una mejora de la eficiencia energética del vehículo en un 30% y una reducción de las emisiones de dióxido de carbono en un 20% [21].

Sin embargo, el uso del aluminio en la fabricación de vehículos también presenta algunos desafíos. El aluminio tiene un costo mayor que el acero y su procesamiento requiere más energía. Además, el uso del aluminio en la fabricación de vehículos puede aumentar la complejidad de la producción y la reparación de los vehículos.

1.7. Hipótesis

La elongación de alambres de aluminio está determinada por el esfuerzo soportado, su temperatura, su composición y microestructura.

1.8. Objetivo General

Obtener las curvas de deformación por fluencia que describen las transformaciones de estado sólido de las aleaciones 1120 y 6201 a diferentes esfuerzos y temperaturas.

1.9. Objetivos Específicos

- a. Realizar ensayos de deformación por fluencia a diferentes temperaturas y valores de esfuerzos en tensión de las aleaciones de aluminio 1120 y 6201.
- b. Obtener las curvas a partir de los resultados de los ensayos de aleaciones de aluminio bajo diferentes valores de esfuerzo y temperatura.
- c. Realizar la caracterización microestructural de los alambres de aleaciones de aluminio mediante Microscopía Óptica y Microscopía Electrónica de Barrido antes y después de los ensayos de deformación.
- d. Elaborar un modelo adecuado que describa las curvas de deformación de los alambres de aleaciones de aluminio.

Capítulo 2 Procedimiento Experimental

2.1. Material de Estudio

En esta investigación, se analizaron dos aleaciones de aluminio en forma de alambre delgado: las aleaciones 1120 y 6201. Estas muestras fueron suministradas por la empresa Viakable, constanding cada una de aproximadamente 5 metros de alambre de diferente calibre. La empresa proporcionó además la composición química, así como las propiedades mecánicas y eléctricas de las aleaciones, las cuales se detallan en la Tabla 2.1.1. y 2.1.2., respectivamente.

AA	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	B	Otros
1120	99.2	0.1	0.4	0.05-0.35	0.01	0.2	0.01	0.05	0.05	0.1
6201	Bal.	0.5-0.9	0.5	0.1	0.03	0.6-0.9	0.03	0.1	0.06	0.1

Tabla 2.1.1. Composición química de las aleaciones 1120 y 6201 que se utilizaron en la experimentación proporcionadas por Viakable.

Propiedades	AA 1120	AA 6201
<i>Tensión de rotura (kgf/mm²)</i>	17 – 18.5	16 - 19
<i>Resistividad Eléctrica a 20°C (Ωm)</i>	2.93	3.38
<i>Conductividad eléctrica a 20°C (%IACS)</i>	58.8	51
<i>Coefficiente de expansión lineal (x10⁻⁶/°C)</i>	23	23
<i>Gravedad Específica (g/cm³)</i>	2.703	2.703

Tabla 2.1.2. Propiedades de las aleaciones de aluminio 1120 y 6201 proporcionadas por Viakable.

2.2. Máquina de Ensayos Termomecánicos

Se construyó una máquina de ensayos termomecánicos en nuestro grupo de investigación. El equipo cuenta con mecanismos y sensores capaces de realizar ensayos mecánicos y termomecánicos, éstos pueden adquirir los datos de esfuerzo, deformación y temperatura. Esta información es enviada a un ordenador y por medio del software LabVIEW® puede ser visualizada y extraída para realizar diferentes análisis de resultados (fig. 2.2.1.).

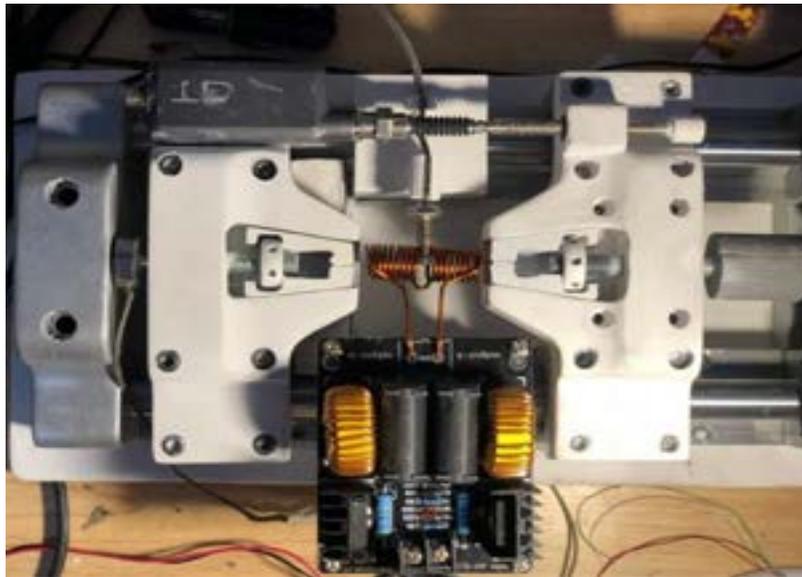


Fig. 2.2.1. Máquina de ensayos termomecánicos construida en el programa de posgrado.

El equipo se construyó utilizando impresión 3D en un 40% de su totalidad, empleando ácido poliláctico (PLA) como material. Esta elección no solo redujo significativamente el peso del equipo, sino que también disminuyó notablemente los costos de producción. La impresión 3D con PLA ofrece flexibilidad en el diseño y permite una fabricación más eficiente, beneficiando tanto la optimización del producto como la economía del proceso de manufactura. Además, la capacidad de la impresión 3D para crear prototipos rápidamente ha sido

invaluable, permitiendo ajustes y mejoras continuas antes de la producción final del equipo.

Se fabricaron dos mordazas de sujeción, una fija a la máquina y una libre, de manera que la mordaza libre pudiera deslizarse sobre las guías lineales al acoplar la carga para el ensayo. Estas mordazas fueron fabricadas con el objetivo de que fueran adaptables tanto para películas delgadas como para alambres de diámetros pequeños, lo que permitió realizar ensayos con suficiente estabilidad (fig. 2.2.2.).

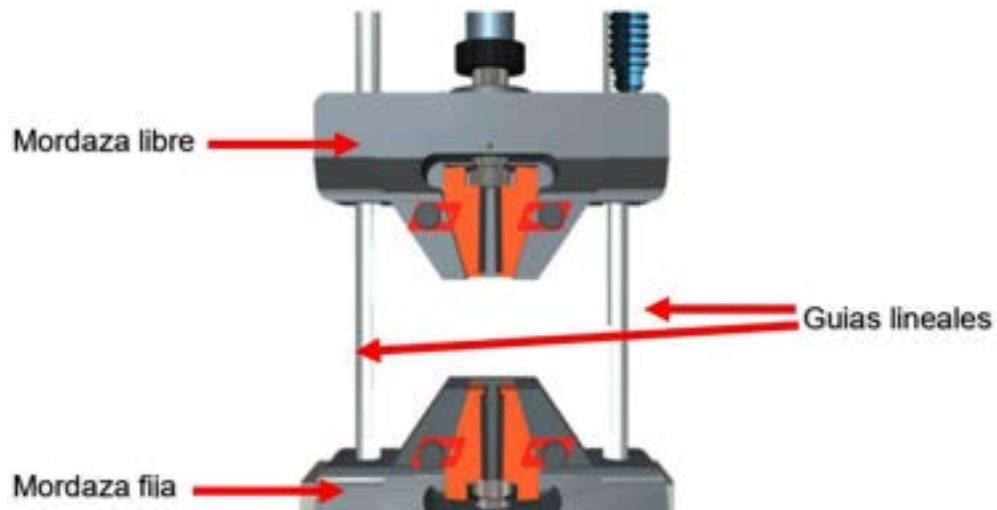


Fig. 2.2.2. Mordazas de sujeción fija y libre de máquina de ensayos termomecánicos [1].

2.2.1. Medición de la Deformación

Se adaptó un transductor de desplazamiento lineal variable (LVDT) de la marca Keyence® (fig. 2.2.3.) a la máquina de ensayos. Este sensor midió el desplazamiento producido por la deformación de los alambres ensayados. El sensor cuenta con una resolución de 0.1 micrómetro (μm), una precisión de 1 μm y un rango máximo de hasta 50 milímetros.



Fig. 2.2.3. Transductor de desplazamiento lineal variable (LVDT) Keyence®, MOD: GT2-H12K.

2.2.2. Esfuerzo de Tensión

Las cargas que producen el esfuerzo en tensión a los alambres fueron suministradas por medio de un juego de pesas de acero calibrado que suspende de un extremo de la máquina. Como se mencionó anteriormente, la carga está acoplada a la mordaza libre de la máquina, la cual descansa sobre las guías lineales de la máquina de ensayos.

2.2.3. Control de Temperatura

El calor fue suministrado por medio de una bobina de inducción que rodeó en mayor parte los alambres ensayados (fig. 2.2.4) Esta bobina de inducción fue controlada por medio de una tarjeta de adquisición de datos del tipo Arduino® Modelo “Uno”.



Fig. 2.2.4. Módulo calentador de inducción magnética.

Se programó un sistema de control PID (acrónimo en inglés de Proporcional, Integral y Derivativo) dentro de la misma tarjeta de adquisición de datos en lenguaje de programación “C” para lograr el control y medición de la temperatura deseada en tiempo real. La lógica de programación de la máquina de fluencia se puede representar por medio del diagrama que se muestra en la figura 2.2.5.

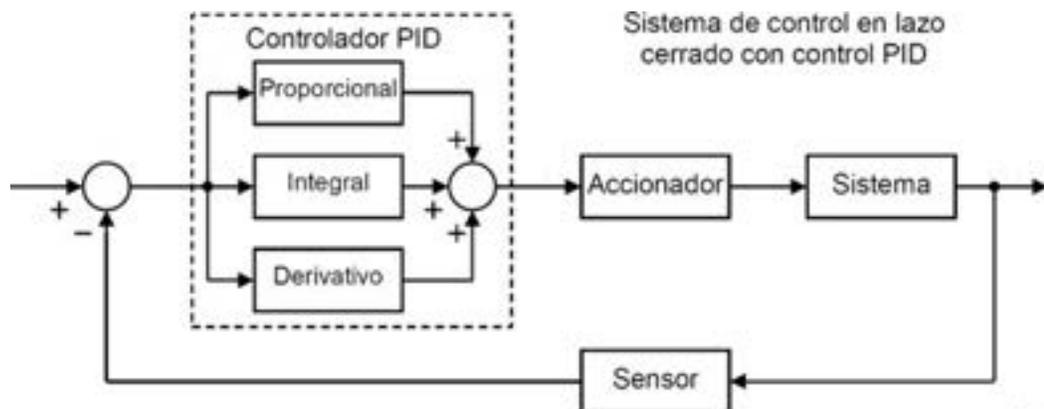


Fig. 2.2.5. Diagrama de sistema de control PID de temperatura de ensayos de deformación en lazo cerrado.

Donde:

- El controlador PID es el Arduino
- El sistema o variable controlada es la temperatura del ensayo.
- El sensor es un termopar tipo “K” acoplado al centro del alambre.
- El accionador es la bobina de inducción que permite el flujo de corriente a través de la muestra.

Para sintonizar los parámetros del controlador PID y determinar los valores óptimos de las constantes proporcional, integral y derivativa (K_p , K_i y K_d), se optó por un enfoque de ajuste manual. Inicialmente, se estableció la ganancia proporcional (K_p) en un valor bajo y se observó la respuesta del sistema. A continuación, se ajustaron manualmente los valores de K_p , K_i y K_d mientras se monitoreaba la respuesta de la temperatura en tiempo real. K_p se incrementó gradualmente hasta obtener una respuesta rápida sin oscilaciones excesivas. Luego, se ajustó K_i para eliminar el error estacionario y K_d se ajustó para estabilizar la respuesta y reducir las oscilaciones. Este proceso se repitió iterativamente, realizando pequeños ajustes en cada parámetro para refinar la respuesta del controlador PID hasta lograr una actuación óptima bajo las condiciones específicas de temperatura.

Cabe señalar que la temperatura es controlada indirectamente por medio del paso de la corriente eléctrica de una fuente de poder de 24V y 5A, pasando por nuestro circuito hacia la bobina de inducción. La corriente fluye a través de la bobina generando un campo magnético alrededor de esta. El alambre de aleación de aluminio que se está ensayando se introduce dentro de la bobina, por lo que el campo magnético pasa a través del alambre induciendo corrientes parásitas, también llamadas corrientes de Foucault. El calor se produce por efecto Joule mediante el paso de estas corrientes a través de la resistencia que

opone el material. En este contexto, la figura 2.2.6 muestra la bobina, el termopar, el alambre de aleación de aluminio y la máquina de ensayos.

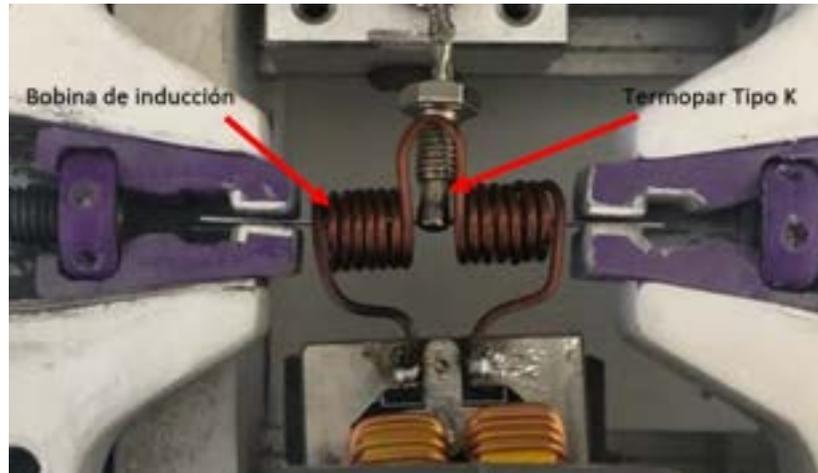


Fig. 2.2.6. Ensayo de deformación por fluencia lenta suministrando calor por inducción a un alambre de aleación de aluminio.

La cantidad de corriente suministrada para elevar la temperatura del material ensayado dependerá de la naturaleza del material, específicamente de su resistividad y de sus propiedades magnéticas. Para este estudio, donde el material utilizado son aleaciones de aluminio (material paramagnético) que presentan resistividades a 20°C de 2.93 Ωm (para la AA1120) a 3.38 Ωm (para la AA6201) no existió dificultad alguna.

2.3. Ensayos de Deformación

Para realizar los ensayos de deformación fue necesario disponer de la máquina de ensayos termomecánicas anteriormente descrita, las muestras de las aleaciones de aluminio y un ordenador con el software LabView®. Antes de comenzar los ensayos de deformación fue necesario realizar los pasos que se describen a continuación.

2.3.1. Preparación de Alambres para Ensayos de Deformación

Se realizó una limpieza con acetona a las aleaciones de aluminio antes del ensayo para eliminar los aceites aplicados posteriores al proceso de trefilado y así eliminar alguna situación de riesgo al calentar por inducción las muestras. Los alambres se seccionaron con una misma longitud de 55 mm para facilitar el cálculo de deformación (ϵ).

Al tener las muestras seleccionadas, se utilizó una prensa manual para comprimir y deformar los extremos de los alambres y dar una forma plana trapezoidal (fig. 2.3.1), la cual prevendría el deslizamiento de las muestras entre las mordazas en la máquina de ensayos y diera lugar a alguna lectura de deformación errónea. Esta geometría que se les dio a las muestras se volvió importante ya que sin ésta se propiciaba el deslizamiento entre las mordazas. El deslizamiento se volvía evidente en las curvas de deformación, debido a que se producían deformaciones relativamente grandes en tiempos muy cortos. En nuestro gráfico se lograba apreciar este fenómeno en forma de escalones dentro de la curva de deformación-tiempo.

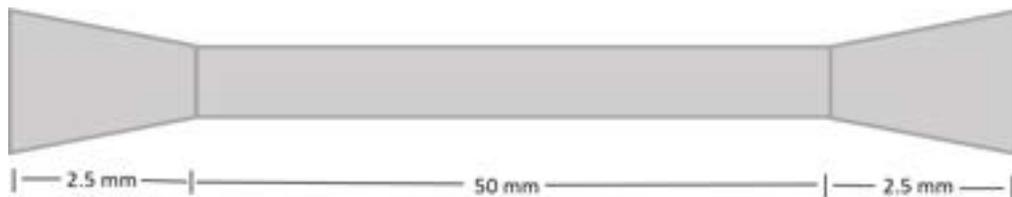


Fig. 2.3.1. Geometría y dimensiones del espécimen de alambres de aleaciones de aluminio.

2.3.2. Cálculos para Montaje de Ensayos

Las aleaciones analizadas en este estudio fueron proporcionadas de diferentes calibres por la empresa Viakable, por lo que fue necesario realizar el cálculo del área transversal para cada aleación siguiendo la relación de la ecuación 2.3.1, donde “A” es el área transversal y “D” es el diámetro de sección del alambre:

$$A = \frac{\pi}{4} D^2$$

Ec. 2.3.1. Ecuación para el área (A) de un círculo en términos de su diámetro (D)[5].

En base a esto, se obtuvieron las áreas transversales mostradas en la tabla 2.3.1:

Aleación	Diámetro de Sección	Área Transversal
1120	0.57 mm	0.25 mm ²
6201	1 mm	0.78 mm ²

Tabla 2.3.1. Diámetro de sección y área transversal de ambos alambres de aleaciones de aluminio.

El área transversal calculada se empleó para determinar las cargas o fuerzas requeridas para ejercer los esfuerzos durante los ensayos. Esto se basa en la relación fundamental entre el esfuerzo (σ) y la fuerza (F) aplicada sobre el área transversal de la muestra, según la ecuación 2.3.2:

$$\sigma = \frac{F}{A}$$

Ec. 2.3.2. Ecuación que representa la definición del esfuerzo (σ) en un material, donde F es la fuerza aplicada y A es el área sobre la cual se aplica esta fuerza [5].

Con el conocimiento del esfuerzo necesario para aplicar al alambre durante el ensayo y su respectiva área transversal, se calculó la fuerza requerida para cada ensayo utilizando la siguiente relación (Ec. 2.3.3):

$$F = \sigma A$$

Ec. 2.3.3. Ecuación que expresa la relación entre la fuerza (F), el esfuerzo (σ), y el área (A) sobre la cual actúa la fuerza, según la ley de Hooke para la deformación elástica en materiales [5].

Para determinar la masa del peso muerto que se utilizaría durante el ensayo, se aplicó la ecuación 2.3.4, donde “F” representa la fuerza, “m” la masa y “g” la aceleración debido a la gravedad.:

$$F = mg$$

Ec. 2.3.4. Ecuación que describe la fuerza gravitacional (F) ejercida sobre un objeto con masa “m” en un campo gravitatorio con una aceleración “g” [5].

Finalmente, para obtener la masa del peso muerto, se utilizó la relación de la ecuación 2.3.5:

$$m = \frac{\sigma A}{g}$$

Ec. 2.3.5. Ecuación que calcula la masa (m) de un objeto a partir del esfuerzo (σ), el área (A), y la aceleración debido a la gravedad (g) [5].

Como resultado, se obtuvieron cuatro valores de masa distintos, cada uno reflejando la aplicación de diferentes niveles de esfuerzo sobre ambas aleaciones. Estos resultados se presentan detalladamente en la Tabla 2.3.2:

Aleación	Masa para Ensayos a 20 MPa	Masa para Ensayos a 60 MPa
1120	0.52 kg	1.56 kg
6201	1.6 kg	4.8 kg

Tabla 2.3.2. Masas utilizadas para diferentes esfuerzos en ensayos de deformación.

2.3.3. Ejecución de Ensayos

Una curva producida en un ensayo de deformación por fluencia a la fractura presenta la etapa primaria, secundaria y terciaria del material. Este tipo de ensayos, como su nombre lo indica, terminan cuando el material llega a la fractura. Sin embargo, este estudio se centró únicamente en las etapas primaria y secundaria de la deformación por fluencia de los alambres de aleaciones de aluminio, ya que la empresa solicitante, Viakable, específicamente requirió este enfoque y estas etapas proporcionan una evaluación adecuada del desempeño de las aleaciones en términos de fluencia.

En el primer capítulo de este trabajo se mencionó que a medida que nos acercamos a la temperatura de fusión en los ensayos de deformación, la rapidez de deformación del material se ve afectada de manera importante.

Para aleaciones de aluminio, donde la temperatura de fusión es de alrededor de 660°C (973 K), mantener la temperatura de operación de los alambres por debajo de los 120°C en los vehículos eléctricos se vuelve importante debido a que un incremento a este valor de temperatura acortaría el servicio de estos de manera indeseable puesto que la resistencia mecánica del material disminuye y la rapidez de deformación aumenta, especialmente con

alambres de aleaciones de aluminio de grado eléctrico, como lo son los de este estudio [20].

Se partió a partir de esta premisa para realizar una matriz de experimentos, donde las variables estudiadas son las variables utilizadas en operación normal. Se reprodujeron estos valores, los cuales son bajos ($0.3T_m - 0.4T_m$) relativos al punto de fusión del aluminio puro y de esta manera fue posible obtener curvas de deformación por fluencia mostrando una etapa primaria y el comienzo de la etapa secundaria de las aleaciones de aluminio, siguiendo la matriz de la tabla 2.3.3 que se presenta a continuación:

Aleación de Aluminio 1120			Aleación de Aluminio 6201		
Temperatura	Esfuerzo		Temperatura	Esfuerzo	
	20 MPa	60 MPa		20 MPa	60 MPa
70°C	1° <i>Ensayo</i>	2° <i>Ensayo</i>	70°C	1° <i>Ensayo</i>	2° <i>Ensayo</i>
100°C	3° <i>Ensayo</i>	4° <i>Ensayo</i>	100°C	3° <i>Ensayo</i>	4° <i>Ensayo</i>

Tabla 2.3.3. Matriz de experimentos para ensayos de deformación con duración de 24 horas.

Además de los cuatro ensayos que se muestran en la tabla 2.3.3, se añadió un quinto ensayo para ambas aleaciones con las mismas condiciones de esfuerzo y temperatura que el cuarto ensayo. La particularidad de este quinto ensayo fue que las superficies de los alambres fueron lijadas para eliminar posibles defectos superficiales, lo que resultó en un total de 10 ensayos diferentes.

Es importante destacar que los últimos 2 ensayos mencionados son idénticos a los anteriores en términos de condiciones de temperatura y esfuerzo. La única diferencia radica en que, en estos 2 ensayos, la superficie de los alambres fue lijada antes de realizar las pruebas. Esta modificación permitió

observar cómo se comportan estas aleaciones en condiciones de fluencia cuando no presentan defectos superficiales.

El procedimiento para realizar los ensayos de deformación fue el siguiente:

Se montó el alambre de aleación de aluminio en la máquina de ensayos y se procedió a precalentar por 240 segundos para llegar a una temperatura estándar en cada ensayo. La deformación por dilatación térmica fue a su vez registrada dentro de la curva de deformación. Al haber transcurrido los 240 segundos de precalentamiento, se procedió a suspender de un extremo de la máquina la carga previamente calculada para cada ensayo, deslizando de esta manera la mordaza libre sujeta a un extremo del alambre, provocando así la deformación.

Este procedimiento se realizó tres veces para cada experimento para corroborar la repetibilidad y precisión de la máquina, lo cual demostró buenos resultados.

2.3.4. Adquisición de Datos

A medida que la carga deforma el alambre la mordaza libre se desplaza en dirección del esfuerzo de tensión. El sensor de desplazamiento mide cuánto se deforma el alambre con respecto a su longitud al inicio del ensayo. La deformación lineal del alambre con respecto al tiempo de duración del ensayo es ordenada en una tabla y en un gráfico usando el software de LabView®. Por último, se comparan los datos obtenidos para cada uno de los ensayos realizados utilizando softwares de manejo de datos, en este caso Excel de Microsoft Office (fig. 2.3.2).

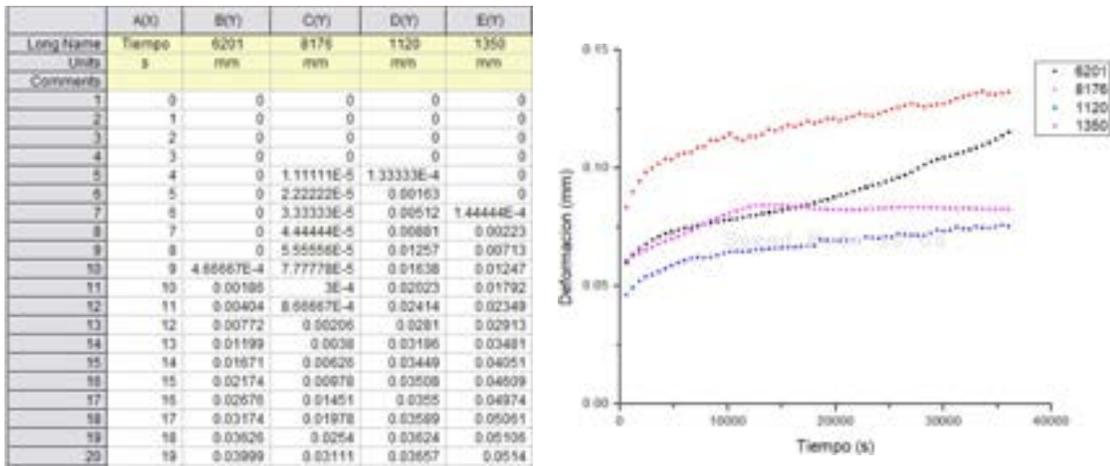


Fig. 2.3.2. Ejemplo de tabulación y representación gráfica de datos de LabView® en Excel® de diferentes aleaciones de aluminio.

2.4. Caracterización Morfológica

Al concluir los ensayos de deformación se procedió a realizar la caracterización de las muestras sin ensayar, así como de las muestras ensayadas a 60 MPa y 100°C de ambas aleaciones, por ser los ensayos que pudieran presentar mayores cambios en la microestructura de las aleaciones.

Las secciones de interés para este estudio fueron la longitudinal y transversal para cada muestra. Para lograr la caracterización de los alambres fue necesario realizar una preparación metalográfica que se describe a continuación.

2.4.1. Preparación Metalográfica

Se cortaron los alambres ensayados y sin ensayar de manera que las áreas a caracterizar quedaron expuestas para poder analizarlas. Estas áreas fueron las partes centrales de cada muestra de alambre. Después se procedió a

introducir las muestras en un molde para resina para posteriormente verter una solución de resina poliéster PP-70x60 con 1% de catalizador K-2000 para acelerar su endurecimiento. Esta solución se preparó en el momento de cortar los alambres para su fácil deposición (fig. 2.4.1).

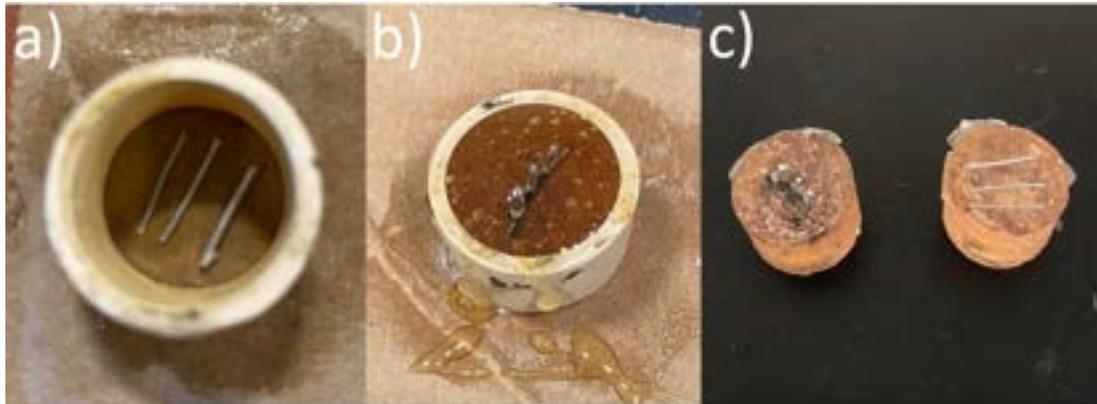


Fig. 2.4.1. Molde para resina con muestras de alambres de aleaciones de aluminio.

Al haber transcurrido 24 horas, la resina se endureció y se removió completamente del molde quedando los alambres suspendidos dentro de la resina (fig. 2.4.1 C).

Obtenidas las muestras, se procedió a devastar la resina con una pulidora marca *Struers*® Modelo: LaboPol-1 y diferentes papeles abrasivos de carburo de silicio (SiC) como se muestra en la figura 2.4.2. Las muestras se fueron devastando, siguiendo la siguiente secuencia rotando 90° la muestra entre cada papel: #500, #800, #1200 y #2400.



Fig. 2.4.2. Desbaste de alambres de aluminio suspendidos en la resina.

Para conseguir el acabado espejo, se pulieron las muestras utilizando un paño marca “Allied – High Tech Products, INC.”, modelo “Billiard – Adhesive Back Disc 8” /200 mm (Pk/10) con una suspensión de diamante de 6 μm y 1 μm , en ese orden. El resultado de esta preparación se muestra en la figura 2.4.3.



Fig. 2.4.3. Muestra de alambres de aleaciones de aluminio suspendidos en resina con acabado espejo.

Para la revelación de la microestructura se utilizaron diferentes soluciones. Estas fueron el reactivo de Keller, una solución de fluoruro de sodio cáustico (NaF – NaOH), la solución de Graff-Sargent y por último una solución de ácido fluorhídrico.

La preparación de estas soluciones se muestra a continuación:

- Reactivo de Keller:
 - 95 ml de agua,
 - 2.5 ml de ácido nítrico (HNO₃),
 - 1.5 ml de ácido clorhídrico (HCL),
 - 1.0 ml de ácido fluorhídrico (HF).

- Fluoruro de Sodio Cáustico (NaF – NaOH):
 - 93 ml de agua,
 - 2 g de hidróxido de sodio (NaOH),
 - 5 g de fluoruro de sodio (NaF).

- Solución Graff-Sargent:
 - 84 ml de agua,
 - 15.5 ml de ácido nítrico (HNO₃),
 - 0.5 ml de ácido fluorhídrico (HF),
 - 3 g de trióxido de cromo (CrO₃).

- Solución de Acido fluorhídrico:
 - 200 ml de agua,
 - 1 ml de ácido fluorhídrico HF.

Las muestras de los alambres fijados en resina fueron expuestas a cada uno de estos reactivos utilizando una jeringa. Posteriormente las muestras fueron

analizadas en el microscopio óptico para observar la reacción al cabo de diferentes rangos de tiempo. Se cronometraron 10, 20, 30 hasta 60 segundos con cada solución, dando mejores resultados el reactivo de Keller y la solución de ácido fluorhídrico al cabo de 10 segundos.

2.4.2. Microscopio Óptico (MO)

Se utilizó un microscopio óptico marca *Olympus*® Modelo: SC-30 (fig. 2.4.4) donde se montaron las muestras suspendidas en resina para observar la microestructura de estas. Con ayuda del software *Stream Motion*® fue posible observar la microestructura de ambas aleaciones para las diferentes variables de ensayo estudiadas, así como de las muestras sin ensayar, esto en las secciones transversal y longitudinal que se habían planteado estudiar anteriormente.



Fig. 2.4.4. Microscopio óptico Olympus SC30.

2.4.3. Microscopio Electrónico de Barrido (MEB)

En el microscopio electrónico de barrido FEI Nova NanoSEM 200 de la Figura 2.4.5., se analizaron las superficies y las secciones longitudinales. Esto, para conocer la calidad superficial de los alambres, la morfología y su estructura cristalina.

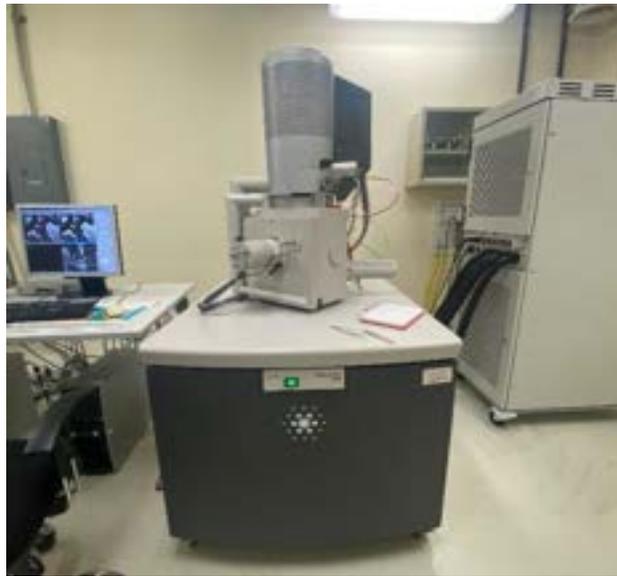


Fig. 2.4.5. Microscopio Electrónico de Barrido FEI Nova NanoSEM 200

Capítulo 3 Resultados y Discusión

3.1. Curvas de Fluencia

Se realizaron diversos ensayos de fluencia con diferentes variables de esfuerzo y temperatura, replicando el rango en el que se desempeñan durante su aplicación industrial. Ambas aleaciones de aluminio, 1120 y 6201, fueron sometidas a condiciones iguales para determinar y comparar el desempeño de estas en cuanto al esfuerzo de tensión en función del tiempo. Además de los ensayos de fluencia, también se llevaron a cabo curvas de tasa de deformación vs tiempo para obtener una comprensión más completa del comportamiento de las muestras. Estas curvas se generaron registrando continuamente los datos de deformación a lo largo del tiempo durante los ensayos de fluencia y luego calculando la tasa de deformación en cada punto de tiempo.

3.1.1. 1° Ensayo de Fluencia en Aleaciones de Aluminio 1120 y 6201 a 20 MPa y 70°C

Las primeras curvas de fluencia obtenidas para las aleaciones fueron realizadas a un esfuerzo de 20 MPa y 70°C. Estas condiciones de esfuerzo y temperatura fueron las que tuvieron menor impacto sobre la fluencia de las aleaciones, debido a que el esfuerzo de tensión generado en el alambre se encuentra en este caso lo más lejano de su punto de cedencia.

Las curvas de la figura 3.1.1. demuestran que estas variables de operación no favorecen a la precisión de los ensayos, específicamente a esta combinación de temperatura y esfuerzo, ya que la deformación del alambre es muy baja y los cambios en temperatura o ruidos pueden afectar la sensibilidad del equipo, lo cual se refleja en las gráficas un tiempo después de haber comenzado el ensayo. El aluminio por ser un material con una alta conductividad de calor es susceptible

a la dilatación, en este caso lineal, en presencia del calor del ambiente. Sin embargo, para efectos de este trabajo, los resultados obtenidos fueron aceptables, obteniendo un porcentaje de deformación de 0.15% para la aleación 1120 y 0.2% para la aleación 6201 al haber transcurrido las 24 horas del ensayo. La diferencia de 0.05% de deformación entre ambas aleaciones a mismas condiciones logro verse marcada en este primer ensayo.

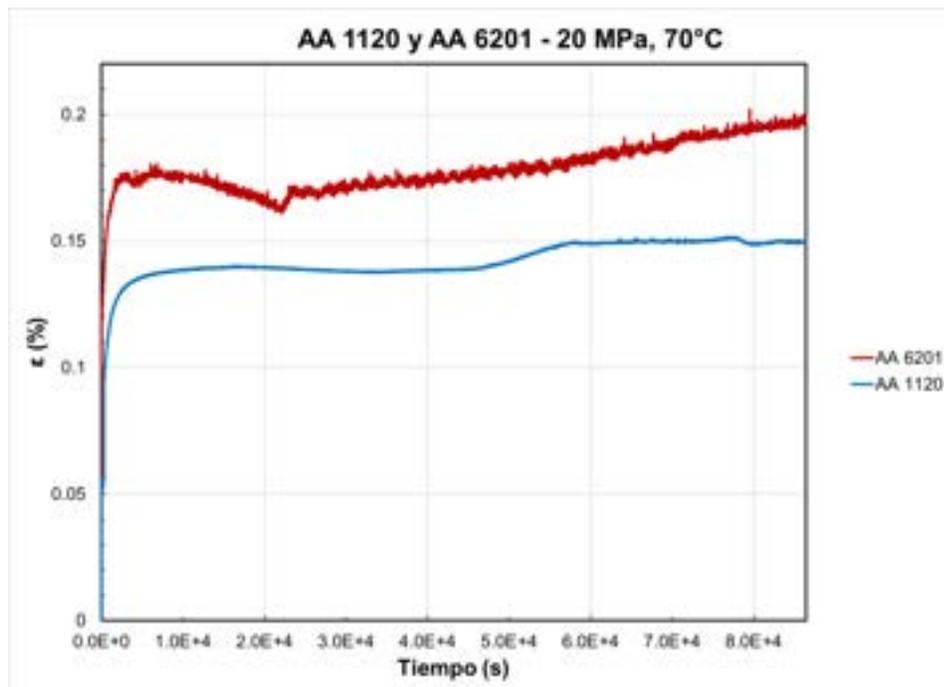


Fig. 3.1.1. Ensayos de fluencia en aleaciones de aluminio 1120 y 6201 a un esfuerzo de 20 MPa y temperatura de 70°C.

3.1.2. 2° Ensayo de Fluencia en Aleaciones de Aluminio 1120 y 6201 a 20 MPa y 100°C

De este ensayo en adelante, la precisión de la maquina en la adquisición de los datos mejoró, debido a que la deformación se incrementó y los errores producidos por los diferentes factores como variaciones en la temperatura ambiente, ruido y resolución de los dispositivos, se vuelven cada vez menos

significativos en comparación con las dos variables principales. Lo anterior se puede apreciar al comparar la figura 3.1.2 con la figura 3.1.1.

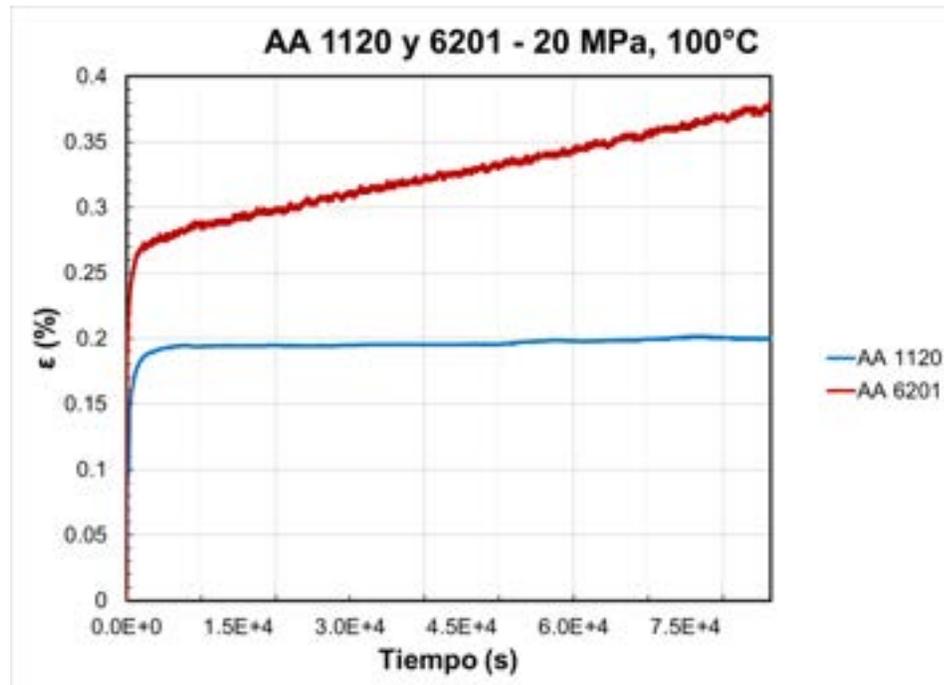


Fig. 3.1.2. Ensayos de fluencia en aleaciones de aluminio 1120 y 6201 a un esfuerzo de 20 MPa y temperatura de 100°C.

En las curvas de la figura 3.1.2, se observa que tanto las aleaciones de aluminio 1120 como 6201 mantuvieron un estado de fluencia estable o lineal durante la mayor parte de la prueba, lo que indica una buena resistencia a la deformación plástica a lo largo del tiempo. Sin embargo, se pueden destacar algunas diferencias significativas en su comportamiento.

La aleación 1120 mostró una deformación total de apenas 0.20%, lo que resalta su capacidad para mantener su integridad estructural incluso bajo condiciones de carga. Por otro lado, la aleación 6201 experimentó una deformación total más alta, llegando hasta el 0.38% de su longitud original. La diferencia en la deformación instantánea o inicial entre ambas aleaciones, que es

de alrededor del 5%, puede deberse que la aleación 6201 tiene un contenido de silicio más alto que la 1120 (0.5-0.9% vs. 0.1%). El silicio puede aumentar la susceptibilidad a la deformación plástica en algunas condiciones. Por lo tanto, la mayor cantidad de silicio en la aleación 6201 podría contribuir a su mayor deformación inicial.

Es interesante notar que ambas aleaciones alcanzaron su estado de fluencia lineal después de aproximadamente 4,000 segundos de ensayo, lo que indica cierta consistencia en su respuesta al esfuerzo y la temperatura. Sin embargo, las disparidades en la deformación en esta etapa lineal son notables. La aleación 1120 experimentó una deformación de solo alrededor del 0.01% en su etapa de fluencia estable, mientras que la aleación 6201 mostró una deformación en esta etapa de alrededor del 0.11%.

En cuanto a la tasa de deformación (fig. 3.1.3), a los 40,000 segundos, la 6201 tiene una tasa de deformación aproximadamente el doble que la 1120. A los 86,400 segundos, nuevamente, la 6201 tiene una tasa de deformación aproximadamente del doble que la 1120. A diferencia del ensayo anterior, estos resultados sugieren que la aleación 1120 tiende a deformarse a una velocidad más lenta en comparación con la aleación 6201 a mayores temperaturas.

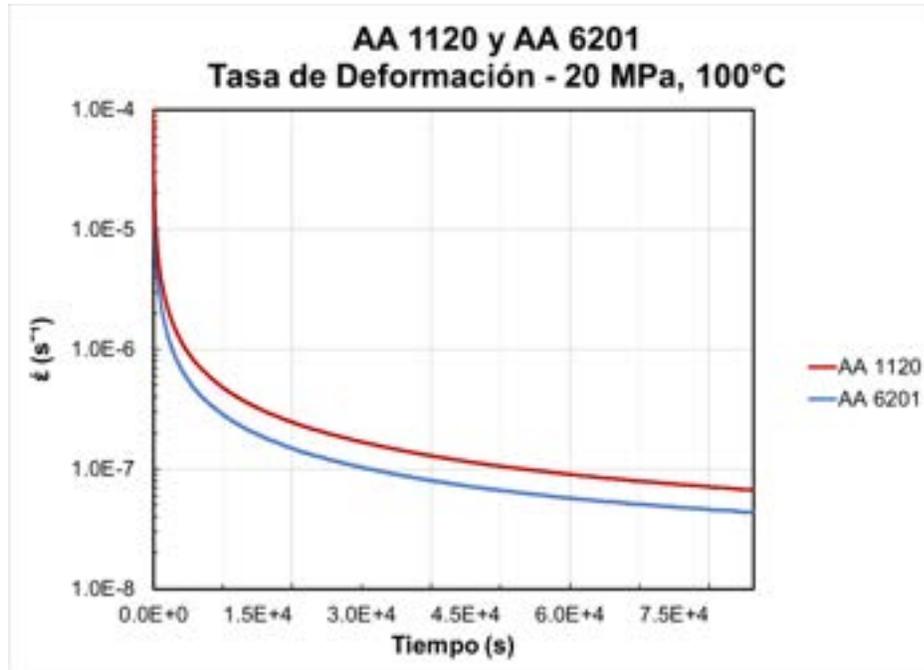


Fig. 3.1.3. Tasas de deformación en aleaciones de aluminio 1120 y 6201 a un esfuerzo de 20 MPa y temperatura de 100°C.

Para la combinación específica de temperatura y esfuerzo evaluada en este ensayo, la tasa de deformación de estas aleaciones deja de ser comparable. Esto podría indicar que la aleación 6201 tiende a deformarse más rápidamente bajo cargas continuas y altas temperaturas, lo que podría ser relevante en aplicaciones donde se requiere una mayor resistencia a la fluencia.

3.1.3. 3° Ensayo de Fluencia en Aleaciones de Aluminio 1120 y 6201 a 60 MPa y 70°C

En las curvas del tercer ensayo (fig. 3.1.4), al igual que en las pruebas anteriores, se observa un comportamiento inicial común en ambas aleaciones, caracterizado por una deformación instantánea en los primeros segundos de la prueba. En el caso de la aleación 1120, esta deformación inicial es de aproximadamente 0.2%, mientras que para la aleación 6201 es de alrededor de

0.3%. Este fenómeno puede atribuirse a una respuesta inicial de las aleaciones ante el esfuerzo aplicado, que puede estar relacionada con la acomodación de la estructura cristalina de los materiales.

Es interesante notar que, a pesar de esta diferencia inicial en la deformación, ambas aleaciones exhiben curvas de deformación muy similares en términos de forma y tasas de deformación. La tasa de deformación durante la etapa inicial de la prueba es de 4.1×10^{-8} para la aleación 1120 y 4.8×10^{-8} para la aleación 6201. Esto indica que, una vez que ambas aleaciones superan la fase inicial de deformación, su comportamiento se vuelve más consistente en términos de la velocidad a la que se deforman.

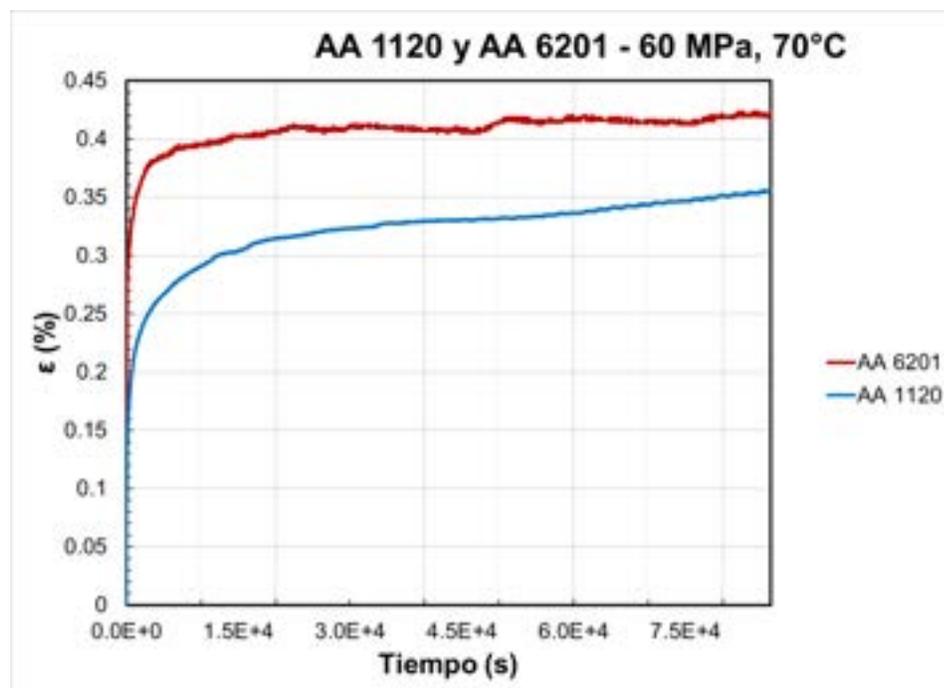


Fig. 3.1.4. Ensayo de fluencia en aleación de aluminio 1120 y 6201 a un esfuerzo de 60 MPa y temperatura de 70°C.

Las curvas de tasa de deformación de este ensayo (fig. 3.1.5) muestran que la etapa de fluencia estable comienza alrededor de los 20,000 segundos para

ambas aleaciones, lo que sugiere que existe una cierta consistencia en su respuesta al esfuerzo aplicado y la temperatura en esta condición específica. Durante esta etapa, ambas aleaciones continúan deformándose, y al final de la prueba, la aleación 6201 alcanza una deformación total del 0.42%, mientras que la aleación 1120 llega a 0.35%. Estas diferencias en la deformación total, aunque moderadas, pueden ser el resultado de variaciones en la composición química y la microestructura de las aleaciones, que influyen en su capacidad para soportar cargas a largo plazo.

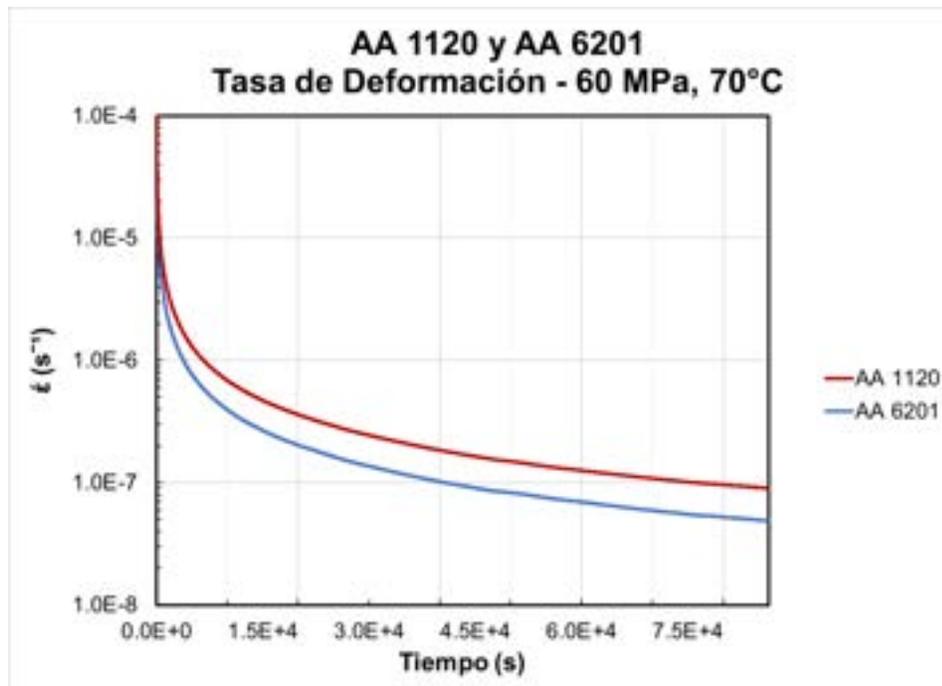


Fig. 3.1.5. Tasas de deformación en aleaciones de aluminio 1120 y 6201 a un esfuerzo de 60 MPa y temperatura de 70°C.

En conjunto, estas observaciones indican que, bajo las condiciones de temperatura y esfuerzo específicas de este ensayo, las aleaciones 1120 y 6201 muestran respuestas similares en términos de la forma de la curva de deformación y las tasas de deformación, pero con diferencias en la deformación

total al final de la prueba que pueden estar relacionadas con sus composiciones químicas particulares.

3.1.4. 4° Ensayo de Fluencia en Aleaciones de Aluminio 1120 y 6201 a 60 MPa y 100°C

En el cuarto ensayo, se realizaron ensayos de fluencia a una temperatura de 100°C y una carga de 60 MPa en las aleaciones de aluminio 6201 y 1120. Estos ensayos revelaron diferencias significativas en el comportamiento de las dos aleaciones bajo estas condiciones específicas.

La deformación inicial de la aleación 1120 fue del 0.6%, mientras que la aleación 6201 mostró una mayor deformación inicial del 0.8% (fig. 3.1.6). Esta diferencia inicial en la deformación podría atribuirse a variaciones en la microestructura o la composición de las aleaciones, lo que sugiere una mayor susceptibilidad de la 6201 a la deformación inicial en esta prueba en particular.

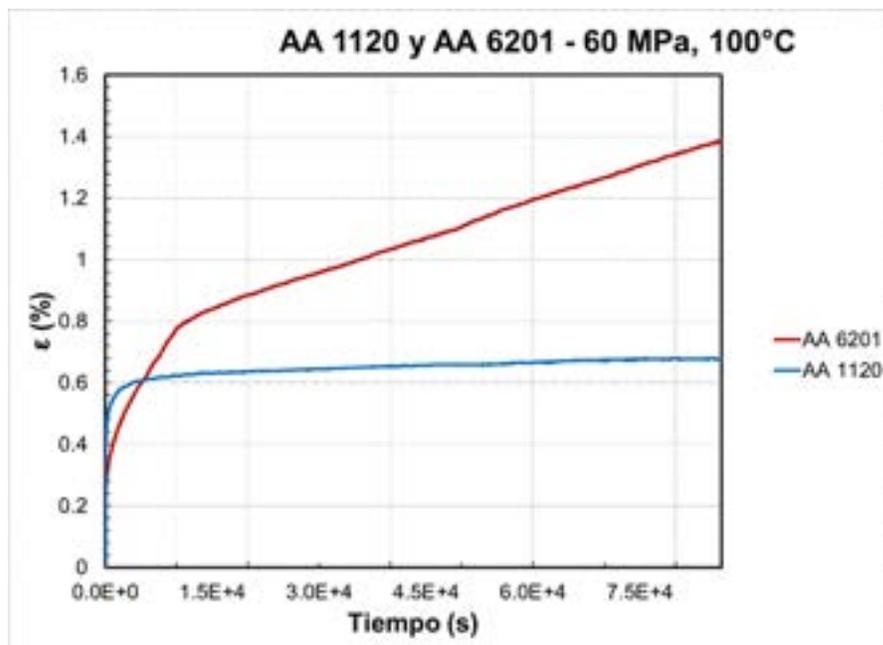


Fig. 3.1.6. Ensayo de fluencia en aleación de aluminio 1120 y 6201 a un esfuerzo de 60 MPa y temperatura de 100°C.

Resulta interesante notar que la aleación 6201 mantuvo su etapa inicial durante un período más prolongado, aproximadamente 10,000 segundos, en comparación con la aleación 1120, que completó su deformación inicial en las primeras 2 horas. Esta diferencia en el tiempo indica una respuesta más gradual de la 6201 a las condiciones de carga y temperatura, lo que podría estar relacionado con sus propiedades específicas.

En la etapa lineal o estable, se observaron diferencias notables en la pendiente de las curvas de deformación-tiempo. La aleación 6201 mostró una pendiente más pronunciada, similar a la observada en el segundo ensayo, lo que sugiere que fue más susceptible a la deformación en esta etapa en comparación con la 1120. Esta diferencia en la pendiente podría estar relacionada con la composición y la microestructura de las aleaciones, que afectan la movilidad de los defectos cristalinos.

Al final de la prueba, la aleación 6201 alcanzó una deformación total del 1.40%, mientras que la aleación 1120 llegó al 0.67%. Esta diferencia en la deformación final es significativa y refleja las distintas tasas de deformación de la figura 3.1.8. Las curvas de la figura 3.1.7 muestran que la aleación 1120 exhibió una tasa de deformación de $7.8e-8$, mientras que la 6201 tuvo una tasa de deformación mucho menor, de $1.6e-8$. Esta diferencia en la velocidad de deformación sugiere una mayor resistencia de la aleación 1120 a la deformación bajo estas condiciones.

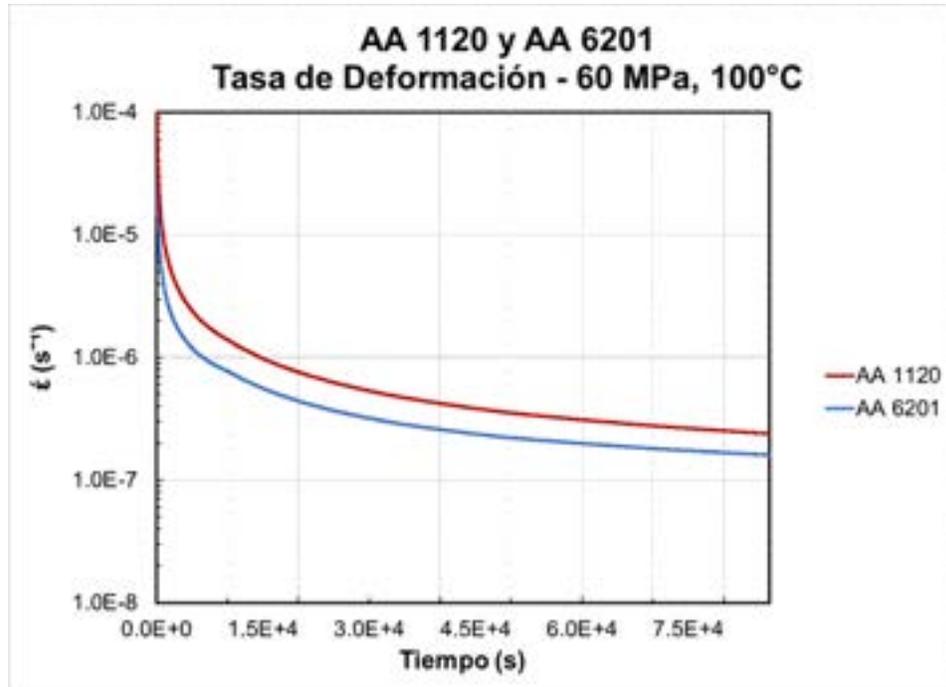


Fig. 3.1.7. Tasas de deformación en aleaciones de aluminio 1120 y 6201 a un esfuerzo de 60 MPa y temperatura de 100°C.

En resumen, los resultados del cuarto ensayo indican que la aleación 6201 fue más susceptible a la deformación inicial y mostró una mayor tasa de deformación en comparación con la aleación 1120 a 100°C y 60 MPa. Además, la diferencia en sus tasas de deformación es comparable con la segunda prueba a 100°C y 20 MPa, reafirmando que la aleación 6201 es más susceptible a la fluencia en condiciones de mayor temperatura.

3.1.5. 5° Ensayo de Fluencia en Aleaciones de Aluminio 1120 y 6201 a 60 MPa y 100°C (superficie lijada)

En el quinto y último ensayo, se exploró la influencia de la preparación superficial mediante lijado en la fluencia de las aleaciones de aluminio 1120 y 6201 bajo condiciones específicas de temperatura (100°C) y esfuerzo (60 MPa). Esta variante experimental se diseñó para evaluar cómo el estado de la superficie

puede incidir en el comportamiento de termofluencia de los alambres, considerando los posibles efectos del proceso de trefilado y la eliminación de defectos superficiales.

En cuanto a los resultados observados, se evidenció que ambas aleaciones exhibieron curvas de deformación-tiempo con una forma similar, lo que sugiere que el lijado de las superficies no alteró de manera significativa el patrón general de fluencia observado en la cuarta prueba. Sin embargo, se observaron algunas diferencias clave en comparación con alambres no lijados:

Este ensayo reveló que la deformación inicial en ambas aleaciones fue menor en comparación con la cuarta prueba donde no hubo una preparación superficial de las muestras (lijado). La figura 3.1.8 muestra que la aleación 1120 presentó una deformación inicial del 0.23%, mientras que la aleación 6201 registró un valor del 0.3%. Este aumento podría estar relacionado con la preparación superficial y la eliminación de posibles defectos superficiales que podrían actuar como puntos de concentración de esfuerzos.

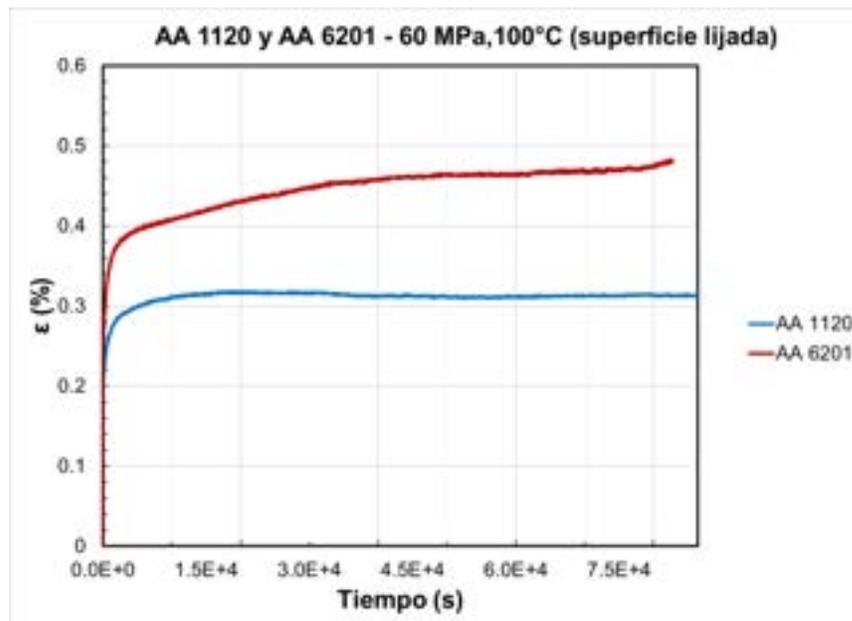


Fig. 3.1.8. Ensayo de fluencia en aleación de aluminio 1120 y 6201 a un esfuerzo de 60 MPa y temperatura de 100°C, con superficie lijada.

Ambas aleaciones experimentaron una etapa de fluencia transitoria que duró alrededor de 6000 segundos. Durante esta etapa, la aleación 1120 comenzó a deformarse a una tasa relativamente baja de aproximadamente 3.5×10^{-7} , mientras que la aleación 6201 mostró una tasa similar de 4.53×10^{-7} . Esto podría indicar que, a pesar de la preparación superficial, las aleaciones mantuvieron una respuesta consistente en esta etapa (fig. 3.1.9).

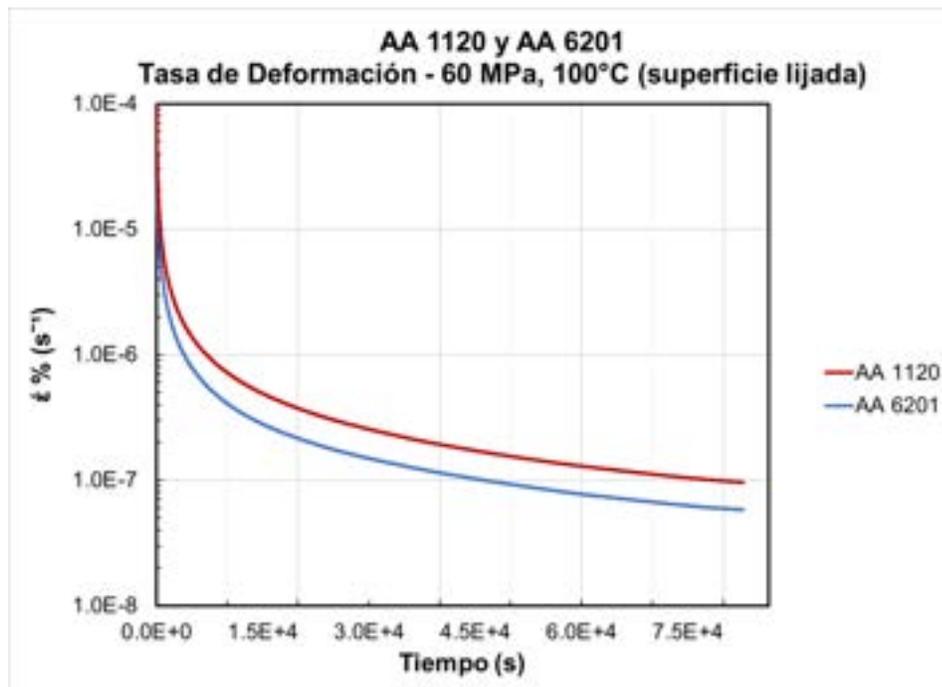


Fig. 3.1.9. Tasas de deformación en aleaciones de aluminio 1120 y 6201 con un esfuerzo de 60 MPa y temperatura de 100°C, con superficie lijada.

Al final de estos ensayos, se observó que la tasa de deformación para la aleación 6201 fue de 5.83×10^{-8} , mientras que para la aleación 1120 fue de 3.78×10^{-8} . Si bien ambas tasas son menores que las observadas en la cuarta prueba, sugieren que el lijado de las superficies podría haber influido en la disminución de la fluencia al reducir la presencia de defectos superficiales que actúan como iniciadores de la deformación.

La comparación con el cuarto ensayo, donde se registró una mayor deformación final y tasas de deformación mayores en ambos casos (fig. 3.1.1), sugiere que el lijado fino de las superficies de los alambres contribuyó a la disminución de la fluencia al eliminar o mitigar la presencia de defectos superficiales. Estos resultados resaltan la importancia de considerar el estado de la superficie en la evaluación de la fluencia de aleaciones de aluminio y sugieren que el proceso de trefilado puede desempeñar un papel significativo en el comportamiento a largo plazo de estos materiales.

Aleación de Aluminio 1120	Deformación Inicial	Deformación Final	Tasa de Deformación Final
4° Ensayo	0.50%	0.68%	7.86e-7 %/s
5° Ensayo	0.24%	0.31%	3.77e-8 %/s

Aleación de Aluminio 6201	Deformación Inicial	Deformación Final	Tasa de Deformación Final
4° Ensayo	0.30%	1.38%	1.61e-7 %/s
5° Ensayo	0.28%	0.48%	5.82e-8 %/s

Tabla 3.1.1. Comparativa del desempeño de las aleaciones 1120 y 6201 durante los ensayos de fluencia cuatro y cinco.

3.2. Modelo de Fluencia

En esta sección, se presenta el modelo de fluencia diseñado para abordar el comportamiento de la fluencia en las aleaciones de aluminio 1120 y 6201. El modelo desempeña un papel fundamental en la investigación en el campo de la ciencia de materiales, ya que permite comprender y predecir cómo estas aleaciones responden a las condiciones de temperatura y esfuerzo específicas a lo largo del tiempo.

El presente trabajo se basa en una serie de ensayos experimentales realizados para validar y ajustar el modelo de fluencia, que se desarrolla en consonancia con el modelo de Andrade. A lo largo de esta sección, se describen

detalladamente el modelo, sus fundamentos teóricos y los parámetros que lo componen. Además, se analizan los resultados de la validación del modelo utilizando datos de ensayos realizados en ambas aleaciones, lo que permite comprender cómo se comporta la fluencia en estas aleaciones y si el modelo es adecuado para capturar dicho comportamiento.

El modelo de fluencia que se presenta en esta tesis se basa en principios fundamentales de la ciencia de materiales y considera las propiedades específicas de las aleaciones de aluminio 1120 y 6201. El modelo de fluencia utilizado en esta investigación se basa en los principios establecidos por Andrade, un científico e ingeniero reconocido por su contribución a la mecánica de materiales. El modelo de Andrade ha sido ampliamente adoptado en la ciencia de materiales debido a su capacidad para describir el comportamiento de la fluencia en una variedad de materiales, incluyendo aleaciones metálicas como las aleaciones de aluminio 1120 y 6201. A continuación, se describen los aspectos esenciales del modelo, incluyendo las ecuaciones y suposiciones subyacentes.

El modelo de Andrade se expresa mediante la ecuación 3.2.1:

$$\varepsilon(t) = At^n$$

Ec. 3.2.1. Ecuación que representa la deformación (ε) en función del tiempo (t), donde A es una constante y n es el exponente de la relación de potencia [2].

Donde:

- “ $\varepsilon(t)$ ” es la deformación por fluencia en función del tiempo
- “ A ” y “ n ” son constantes empíricas dependientes del ensayo y del material ensayado.

La ecuación de Andrade establece que la deformación por fluencia es directamente proporcional al tiempo elevado a una potencia “ n ”, y esta relación

se rige por el coeficiente "A". El exponente "n" depende de las características del material y las condiciones de ensayo, lo que lo convierte en un parámetro crítico en la caracterización de la fluencia.

En el contexto de esta investigación, se aplicó el modelo de Andrade a las aleaciones de aluminio 1120 y 6201 para comprender cómo responden a diferentes condiciones de temperatura y esfuerzo en términos de fluencia. El objetivo es determinar las constantes "A" y "n" para cada aleación y analizar cómo varían en función de las condiciones de ensayo.

Además, es importante destacar que el modelo de Andrade se basa en suposiciones fundamentales sobre la mecánica de la fluencia, como la dependencia del tiempo y la temperatura. Estas suposiciones se evaluaron críticamente en el contexto de los experimentos realizados para garantizar la validez y aplicabilidad del modelo a las aleaciones de aluminio 1120 y 6201.

A continuación, se muestran las curvas que ilustran la correspondencia entre los modelos de fluencia basados en la ecuación de Andrade y los datos experimentales obtenidos para las aleaciones de aluminio 1120 y 6201 (fig.3.2.1 – fig. 3.2.10). Cada gráfica representa un experimento específico y presenta tanto la curva experimental real como la curva teórica generada por el modelo de Andrade. A través de estas representaciones gráficas, se busca visualizar cómo el modelo se ajusta a los datos experimentales y, por lo tanto, comprender su capacidad para describir el fenómeno de la fluencia en estas aleaciones.

- 1° Ensayo: Aleación 1120 a 20 MPa y 70°C

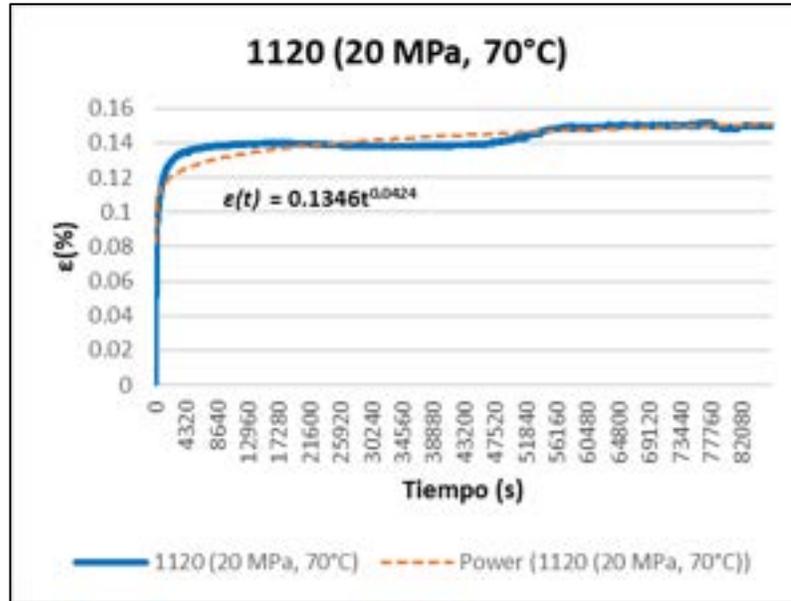


Fig. 3.2.1. Curva experimental de la aleación 1120 en un ensayo de fluencia a 20 MPa y 70°C sobrepuesta al modelo de Andrade.

- 2° Ensayo: Aleación 1120 a 20 MPa y 100°C

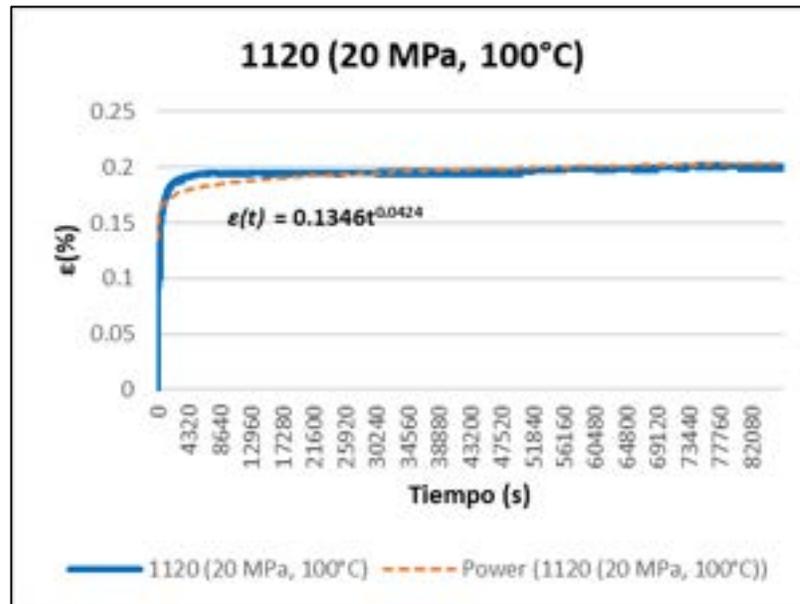


Fig. 3.2.2. Curva experimental de la aleación 1120 en un ensayo de fluencia a 20 MPa y 100°C sobrepuesta al modelo de Andrade.

➤ 3° Ensayo: Aleación 1120 a 60 MPa y 70°C

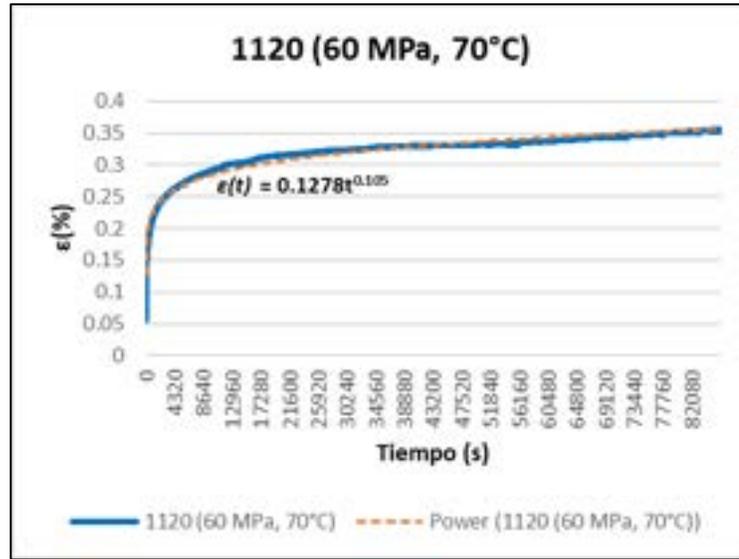


Fig. 3.2.3. Curva experimental de la aleación 1120 en un ensayo de fluencia a 60 MPa y 70°C sobrepuesta al modelo de Andrade.

➤ 4° Ensayo: Aleación 1120 a 60 MPa y 100°C

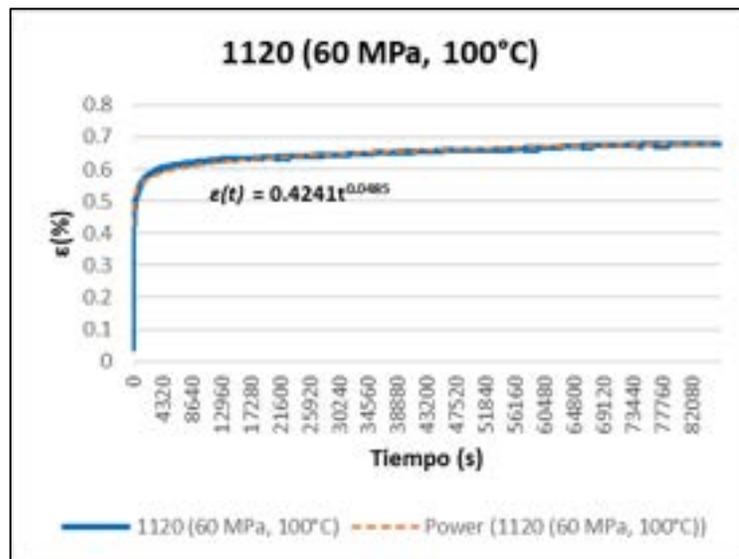


Fig. 3.2.4. Curva experimental de la aleación 1120 en un ensayo de fluencia a 60 MPa y 100°C sobrepuesta al modelo de Andrade.

- 5° Ensayo: Aleación 1120 a 60 MPa y 100°C (Superficie Lijada)

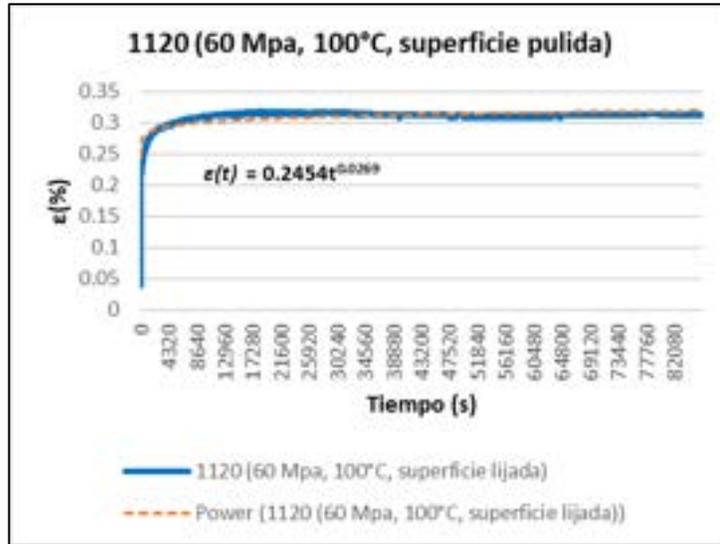


Fig. 3.2.5. Curva experimental de la aleación 1120 en un ensayo de fluencia a 60 MPa y 100°C son superficie lijada sobrepuesta al modelo de Andrade.

Mientras que para la aleación 6201, estos fueron los resultados:

- 1° Ensayo: Aleación 6201 a 20 MPa y 70°C

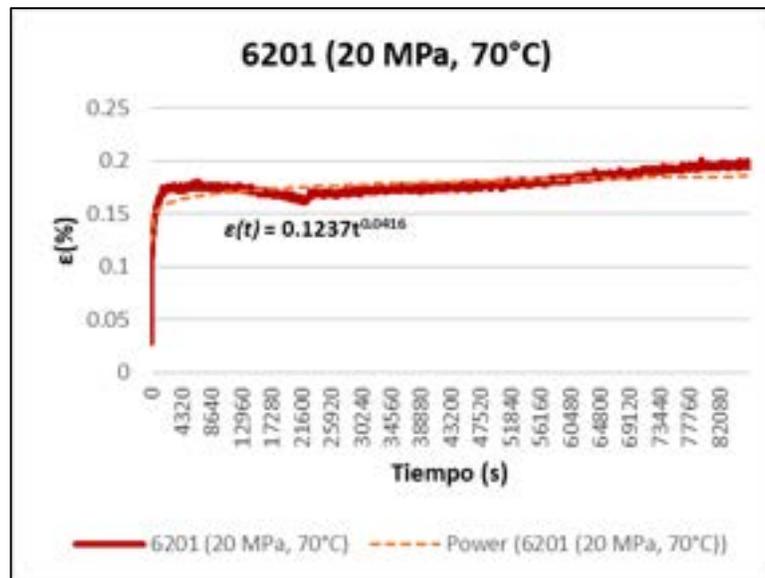


Fig. 3.2.6. Curva experimental de la aleación 6201 en un ensayo de fluencia a 20 MPa y 70°C sobrepuesta al modelo de Andrade.

- 2° Ensayo: Aleación 6201 a 20 MPa y 100°C

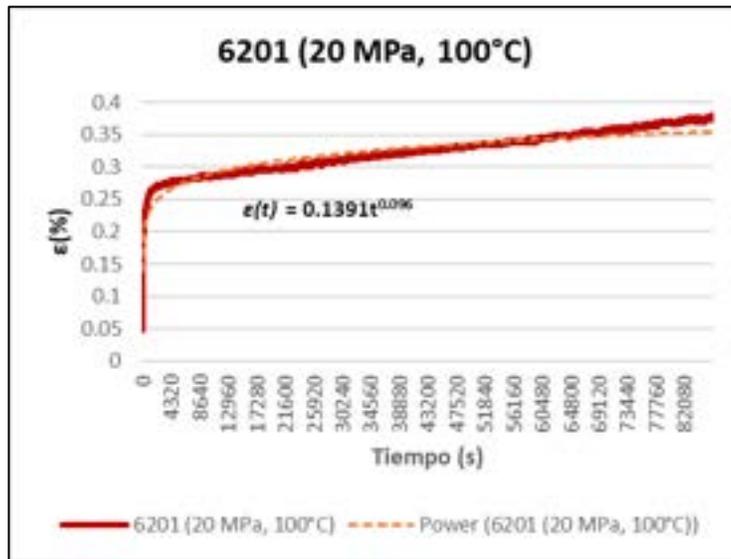


Fig. 3.2.7. Curva experimental de la aleación 6201 en un ensayo de fluencia a 20 MPa y 70°C sobrepuesta al modelo de Andrade.

- 3° Ensayo: Aleación 6201 a 60 MPa y 70°C

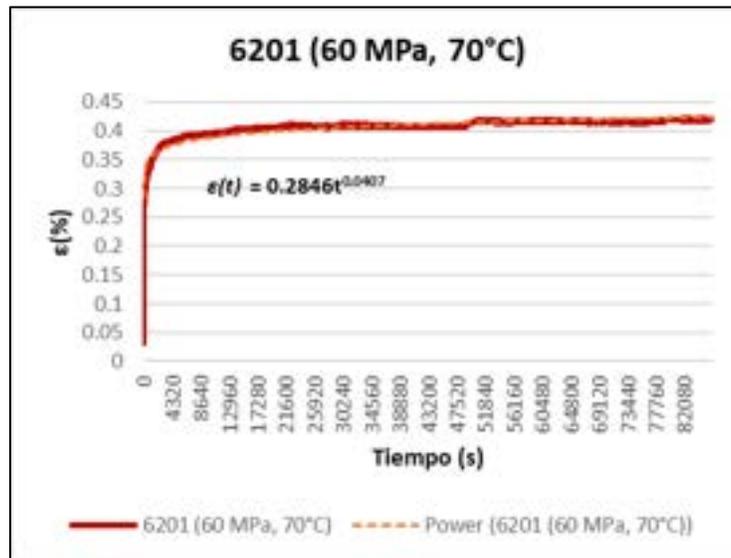


Fig. 3.2.8. Curva experimental de la aleación 6201 en un ensayo de fluencia a 20 MPa y 70°C sobrepuesta al modelo de Andrade.

➤ 4° Ensayo: Aleación 6201 a 60 MPa y 100°C

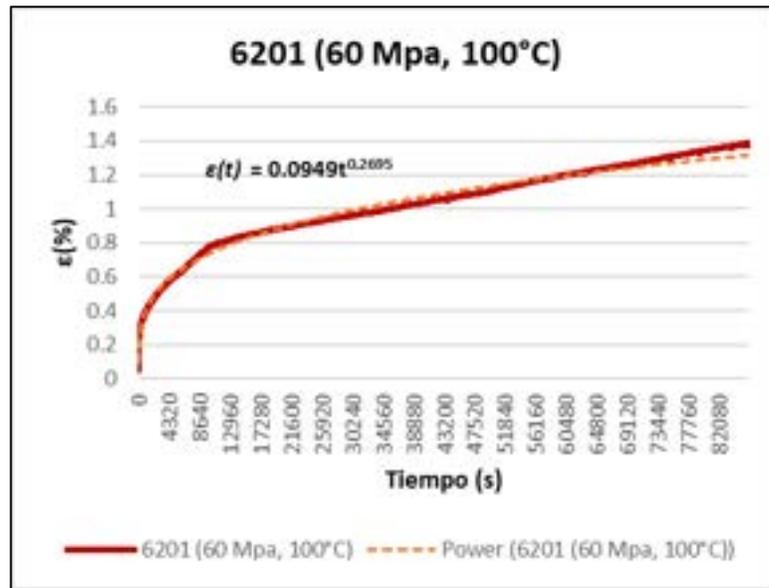


Fig. 3.2.9. Curva experimental de la aleación 6201 en un ensayo de fluencia a 20 MPa y 70°C sobrepuesta al modelo de Andrade.

➤ 5° Ensayo: Aleación 6201 a 60 MPa y 100°C (Superficie Lijada)

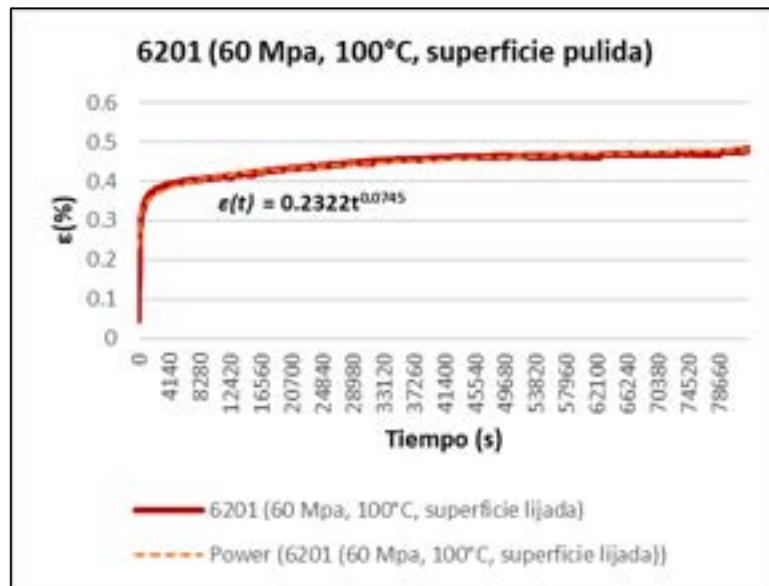


Fig. 3.2.10. Curva experimental de la aleación 6201 en un ensayo de fluencia a 20 MPa y 70°C sobrepuesta al modelo de Andrade.

Las curvas presentadas muestran las curvas experimentales (líneas sólidas) correspondientes a los ensayos realizados en las aleaciones de aluminio 1120 y 6201 bajo diversas condiciones de temperatura y esfuerzo. Las curvas teóricas generadas mediante el modelo de Andrade (líneas punteadas) se superponen a las curvas experimentales, ilustrando el grado de ajuste y predicción del modelo a los datos obtenidos. Estas representaciones gráficas permiten una visualización clara de cómo el modelo de Andrade captura el comportamiento de la fluencia en estas aleaciones y cómo varía en función de las condiciones de ensayo. Los valores de las constantes "A" y "n" se determinaron mediante análisis de regresión, asegurando una correspondencia óptima entre los datos reales y las predicciones del modelo.

Cabe destacar que la generación de estas gráficas y ecuaciones se realizó utilizando software de análisis de datos, concretamente Excel y Solver, con el fin de ajustar el modelo de Andrade a los datos experimentales y determinar los valores óptimos de las constantes "A" y "n".

La regresión lineal es una técnica estadística fundamental utilizada para determinar la relación entre dos o más variables, en este caso, las variables independientes (en este contexto, el tiempo y el esfuerzo) y la variable dependiente (la deformación por fluencia). El objetivo de la regresión lineal es ajustar una línea recta (modelo lineal) a los datos, de modo que se minimice la distancia entre los valores observados y los valores predichos por la línea ajustada.

La regresión lineal es una poderosa herramienta que permite ajustar modelos matemáticos a datos experimentales, lo que facilita la obtención de constantes específicas para cada conjunto de datos y, en este caso, la determinación precisa de las constantes "A" y "n" que rigen el comportamiento de la fluencia en las aleaciones de aluminio 1120 y 6201.

Los valores de los parámetros "A" y "n" son fundamentales en el modelo de Andrade para describir el comportamiento de la termofluencia en aleaciones

metálicas. Estos parámetros representan la relación entre la deformación y el tiempo en función de la temperatura y el esfuerzo. Un análisis comparativo de los valores de “A” y “n” para las aleaciones 1120 y 6201 puede proporcionar información valiosa sobre las diferencias en su respuesta a la termofluencia.

Para la aleación 1120, los valores de “A” y “n” se presentan en la tabla 3.2.1:

Numero de Ensayo	Valor de “A”	Valor de “n”
1	0.1346	0.0424
2	0.1346	0.0424
3	0.1278	0.105
4	0.424	0.0485
5	0.2454	0.0269

Tabla 3.2.1. Comparativa de valores de parámetros “A” y “n” en ensayos de fluencia de la aleación 1120.

Estos valores revelan que la aleación 1120 tiene una variación considerable en sus parámetros “A” y “n” en función de las condiciones de ensayo. Los valores de “A” oscilan entre 0.1278 y 0.424, lo que indica que la tasa de deformación en respuesta a la termofluencia puede variar significativamente. Además, los valores de “n” varían entre 0.0269 y 0.105, lo que sugiere que la dependencia de la deformación con respecto al tiempo puede ser no lineal en diferentes situaciones. Esto podría indicar que la aleación 1120 es sensible a las variaciones de temperatura y esfuerzo.

Por otro lado, para la aleación 6201, los valores de A y n se presentan en la tabla 3.2.2:

Numero de Ensayo	Valor de "A"	Valor de "n"
1	0.1237	0.0416
2	0.139	0.096
3	0.2846	0.0407
4	0.0949	0.2695
5	0.2322	0.0745

Tabla 3.2.2 Comparativa de valores de parámetros "A" y "n" en ensayos de fluencia de la aleación 6201.

En comparación con la aleación 1120, la aleación 6201 muestra una gama más estrecha de valores de A, que oscilan entre 0.0949 y 0.2846. Esto podría indicar una respuesta menos sensible a las variaciones de temperatura y esfuerzo en términos de la tasa de deformación. Los valores de "n" también varían, pero en general, son más bajos que los de la aleación 1120, lo que sugiere una relación no lineal menos pronunciada entre la deformación y el tiempo.

En resumen, los valores de "A" y "n" para ambas aleaciones indican que la aleación 1120 es más sensible a las variaciones en las condiciones de ensayo, con una mayor variación en sus parámetros. Por otro lado, la aleación 6201 parece mostrar una respuesta más consistente y menos sensible a las variaciones de temperatura y esfuerzo. Estos resultados resaltan la importancia de comprender cómo las aleaciones reaccionan a la fluencia en diferentes condiciones y pueden guiar la selección de materiales para aplicaciones específicas.

Es cierto que, a primera vista, los valores de los parámetros "A" y "n" sugieren que la aleación 1120 es más sensible a las variaciones de temperatura y esfuerzo en comparación con la aleación 6201. Sin embargo, es importante recordar que el modelo de Andrade describe la relación entre la deformación y el tiempo en función de estos parámetros, pero no proporciona información directa sobre la deformación final.

La diferencia en los niveles de deformación final observada en los ensayos de ambas aleaciones puede deberse a varios factores, que incluyen:

Comportamiento no lineal: El modelo de Andrade asume una relación lineal entre la deformación y el tiempo. En la práctica, el comportamiento de los materiales puede ser no lineal, y la deformación final podría no seguir la misma tendencia que los parámetros “*A*” y “*n*”.

Efectos de daño o fatiga: Otros factores, como el daño acumulado, la fatiga del material o la presencia de defectos iniciales, pueden influir en la deformación final y no estar reflejados en el modelo de Andrade.

Propiedades del material: Las aleaciones 1120 y 6201 pueden tener propiedades intrínsecas diferentes que afectan su deformación final, independientemente de los parámetros “*A*” y “*n*”. Esto incluye la resistencia del material, su capacidad para soportar cargas cíclicas, etc.

Variables no consideradas: Es posible que haya otras variables que influyan en la deformación final y que no se hayan tenido en cuenta en el análisis, como los defectos superficiales antes mencionados.

Por lo tanto, es importante recordar que los parámetros “*A*” y “*n*” del modelo de Andrade son una parte de la ecuación y no explican todos los aspectos del comportamiento de los materiales en condiciones de fluencia. Para comprender completamente por qué la aleación 6201 muestra una mayor deformación final que la aleación 1120 en los ensayos, es necesario considerar otros factores y pruebas específicas para cada aleación, como se detalla a lo largo de esta tesis.

3.3. Microscopía Óptica (MO)

En esta sección, se presentan y discuten los resultados obtenidos a través de la técnica de microscopía óptica, empleada para examinar la microestructura de las aleaciones 1120 y 6201 en dos condiciones: antes y después del cuarto

ensayo, que representó la condición más extrema en términos de temperatura y esfuerzo. Esta técnica permitió la observación detallada de la microestructura de las muestras en la dirección en la que se aplicó la carga y se generó la deformación, facilitando la identificación de posibles cambios microestructurales inducidos por las condiciones del ensayo.

La observación de la sección longitudinal en las muestras implicó examinar el alambre a lo largo de su longitud principal como se puede apreciar en la figura 3.3.1, proporcionando una perspectiva detallada de la estructura de los materiales y siendo crucial para evaluar los efectos de la termofluencia en la integridad de las aleaciones. A continuación, se presenta un análisis de las observaciones en la sección longitudinal de las muestras, tanto antes como después del cuarto ensayo de termofluencia.



Fig. 3.3.1. Imagen de MO de la sección longitudinal de la aleación 1120 en su estado original.

Escala: 110 μm.

Para la aleación 1120, la observación de la sección longitudinal antes del cuarto ensayo reveló una estructura de grano fino y uniforme. La microestructura exhibía características típicas de aleaciones de aluminio altamente puro, tales como la aleación de aluminio 1350, con una distribución equitativa de granos y

muy pocos defectos visibles, entre ellos segregaciones o inclusiones, los cuales se observan en la figura 3.3.2.

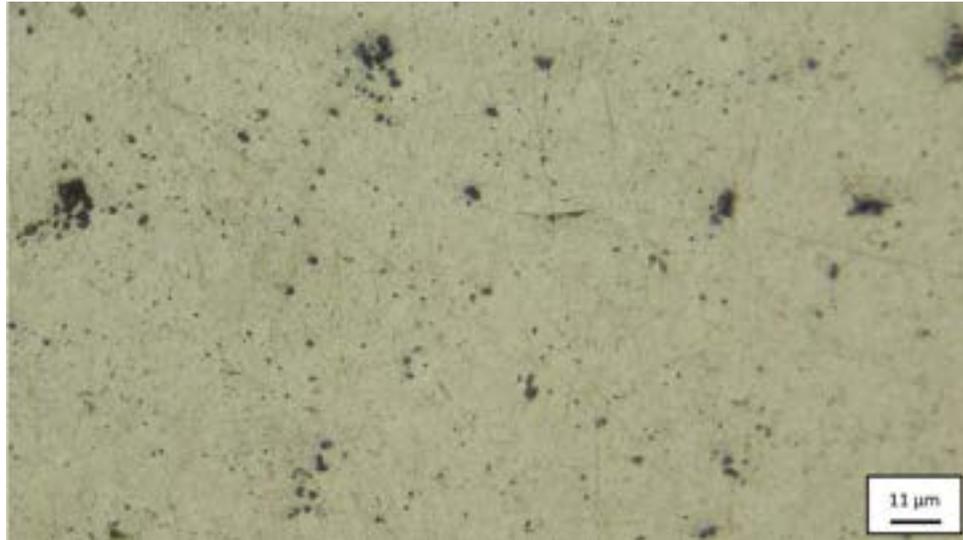


Fig. 3.3.2. Imagen de MO de la sección longitudinal de la aleación 1120 en su estado original antes del cuarto ensayo de fluencia. Escala: 11 μm.

Tras el cuarto ensayo de termofluencia, las observaciones en la sección longitudinal no mostraron alteraciones sustanciales en la microestructura. Los granos mantuvieron su tamaño y distribución uniforme, y no se detectaron defectos ni deformaciones evidentes en la región examinada. Esto sugiere que, a este nivel de temperatura y esfuerzo, la aleación 1120 tuvo un buen desempeño ante las condiciones de fluencia, y no se observaron cambios microestructurales significativos. Sin embargo, se presenciaron escasas manchas que pudieran considerarse precipitados de la aleación. A pesar de tener un grado de pureza alto, en la figura 3.3.2 y 3.3.3 se pueden observar algunos precipitados depositados sobre la matriz de aluminio, de tamaños de alrededor de 2 y 3 μm, así como también otros más pequeños de apenas algunos nanómetros de diámetro depositados sobre los límites de grano.



Fig. 3.3.3. Imagen de MO de la sección longitudinal de la aleación 1120 en su estado original antes del cuarto ensayo de fluencia. Escala: 6 μm .

Las imágenes de microscopía óptica de la sección longitudinal demuestran que las diferencias visuales antes y después del cuarto ensayo son despreciables. No obstante, estas imágenes son valiosas para respaldar la integridad microestructural de la aleación 1120 bajo estas condiciones de fluencia que son de interés para la industria automotriz.

En el caso de la aleación 6201, la inspección de la sección longitudinal antes del cuarto ensayo reveló una estructura microscópica que, a diferencia de la aleación 1120, esta dificultó la visibilidad de los granos aun después de someterla a diferentes ataques químicos como se discutió en apartados anteriores. La presencia de inclusiones de diámetros de hasta 3 μm en la figura 3.3.4, caracterizó a esta aleación por tener una mayor cantidad de manchas que pudieran considerarse precipitados o intermetálicos, donde la literatura respalda que estos en su mayoría pudieran ser óxidos de hierro, silicio y manganeso para el caso de aleaciones de la serie 6XXX []. Esto puede apreciarse incluso al comparar la aleación 1120 (fig. 3.3.1) y la aleación 6201 (fig. 3.3.5) a cien aumentos. Estas imágenes de la sección longitudinal reflejaron la calidad inherente de la aleación 6201 en su estado original.

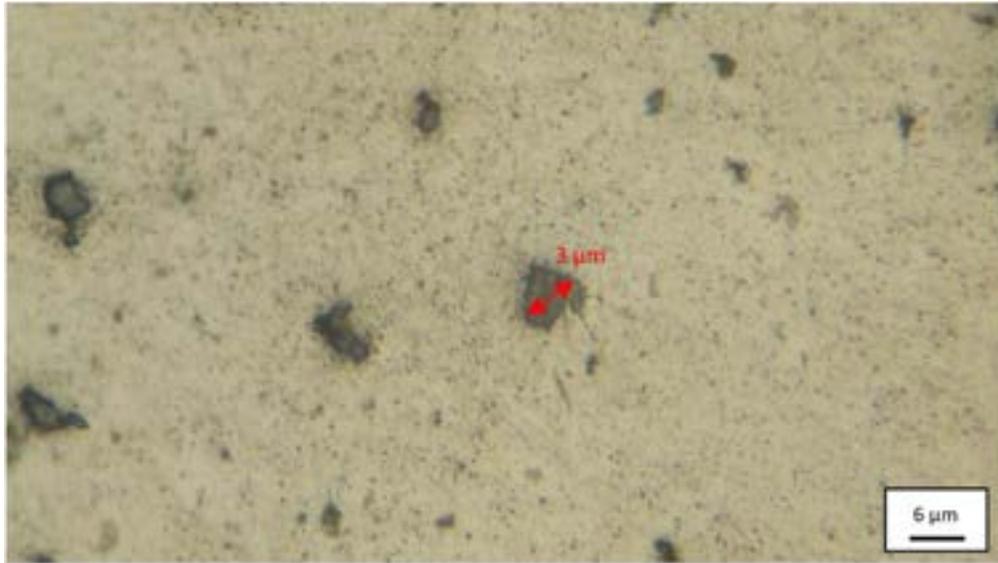
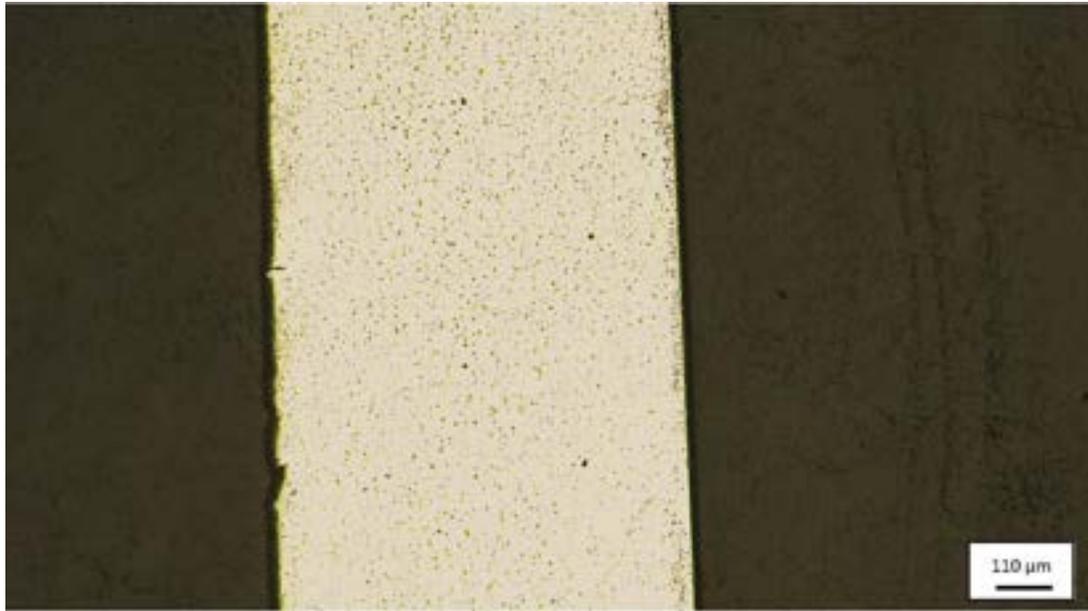


Fig. 3.3.4. Imagen de MO de la sección longitudinal de la aleación 6201 en su estado original antes del cuarto ensayo de fluencia. Escala: 6 μm .

Al igual que con la aleación 1120, tras la realización del cuarto ensayo de fluencia, las observaciones de la sección longitudinal indicaron una diferencia nula en la microestructura de la muestra. La distribución de intermetálicos dentro de la matriz de aluminio permaneció sin alteración y con la misma uniformidad que antes de realizar el ensayo. Estos resultados sugieren que la susceptibilidad de la aleación 6201 a los efectos de la fluencia en estas condiciones específicas de temperatura a 100°C y esfuerzo de 60 MPa al cabo de 24 horas son imperceptibles en su microestructura.



*Fig. 3.3.5. Imagen de MO de la sección longitudinal de la aleación 6201 en su estado original.
Escala: 110 μm.*

Se optó por no incluir un análisis de la sección transversal de las muestras debido a que, en el contexto de este estudio, se esperaba que cualquier alteración significativa en la microestructura como resultado del ensayo de fluencia se reflejara predominantemente en la sección longitudinal. Dado que la sección transversal es perpendicular a la dirección de deformación y, por lo tanto, menos sensible a cambios microestructurales, su análisis no habría proporcionado información sustancialmente diferente o adicional a la obtenida a partir de la sección longitudinal. Esta decisión se basó en la premisa de que cualquier efecto apreciable de la termofluencia se manifestaría principalmente en la sección más directamente afectada por las condiciones del ensayo. Por lo tanto, el enfoque principal se centró en la observación y análisis de la sección longitudinal de las muestras de aleaciones 1120 y 6201, lo que permitió una evaluación de los efectos de la termofluencia en estas condiciones específicas de temperatura y esfuerzo.

3.4. Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)

La observación y análisis de la superficie de las muestras juegan un papel crucial en la investigación de materiales metálicos, en especial al comprender cómo los defectos superficiales pueden influir en su comportamiento frente a la fluencia. En esta investigación, se utilizó el microscopio electrónico de barrido (MEB) para explorar con detalle la estructura superficial de las aleaciones de aluminio 1120 y 6201.

Un análisis detallado de las imágenes de la superficie de las muestras de alambres de ambas aleaciones ha proporcionado una valiosa visión de los efectos del proceso de trefilado. Este proceso, si bien es esencial para dar forma a los alambres, también introduce ciertos defectos superficiales. El trefilado genera líneas longitudinales en los alambres como los que se observan en la figura 3.4.1 de la aleación 1120 y en la figura 3.4.2 de la aleación 6201. En ocasiones, estas líneas pueden ocasionar socavaciones y grietas en el material, dando lugar a microfisuras y microgrietas. Desde una perspectiva de resistencia de materiales, estos defectos actúan como concentradores de tensiones, debilitando la integridad del material y reduciendo su capacidad para resistir la fluencia.

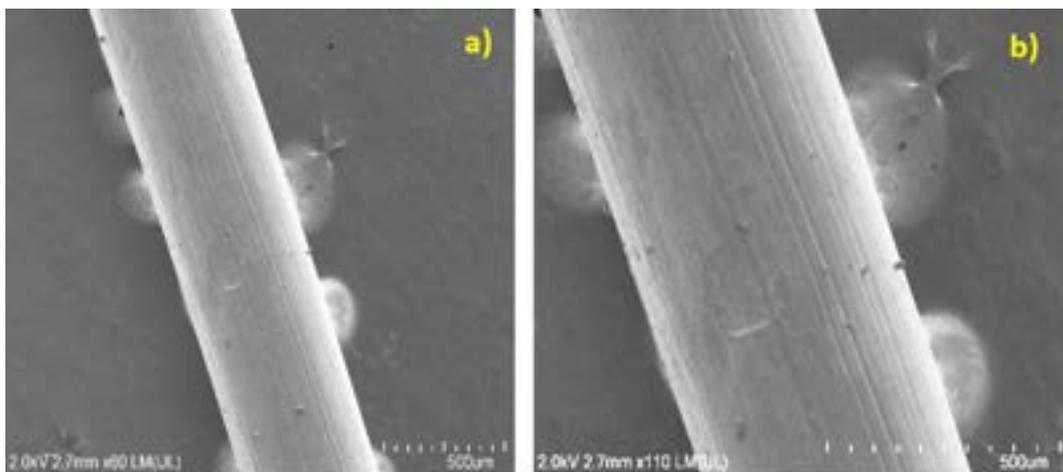


Fig. 3.4.1. Imágenes de MEB (microscopía electrónica de barrido) a 60 (a) y 110 (b) aumentos de la superficie de un alambre de aleación 1120. Escala: 500 μm .

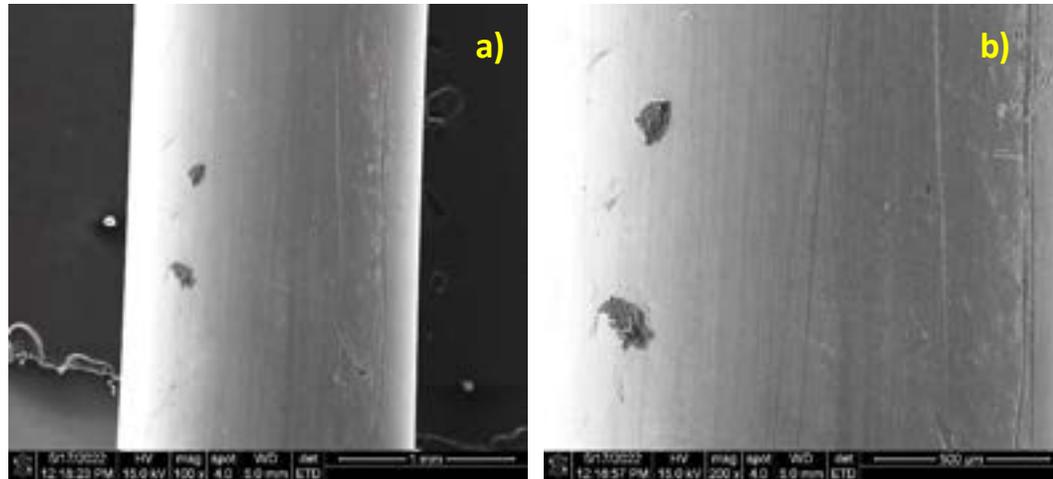


Fig. 3.4.2. Imágenes de MEB a 100 (a) y 200 (b) aumentos de la superficie de un alambre de aleación 6201. Escala: 1 mm y 500 μm respectivamente.

El MEB ha resultado invaluable para visualizar y analizar con precisión estos defectos superficiales. Se ha observado que estos defectos están presentes en igual medida en ambas aleaciones. La presencia de microfisuras y microgrietas aumenta la susceptibilidad del material a la fluencia y la fatiga. Por lo tanto, es imperativo abordar la minimización de estos defectos durante el proceso de fabricación de alambres de aleación.

Las figuras 3.4.3. (a) y 3.4.4. (a) capturadas mediante MEB revelan una serie de características distintivas en la superficie de los alambres de la aleación. En primer plano, se destaca un defecto principal de trefilado que se extiende a lo largo de la longitud de los alambres. Este defecto se presenta en forma rectangular y parece haber eliminado material a lo largo de su trayecto, indicando un desprendimiento durante el proceso de trefilado. Es evidente que estas áreas carecen de material y muestran una discontinuidad notoria.

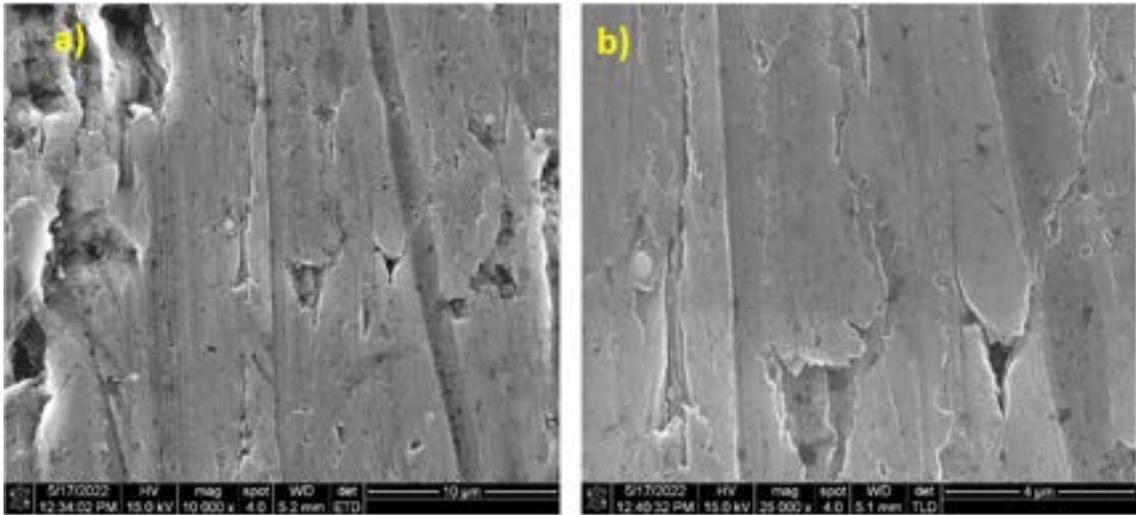


Fig. 3.4.3. Imágenes de MEB a 10,000 (a) y 25,000 (b) aumentos de la superficie de un alambre de aleación 1120. Escala: 10 µm y 4 µm respectivamente.

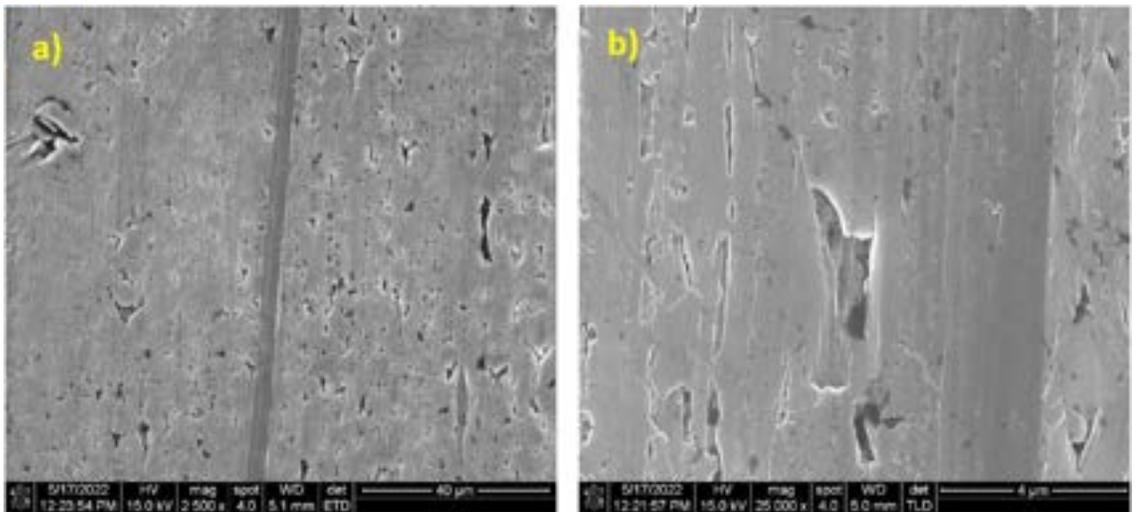


Fig. 3.4.4. Imágenes de MEB a 2,500 (a) y 25,000 (b) aumentos de la superficie de un alambre de aleación 6201. Escala: 40 µm y 4 µm respectivamente.

En las proximidades de este defecto de trefilado, específicamente en las figuras 3.4.3 (b) y figura 3.4.4.(b), se observan una serie de defectos secundarios que se asemejan a cavidades en forma de "V". Estos defectos, coloquialmente llamados "Crow Feet" en el área, son causados por el dado policristalino utilizado

en el proceso de trefilado. Tienen aproximadamente 1 μm de ancho y están dispuestos en alineación vertical, siguiendo tanto la dirección de la fuerza aplicada como la dirección del proceso de trefilado. La profundidad de estas cavidades sugiere que pueden desempeñar un papel significativo en la integridad y resistencia del material.

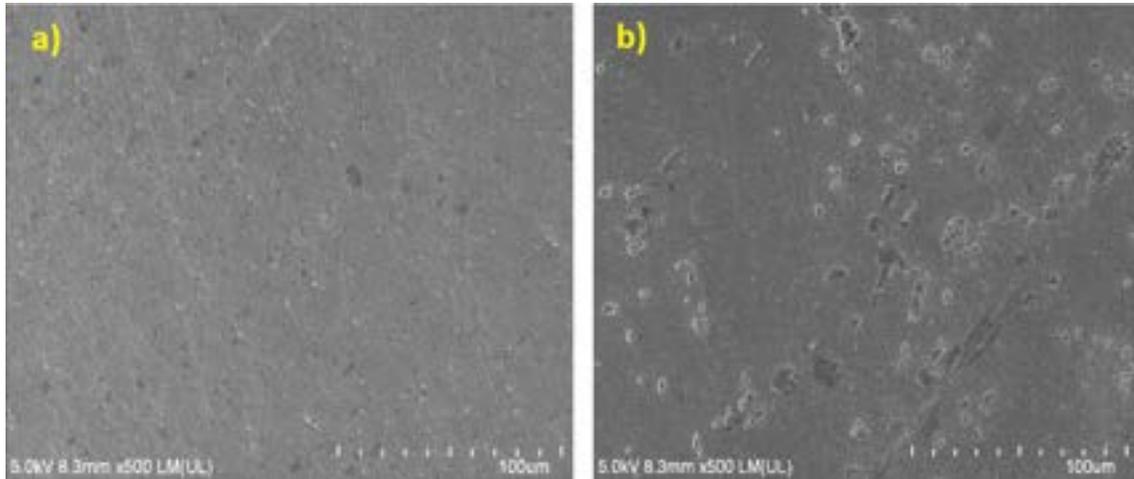


Fig. 3.4.5. Imágenes de MEB a 500 aumentos de la superficie de un alambre de aleación 1120 (a) y 6201 (b). Escala: 100 μm .

En la figura 3.4.5 (a) de la aleación 1120 se observa una estructura más limpia en comparación con la aleación 6201 de la figura 3.4.5 (b). La matriz de aluminio es homogénea, y los precipitados presentes son pequeños, con diámetros de aproximadamente 1 μm . La ausencia de precipitados de gran tamaño indica una mayor pureza en la aleación 1120, lo que contribuye a su resistencia contra la fluencia. La estructura general muestra una distribución uniforme de la fase alfa del aluminio.

En contraste, en la figura 3.4.5 (b) de la microestructura de la aleación 6201, se observan numerosos precipitados de mayor tamaño, con diámetros que varían entre 4 y 5 micrómetros, distribuidos por toda la superficie del material. Estos precipitados son un indicio de que la aleación 6201 contiene una mayor cantidad de impurezas o elementos de aleación como se comentó antes, lo que

puede contribuir a su mayor susceptibilidad a la fluencia en comparación con la aleación 1120. La presencia de estos precipitados podría debilitar la matriz de aluminio y conducir a una mayor deformación durante la fluencia.

Capítulo 4 Conclusiones

En el transcurso de esta investigación, se logró desarrollar una máquina de ensayos termomecánicos completamente automatizada y programable, destinada a evaluar el comportamiento de alambres delgados fabricados con aleaciones de aluminio, en particular, las aleaciones 1120 y 6201. A través de una matriz de experimentos cuidadosamente diseñados, se llevaron a cabo ensayos de fluencia bajo condiciones representativas de trabajo en aplicaciones de vehículos eléctricos.

Los resultados obtenidos permitieron la construcción de curvas de fluencia características para ambas aleaciones y revelaron diferencias significativas en su desempeño. La aleación 1120 demostró ser más resistente a los efectos de la fluencia en comparación con la aleación 6201. Además, la aleación 1120 se convierte en una opción aún más atractiva para la selección de materiales debido a su facilidad de fabricación, mientras que la 6201 requiere un proceso adicional de envejecimiento por precipitación. Asimismo, se llevó a cabo un análisis específico para eliminar defectos superficiales mediante un proceso de lijado, lo que resultó en una mejora sustancial en el comportamiento de ambas aleaciones frente a la fluencia. Esta observación subraya la importancia crítica de la calidad superficial de las muestras en la resistencia de los materiales a la fluencia.

La microscopía electrónica de barrido fue una herramienta fundamental para examinar la calidad superficial de las muestras y reveló la presencia de defectos superficiales, incluyendo socavaciones y grietas, que afectaban su integridad. Estos defectos, en particular los resultantes del proceso de trefilado influyeron en la susceptibilidad de las aleaciones a la fluencia, ya que debilitaron el material.

En resumen, este estudio ha contribuido significativamente a la comprensión del comportamiento de aleaciones de aluminio bajo condiciones de termofluencia, particularmente en aplicaciones de vehículos eléctricos. Los hallazgos aquí presentados ofrecen información valiosa para el diseño y la

selección de materiales en la industria automotriz y otros campos, con énfasis en la importancia de abordar y minimizar los defectos superficiales para mejorar la resistencia a la fluencia de los materiales.

Referencias Bibliográficas

1. Ordaz, O. (2020). Diseño y desarrollo de una máquina de ensayos de fluencia para cintas delgadas con memoria de forma y micro alambres calentados por efecto joule. Consultado el 15 de julio de 2023.
2. George E. Dieter, J. (1961). *Mechanical Metallurgy*. McGraw-Hill. Consultado el 15 de julio de 2023.
3. Mazur, Z. (1999). Metalurgia de álabes móviles con banda integrada de turbinas de gas y su influencia sobre el comportamiento de los álabes. *Revista de Metalurgia CENIM*. Consultado el 15 de julio de 2023.
4. Da C. Andrade, E. N. (1914). The Flow in Metals under Large Constant Stresses. *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 90(619), 329–342. doi:10.1098/rspa.1914.0056. Consultado el 15 de julio de 2023.
5. Askeland, D. R. (2016). *Ciencia e Ingeniería de materiales (Séptima ed.)*. Consultado el 15 de julio de 2023.
6. Jr., W. D. (1985). *Introducción a la Ciencia e Ingeniería de Materiales*. Consultado el 15 de julio de 2023.
7. N. S. Beniwal, R. Rani, H. O. Gupta and D. K. Dwivedi (2010). Effect of temperature on tensile and creep characteristics of aluminum wire used in 25 kVA distribution transformers. *Conference Proceedings IPEC*, 2010, pp. 205- 208. Consultado el 19 de julio de 2023.
8. E. N. da C. Andrade, & Jones, W. J. D. (1962). The Influence of Grain Size and Surface Conditions on the Creep of Polycrystalline Metal Under Tension. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, 269(1336), 1–20. Consultado el 19 de julio de 2023.
9. Cai, M., Langford, S. C., & Thomas Dickinson, J. (2008). Orientation dependence of slip band formation in single-crystal aluminum studied by

- photoelectron emission. *Acta Materialia*, 56(20), 5938–5945. Consultado el 19 de julio de 2023.
10. Fernández, R., Bruno, G., & González-Doncel, G. (2016). Primary and secondary creep in aluminum alloys as a solid-state transformation. *Journal of Applied Physics*, 120(8), 085101. Consultado el 19 de julio de 2023.
 11. Bell, R. L., & Langdon, T. G. (1967). An investigation of grain-boundary sliding during creep. *Journal of Materials Science*, 2(4), 313–323. Consultado el 20 de julio de 2023.
 12. Kassner, M. E. (2015). Creep Fracture. *Fundamentals of Creep in Metals and Alloys*, 233–260. doi:10.1016/b978-0-08-099427-7.00010-4. Consultado el 20 de julio de 2023.
 13. Li, J., & Dasgupta, A. (1993). Failure-mechanism models for creep and creep rupture. *IEEE Transactions on Reliability*, 42(3), 339–353. Consultado el 1 de agosto de 2023.
 14. Mino, K. (1978). Effect of Grain Boundary Migration and Recrystallization on the Creep Strength of Inconel 617. *Transactions ISI*, 731-738. Consultado el 1 de agosto de 2023.
 15. B. Djavanroodi y M. R. Barnett. "Influence of alloying elements and microstructure on steady-state creep behavior of aluminum at room temperature." *Journal of Materials Science*, vol. 53, no. 15, 2018, pp. 11310-11323. Consultado el 8 de agosto de 2023.
 16. X. Wu, L. Cui, Y. Wu, y Y. Yang. "Effect of grain size on high-temperature creep behavior of 7050 aluminum alloy." *Materials Science and Engineering: A*, vol. 651, 2016, pp. 202-209. Consultado el 8 de agosto de 2023.
 17. Kalombo, R. B., Reinke, G., Miranda, T. B., Ferreira, J. L. A., da Silva, C. R. M., & Araújo, J. A. (2019). Experimental Study of the Fatigue Performance of Overhead Pure Aluminum Cables. *Procedia Structural Integrity*, 19, 688–697. doi:10.1016/j.prostr.2019.12.075. Consultado el 12 de agosto de 2023.

18. Kalombo, R. B., Martínez, J. M. G., Ferreira, J. L. A., da Silva, C. R. M., & Araújo, J. A. (2015). Comparative Fatigue Resistance of Overhead Conductors Made of Aluminium and Aluminium Alloy: Tests and Analysis. *Procedia Engineering*, 133, 223–232. doi:10.1016/j.proeng.2015.12.662. Consultado el 18 de agosto de 2023.
19. ASM Handbook, Volume 2B: Properties and Selection of Aluminum Alloys, ASM International, 1993.
20. Cho, C.-H., & Cho, H. (2021). Effect of dislocation characteristics on electrical conductivity and mechanical properties of AA 6201 wires. *Materials Science and Engineering: A*, 809, 140811. doi:10.1016/j.msea.2021.140811
21. Cecchel, S. (2021). Materials and Technologies for Lightweighting of Structural Parts for Automotive Applications: A Review. *SAE International Journal of Materials and Manufacturing*, 14(1), 81–98. <https://www.jstor.org/stable/27033986>.