

UNIVERSIDAD NACIONAL DE MAR DEL PLATA  
Facultad de Ingeniería

Comparación y caracterización de las  
aleaciones de moldeo AlSi7MgSr y  
AlSi11MgSr utilizadas en la fabricación de  
llantas de automóviles

Por María Camila Quintana

Director  
Ing. Martín Iraizoz

Co Directora  
Dra. Silvia Simison

República Argentina  
2011



RINFI se desarrolla en forma conjunta entre el INTEMA y la Biblioteca de la Facultad de Ingeniería de la Universidad Nacional de Mar del Plata.

Tiene como objetivo recopilar, organizar, gestionar, difundir y preservar documentos digitales en Ingeniería, Ciencia y Tecnología de Materiales y Ciencias Afines.

A través del Acceso Abierto, se pretende aumentar la visibilidad y el impacto de los resultados de la investigación, asumiendo las políticas y cumpliendo con los protocolos y estándares internacionales para la interoperabilidad entre repositorios



Esta obra está bajo una [Licencia Creative Commons Atribución-  
NoComercial-CompartirIgual 4.0 Internacional](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-sa/4.0/).

## Agradecimientos

A la empresa **Aluar Aluminio Argentino**, por brindarme la posibilidad de realizar el trabajo final de mi carrera de grado en sus instalaciones, y por mostrar gran interés en el desarrollo de profesionales jóvenes en la industria. En particular, a **Victoria Canullo**, por darme la gran oportunidad de trabajar en el Departamento de Metalurgia, en un excelente ámbito laboral y humano.

A la empresa que ha propiciado las muestras de llantas, por su colaboración en cuanto a la información y material suministrados.

A **Martín Iraizoz**, por guiarme tanto en la pasantía en Semielaborados 2, como en el desarrollo del trabajo final y por todas las enseñanzas de él recibidas.

A **Silvia Simison**, por haberme recomendado para este trabajo, por el invaluable aporte que realiza al desarrollo de ingenieros al establecer nexos con la industria y por la revisión de este trabajo.

A **Jorge Álvarez**, por su inmensa colaboración en la parte experimental y en el análisis de los datos y resultados, por su gran capacidad para explicar y tratar de solucionar cualquier inconveniente.

A **Fernando Daroqui**, por su gran ayuda y colaboración en todo el trabajo, y por sus enseñanzas.

A **Jaime Groizard**, por sus enseñanzas en cuanto a microscopia y su gran predisposición para explicar y transmitir conocimientos.

A **Jonatan Di Paul** y **Gustavo Cácerces**, quienes cooperaron en la realización de todos los ensayos de este trabajo.

## Resumen

Las llantas de automóviles son un importante segmento de mercado para la industria del aluminio. Las aleaciones de moldeo más utilizadas en esta aplicación son la AlSi7MgSr y la AlSi11MgSr, las cuales poseen como aleante principal al silicio en un 7% y un 11% respectivamente. Ambas aleaciones son producidas por la empresa Aluar en forma de lingotes para refusión. En el presente trabajo se buscó determinar las ventajas y desventajas del uso de cada aleación en la fabricación de llantas desde el punto de vista de sus propiedades mecánicas como de las características de procesamiento. El estudio de las aleaciones se realizó a partir de muestras tomadas de llantas proporcionadas por un cliente de Aluar y de probetas coladas, al igual que las llantas, por la técnica de colada de baja presión.

Los resultados demostraron que la aleación AlSi7MgSr luego de ser tratada térmicamente presenta un comportamiento mecánico superior al de la aleación AlSi11MgSr. Ésta a su vez tiene una resistencia mecánica mucho mayor que la de la aleación AlSi7MgSr sin tratamiento térmico.

# Lista de contenidos

## 1. Objetivos

- 1.1 Objetivos generales
- 1.2 Objetivos de aplicación

## 2. Introducción

- 2.1 Motivación industrial

## 3. Revisión bibliográfica

- 3.1 Aleaciones aluminio-silicio-magnesio
  - 3.1.1 Diagrama de fases
  - 3.1.2 Microestructura
  - 3.1.3 Tratamiento térmico
  - 3.1.4 Comportamiento mecánico
    - 3.1.4.1 Propiedades de tracción
    - 3.1.4.2 Resistencia al impacto y a la fatiga
  - 3.1.5 Características de procesamiento
  - 3.1.6 AlSi7MgSr-T6/AlSi11MgSr
- 3.2 Producción de llantas de automóviles
  - 3.2.1 Material de aporte
  - 3.2.2 Técnica de moldeo
  - 3.2.3 Consolidación del producto

## 4. Método experimental

- 4.1 Comportamiento mecánico
  - 4.1.1 Muestras de llantas:
    - 4.1.1.1 Obtención de muestras
    - 4.1.1.2 Mediciones y análisis
      - 4.1.1.2.1 Caracterización microestructural
      - 4.1.1.2.2 Ensayo de microdureza
      - 4.1.1.2.3 Ensayo de tracción
  - 4.1.2 Probetas moldeadas en laboratorio:
    - 4.1.2.1 Aleaciones
    - 4.1.2.2 Obtención de las probetas
      - 4.1.2.2.1 Hornos
      - 4.1.2.2.2 Molde
      - 4.1.2.2.3 Colada
      - 4.1.2.2.4 Tratamiento térmico
    - 4.1.2.3 Mediciones y análisis
      - 4.1.2.3.1 Medición de densidad
      - 4.1.2.3.2 Caracterización microestructural
      - 4.1.2.3.3 Ensayo de microdureza
      - 4.1.2.3.4 Ensayo de tracción
      - 4.1.2.3.5 Ensayo de fatiga
- 4.2 Características de procesamiento

## **5. Resultados y discusión**

### **5.1 Comportamiento mecánico**

#### **5.1.1 Muestras de llantas**

##### **5.1.1.1 Microestructura**

##### **5.1.1.2 Microdureza**

##### **5.1.1.3 Propiedades de tracción**

#### **5.1.2 Probetas moldeadas en laboratorio**

##### **5.1.2.1 Densidad y porosidad**

##### **5.1.2.2 Microestructura**

##### **5.1.2.3 Propiedades mecánicas**

### **5.2 Características de procesamiento**

#### **5.2.1 Defectos internos de las aleaciones**

#### **5.2.2 Fluidez**

## **6. Conclusiones**

## **8. Anexo 1**

## **7. Referencias**

## Lista de figuras

- 1- Diagrama de fases aluminio-silicio.
- 2- Diagrama de fases pseudo binario aluminio-silicio de magnesio.
- 3- Efecto de la modificación con Sr en aleación AlSi11.
- 4- Equipo industrial de moldeo a baja presión.
- 5- Perfil de rueda de automóvil.
- 6- Geometría de las probetas de llantas para ensayo de tracción.
- 7- Esquema del proceso de moldeo de probetas en laboratorio.
- 8- Hornos utilizados en el moldeo de probetas.
- 9- Geometría de las probetas coladas para ensayo de tracción.
- 10- Esquema del ensayo de flexión rotativa.
- 11- Geometría de las probetas para ensayo de fatiga.
- 12- Arreglo experimental del ensayo de fatiga.
- 13- Molde del ensayo de fluidez en espiral.
- 14- Micrografías de aleación AlSi7MgSr: a) sin tratamiento y b) con tratamiento.
- 15- Micrografías de aleación AlSi11MgSr.
- 16- Porosidad interdendrítica en aleación AlSi7MgSr.
- 17- Intermetálicos de hierro en las aleaciones.
- 18- Superficies de fractura de probetas de llantas correspondientes a ensayo de tracción.
- 19- Comparación de microestructuras de aleación AlSi7MgSr sin tratamiento: a) muestra de probeta colada y b) muestra de llanta.
- 20- Comparación de microestructuras de aleación AlSi11MgSr: a) muestra de probeta colada y b) muestra de llanta.
- 21- Comparación de microestructuras de aleación AlSi7MgSr con tratamiento: a) muestra de probeta colada y b) muestra de llanta.
- 22- Poros redondeados en muestra de probeta colada.
- 23- Resistencia máxima de las probetas coladas: a) parámetros de la distribución de Weibull y b) distribución acumulada.
- 24- Elongación a la rotura de las probetas coladas: a) parámetros de la distribución de Weibull y b) distribución acumulada.
- 25- Defectos de colada en probetas de laboratorio.
- 26- Resistencia máxima y elongación a la rotura de aleación AlSi7MgSr en función del tiempo de envejecimiento.
- 27- Comparación de la vida a la fatiga de probetas ensayadas de AlSi11MgSr y AlSi7MgSr con y sin tratamiento.

## Lista de tablas

- 1- Designación de las aleaciones según Aluar, AA/ASTM y CEN.
- 2- Contenido de Si, Mg y Fe de las aleaciones.
- 3- Características mecánicas de las aleaciones según norma UNE EN-1706.
- 4- Composición química de las aleaciones AlSi7MgSr y AlSi11MgSr de Aluar.
- 5- Temperaturas del proceso de moldeo de probetas: comparación entre las dos aleaciones.
- 6- Desplazamiento de las probetas en ensayo de flexión rotativa para fijar igual nivel de tensión.
- 7- Valores de microdureza de las aleaciones a partir de muestras tomadas de llantas.
- 8- Propiedades mecánicas de las aleaciones a partir de probetas tomadas de llantas.
- 9- Densidad y fracción volumétrica de poros de probetas coladas.
- 10- Resistencia máxima de las probetas coladas: valores de los parámetros de Weibull.
- 11- Elongación a la rotura de probetas coladas: valores de los parámetros de Weibull.
- 12- Límite elástico convencional de probetas coladas.
- 13- Resistencia máxima y elongación a la rotura de probetas de AlSi7MgSr con distintos tiempos de envejecimiento artificial.
- 14- Ensayo de fluidez: longitudes de llenado del molde.



# 1 Objetivos

## *1.1 Objetivos generales*

-Caracterizar y comparar el comportamiento mecánico de las aleaciones AlSi7MgSr y AlSi11MgSr utilizadas en la fabricación de llantas de automóviles mediante ensayos mecánicos sobre muestras tomadas de llantas y probetas moldeadas en laboratorio.

-Estudiar y comparar las características de procesamiento de las aleaciones teniendo en cuenta requerimientos de fluidez y defectos de colada.

## *1.2 Objetivos de aplicación*

-Determinar las ventajas y desventajas del uso de cada aleación en la fabricación de llantas de automóviles, complementando la información existente en bibliografía y proveniente de la experiencia práctica de los fabricantes de llantas de automóviles.

## 2 Introducción

En el moldeo de llantas de automóviles se utilizan principalmente dos aleaciones de aluminio-silicio con el agregado de magnesio: AlSi7MgSr y AlSi11MgSr que poseen un 7% y un 11% de silicio respectivamente. Su designación según Aluar, la AA (Aluminum Association), ASTM (American Society for Testing Materials) y CEN (Comité Europeo de Normalización) se muestra en la Tabla 1:

Producto Aluar	AA/ASTM	CEN	
		Numérica	Simbólica
AlSi7MgSr	A356.2	EN AC-42000	EN AC-AlSi7Mg
AlSi11MgSr		EN AC-44000	EN AC-AlSi11

**Tabla 1.** Designación de las aleaciones según Aluar, AA/ASTM y CEN.

Las llantas de aleación AlSi7MgSr son tratadas térmicamente bajo la condición T6: solubilizado y envejecimiento artificial (AlSi7MgSr-T6). A las llantas de AlSi11MgSr no se les realiza tratamiento térmico.

En la producción de llantas para el mercado norteamericano se utiliza de manera exclusiva la aleación AlSi7MgSr con tratamiento térmico, en tanto que en el mercado europeo se utilizan ambas aleaciones. [1]

### 2.1 Motivación industrial

De acuerdo a datos bibliográficos, los valores de resistencia mecánica y tensión de fluencia especificados en norma para la aleación AlSi7MgSr tratada térmicamente son superiores a los de la aleación AlSi11MgSr. A su vez, ésta aleación presenta requerimientos de propiedades mecánicas de norma similares a los de la aleación AlSi7MgSr sin tratamiento térmico.

Por otro lado, de la información suministrada por los fabricantes de llantas surge que la aleación AlSi7MgSr-T6 presenta mayores dificultades de procesamiento que la AlSi11MgSr, debiendo colarse a temperaturas más elevadas y requiriendo un tratamiento térmico para alcanzar las propiedades mecánicas especificadas. Resultaría conveniente desde un punto de vista práctico el empleo de una sola aleación ya que se evitaría tener que adecuar todo el proceso de fabricación de llantas cada vez que se cambia de aleación.

En el presente trabajo se busca fundamentar mediante caracterización microestructural, y ensayos mecánicos y de proceso, las diferencias existentes entre las aleaciones AlSi7MgSr-T6 y AlSi11MgSr, intentando dilucidar por qué se preferiría la utilización de una u otra. Además, se intenta verificar si existen diferencias entre la aleación AlSi11MgSr y la aleación AlSi7MgSr sin tratamiento térmico. Esta información resulta útil en la industria para la caracterización del material con que se hacen las llantas, y aporta criterios para la eventual selección de una de las dos aleaciones en particular.

## 3 Revisión bibliográfica

### 3.1 Aleaciones aluminio-silicio con agregado de magnesio

Las aleaciones aluminio-silicio con la adición de magnesio, que las hace termo-tratables, constituyen la base de una importante familia de composiciones que se caracteriza por su elevada fluidez, baja contracción en la solidificación y elevada resistencia mecánica específica. Debido a estas propiedades, son las aleaciones de aluminio más utilizadas para la obtención de piezas coladas. [1-5]

#### 3.1.1 Diagrama de fases

Las transformaciones de fase en equilibrio de estas aleaciones se interpretan mediante el diagrama binario aluminio-silicio, ya que el silicio es el elemento de aleación principal, Fig.1.

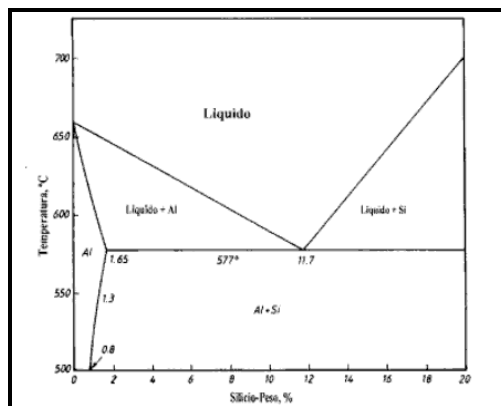


Figura 1. Diagrama de fases aluminio - silicio.

Cuando se agrega Mg a la aleación Al-Si se forman compuestos Mg-Si. Para entender las etapas del tratamiento térmico se recurre al diagrama pseudo-binario aluminio-silicio de magnesio ( $Mg_2Si$ ) que se muestra en la Fig. 2.

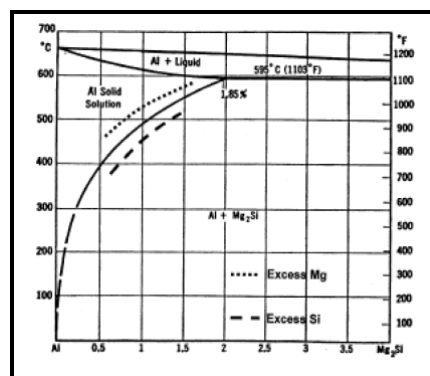
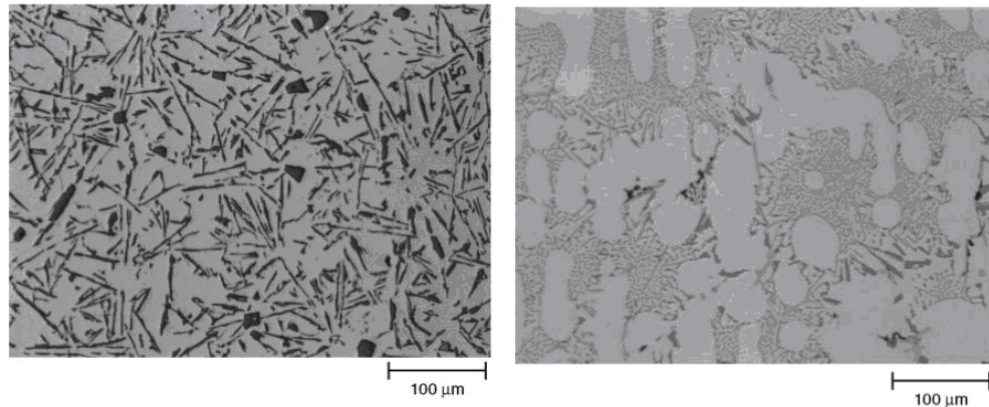


Figura 2. Diagrama de fases pseudo binario aluminio-silicio de magnesio.

### 3.1.2 Microestructura

La microestructura de todas las aleaciones aluminio silicio muestra dendritas de solución sólida de aluminio (ver Fig.1) como fase primaria, con una mezcla eutéctica llenando los espacios interdendríticos. El eutéctico consiste en partículas de silicio, segunda fase, que se encuentran en una matriz de solución sólida de aluminio. Con la adición de estroncio al metal líquido, las partículas de silicio del eutéctico son modificadas de una forma gruesa y angular a una forma fina fibrosa y con bordes redondeados; esto se aprecia en la Fig. 3 [6].



**Figura 3.** Efecto del agregado de Sr en la aleación AlSi11. a) Sin Sr. b) Con Sr.

Si la aleación aluminio-silicio presenta hierro se forman los intermetálicos  $Al_5FeSi$  y  $Al_{18}FeMg_3Si_6$ , que son frágiles y duros, con forma de agujas alargadas. Cuanto mayor es el contenido de hierro es mayor la cantidad de estos intermetálicos que se forma. [3]

### 3.1.3 Tratamiento térmico

En las aleaciones aluminio-silicio con agregado de magnesio, los átomos de silicio y magnesio (en una relación atómica 1:2) se combinan para formar el intermetálico  $Mg_2Si$  (siliciuro de magnesio). Una dispersión muy fina de este compuesto causa distorsiones en la red que dificultan el movimiento de las dislocaciones produciendo un aumento de la resistencia mecánica. [1] Para lograr el endurecimiento se realiza el siguiente tratamiento térmico:

- Solubilizado: Se lleva a la aleación a una temperatura que supere la línea de solvus (del diagrama Al- $Mg_2Si$ ). En este punto se hallan átomos de Si y Mg en solución sólida de aluminio. Las partículas de Si que forman el eutéctico experimentan un redondeo en esta etapa.
- Templado: Se enfría rápidamente la aleación, generalmente en agua, con el objetivo de retener la mayor cantidad posible del Mg y Si en la solución sólida.
- Envejecimiento natural: Se mantiene a la aleación a temperatura ambiente. El  $Mg_2Si$  comienza a precipitar.
- Envejecimiento artificial: A temperaturas entre 140-180°C. En esta instancia terminan las reacciones de precipitación que dan lugar al  $Mg_2Si$  disperso en la matriz de aluminio.

No a todas las aleaciones de este grupo se les realiza el tratamiento térmico. De todas maneras, presentan una resistencia mecánica incrementada respecto a las mismas aleaciones sin magnesio debido a distorsiones de la red por los átomos que quedan en solución (endurecimiento por solución sólida) [1]. La retención de los átomos ocurrirá en procesos en los cuales el enfriamiento es rápido, como ser la colada en molde permanente metálico. Probablemente en estos casos, también haya precipitados de siliciuro de magnesio, que dependiendo de su tamaño (si no es grande) constituyen otra contribución al incremento de resistencia.

### *3.1.4 Comportamiento mecánico*

#### 3.1.4.1 Propiedades en tracción

Las propiedades en tracción de las aleaciones de aluminio coladas dependen de muchos factores: composición química (contenido de silicio y magnesio), limpieza del metal fundido (contenido de impurezas, principalmente hierro), modificación eutéctica, velocidad de solidificación y tratamiento térmico. El control de todas estas variables resulta dificultoso y se pueden presentar variaciones de propiedades aún dentro de una misma pieza.

La resistencia a la tracción y la tensión de fluencia aumentan con el contenido de magnesio y significativamente en la etapa de envejecimiento artificial del tratamiento térmico, disminuyendo al mismo tiempo la ductilidad [2].

El incremento del contenido de silicio también aumenta la resistencia mecánica a expensas de la ductilidad, pero este efecto no es muy marcado. El endurecimiento debido al silicio se denomina endurecimiento por precipitación de segunda fase [7].

El hierro disminuye la ductilidad por la formación de los intermetálicos con forma de agujas, por tal motivo su contenido debe mantenerse bajo (<0.2%). Generalmente se agregan elementos que corrigen el contenido de hierro como ser manganeso, cobalto, etc. [7].

Los defectos internos que se originan en las aleaciones en el proceso de colada también afectan las propiedades mecánicas. Estos incluyen porosidad por gas y contracción por solidificación, finas capas de óxido atrapadas, oquedades, etc.

#### 3.1.4.2 Resistencia al impacto y a la fatiga

La resistencia al impacto depende de la ductilidad de la matriz de aluminio y es afectada por la presencia de silicio (fase frágil). Cualquier proceso que conduzca a una reducción del tamaño de las partículas de la fase frágil, modifique su forma o incremente su separación, mejora las propiedades frente al impacto. La modificación con estroncio realiza lo primero, mientras que el redondeo de las partículas de silicio que se produce durante el solubilizado conduce a lo segundo.

La resistencia a la fatiga es influenciada por la forma y cantidad de eutéctico ya que constituye el camino preferencial para la propagación de las fisuras. Los intermetálicos de hierro también disminuyen esta propiedad. [3]

### 3.1.5 Características de procesamiento

La colabilidad de un metal se define como su habilidad para llenar un molde con una geometría particular bajo las variables de proceso dadas con el mínimo de defectos posible. Para comparar la colabilidad de dos aleaciones se deben tener en cuenta varios fenómenos: llenado del molde, porosidad, fisuración en caliente y fluidez [8].

#### 3.1.5.1 Llenado del molde

Un metal con buena capacidad de llenado de un molde tiene la habilidad de alimentar el patrón del molde y reproducir hasta sus detalles más finos. El llenado del molde es fuertemente dependiente de la tensión superficial molde-metal. Luego, es afectado por las características del molde, composición del líquido y limpieza de este último. La presión de llenado también tiene un efecto importante. [8,9]

#### 3.1.5.2 Porosidad

La porosidad en una pieza colada es debida a la contracción por solidificación, a un elevado contenido de gas en el metal líquido o a una combinación de ambos fenómenos.

Porosidad por contracción exclusivamente: se produce a causa de la inhabilidad del metal fundido de alimentar las regiones interdendríticas durante la solidificación de la aleación [3].

Porosidad por gas exclusivamente: es a causa de burbujas de gas, hidrógeno en el caso de las aleaciones de aluminio, que quedan atrapadas en el sólido que se va formando [3].

Porosidad por contracción y gas: esto es lo que comúnmente ocurre. La nucleación de una burbuja de gas en un sólido es dificultosa porque su presión interna debe vencer la suma de las presiones atmosférica, metalostática y fuerzas debidas a tensión superficial. Si a la presión de gas se suma la tensión de tracción en los compartimientos interdendríticos que ocurre como consecuencia de la contracción por solidificación, entonces la presión interna de burbuja puede ser suficiente para vencer las fuerzas que hacen que colapse, formándose porosidad [3].

#### 3.1.5.3 Fisuración en caliente

La contracción por solidificación y contracción térmica pueden causar tensiones significativas. La pieza colada se puede fisurar en regiones en las que la resistencia es aún baja, es decir, que no se encuentran completamente solidificadas. [9] La formación de fisuras en caliente es debida a la falta de alimentación de la zona en estado semisólido. Si la alimentación y permeabilidad del sólido en formación son buenas, entonces el líquido puede fluir entre dendritas y llenar las fisuras incipientes. Las temperaturas de colada y los rangos de solidificación son factores que afectan la fisuración en caliente. Una temperatura de colada más baja reduce la tendencia a la fisuración en caliente. Aleaciones con rango de solidificación estrecho tienen mayor resistencia a la fisuración en caliente. [10]

### 3.1.5.4 Fluidez

En términos de la práctica de la fundición, la fluidez es la distancia que un fundido alcanza en un molde antes de solidificar. Una corriente de metal deja de fluir porque la malla de dendritas que solidifica se va cerrando de manera que no permite el paso de líquido a través de ella. Luego, la fluidez es principalmente determinada por las características de solidificación de la aleación. Aleaciones con un rango grande de solidificación exhiben poca fluidez, mientras que aleaciones con rangos pequeños de solidificación son muy fluidas. Para aleaciones hipoeutécticas, a mayor contenido de silicio, menor es su rango de solidificación. [3] Otra de las razones que justifican que un mayor contenido de silicio incremente la fluidez de la aleación es que el calor de fusión de este elemento es 4.5 veces mayor que el del aluminio puro. [10]

### 3.1.6 AlSi7MgSr-T6 / AlSi11MgSr

La variación en el contenido de los elementos de aleación principales (silicio y magnesio) y de impurezas (hierro) produce importantes diferencias en el comportamiento mecánico y durante el procesamiento. En la Tabla 2 se presenta el rango de Si, Mg y cantidad máxima de hierro para las aleaciones en estudio según la norma UNE EN-1706 [11].

	% Si min-max	% Mg min-max	% Fe max
AlSi7MgSr	6.5-7.5	0.2-0.65	0.55
AlSi11MgSr	10-11.8	0.45	0.19

**Tabla 2.** Contenido de Si, Mg y Fe (máximo) de las aleaciones AlSi7MgSr y AlSi11MgSr.

La Tabla 3 presenta propiedades mecánicas mínimas según la misma norma.

Aleación	Designación del estado de tratamiento	Resistencia a la tracción Rm [MPa]	Límite elástico convencional Rp0.2 [MPa]	Alargamiento A50mm %	Dureza Brinell HBS	Dureza Vickers HV (*)
AlSi7MgSr	F	170	90	2.5	55	62
	T6	260	220	1	90	105
AlSi11MgSr	F	170	80	7	45	50

**Tabla 3.** Características mecánicas de las aleaciones según norma UNE EN-1706.

(\*) Obtenido a partir del valor de HBS, utilizando la equivalencia dada en la norma ASTM E140-07 [12].

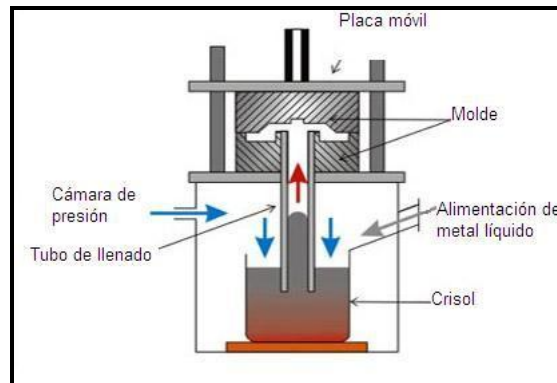
## 3.2 Tecnología de producción de llantas de automóviles

### 3.2.1 Materia prima

El proceso de producción de las llantas parte de lingotes de aluminio denominados de primera fusión, donde el contenido de Fe debe mantenerse bajo por los motivos que se explicaron anteriormente [13,14].

### 3.2.2 Técnica de moldeo

Dentro de las técnicas de moldeo existentes, en la fabricación de llantas de aluminio se utiliza un procedimiento denominado moldeo a baja presión, más conocido por su nombre en inglés *Low Pressure Diecasting (LPD)* [13,14]. En este proceso, un molde permanente es montado sobre una cámara sellada. Un tubo se extiende desde la cavidad del molde dentro del metal líquido. Presurizando la cámara, se induce el paso del metal a través del tubo, llenando el molde, Fig. 4 [4].



**Figura 4.** Equipo industrial de moldeo a baja presión.

Las variables importantes del proceso son: la presión; la velocidad a la cual la misma es aplicada, la cual regula el llenado del molde y, por último, los gradientes térmicos, que son esenciales para establecer una solidificación direccional [4].

El ciclo de colada a baja presión es limitado por la solidificación del metal en la junta tubo de llenado-cavidad del molde [4].

### 3.2.3 Consolidación del producto

Dependiendo de la aleación de la que estén constituidas, una vez moldeadas, las llantas pasan por un tratamiento térmico en hornos continuos donde se someten a temperaturas del orden de 540 °C durante 6 hs. aproximadamente. Se enfrían en agua y posteriormente se realiza un proceso de envejecimiento artificial a 160 °C. Una vez finalizado este proceso se realiza el mecanizado de la zona de rodadura de la cara de apoyo y de los alojamientos de los tornillos de anclaje al soporte del vehículo.

El acabado final se aplica en tres fases. Inicialmente, se realiza un granallado de las llantas con el fin de aumentar la rugosidad superficial y conseguir una mejor adherencia de las capas que servirán para proteger la llanta de las condiciones medioambientales. A continuación se realiza un pre-tratamiento de la superficie y finalmente se aplica la pintura de forma electrostática [13].



## 4 Método experimental

La comparación de las aleaciones AlSi7MgSr y AlSi11MgSr se hizo desde dos puntos de vista: comportamiento mecánico y características de procesamiento.

### 4.1 Comportamiento mecánico

Se trabajó con muestras de llantas proporcionadas por un fabricante que es cliente de Aluar y con probetas que se colaron en laboratorio utilizando la misma técnica de moldeo industrial. A continuación se explica la forma de obtención de las muestras, las mediciones y ensayos que se realizaron y cómo se hizo el análisis de los datos obtenidos.

#### 4.1.1 Muestras de llantas:

##### 4.1.1.1 Obtención de muestras

Las muestras para el análisis microestructural y ensayo de microdureza se tomaron de llantas de AlSi7MgSr con y sin tratamiento y de AlSi11MgSr de las zonas que se indican en la Fig. 5. con el objetivo de hallar diferencias debidas a la diferente velocidad de solidificación que tienen estas regiones. La zona 1 se denomina aro o rodadura, la 2 es el brazo o rayo de la llanta y la 3 el cubo.

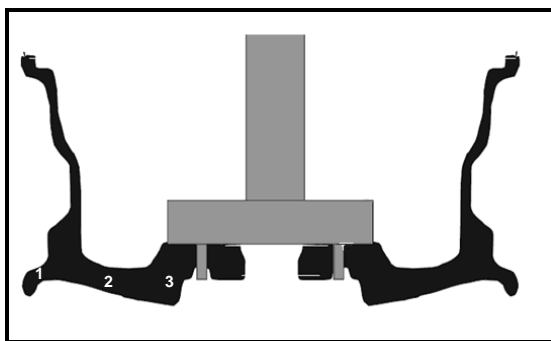


Figura 5. Perfil de rueda de automóvil. Zonas: 1) aro, 2) rayo y 3) cubo.

Además se obtuvieron probetas de tracción por mecanizado (corte y torneado) de cada llanta de las zonas 2 y 3.

##### 4.1.1.2 Mediciones y análisis

###### 4.1.1.2.1 Caracterización microestructural

El análisis de la microestructura de las aleaciones se hizo mediante microscopía óptica.

Para realizar las micrografías, las muestras cortadas de las llantas fueron incluidas en resina polimérica en un equipo STRUERS ProntoPress-20 y luego

pulidas en una pulidora de la misma marca. El pulido se hizo con papel abrasivo de SiC 500, 1000 y luego se utilizó una suspensión de diamante de  $3\mu\text{m}$  y  $1\mu\text{m}$ . Para finalizar el pulido se utilizó una suspensión de sílice coloidal, que permite ver con mayor contraste los elementos de la microestructura.

Se utilizó un microscopio de marca LEICA, modelo DM-IRM equipado con una cámara OLYMPUS DP-25.

Se realizó microscopía electrónica de barrido (SEM) para observar las superficies de fractura de las probetas de tracción. El microscopio es de marca JEOL LSM-640LV.

#### 4.1.1.2.2 Ensayo de microdureza

El procedimiento para preparar los especímenes fue el mismo que para microscopía óptica pero hasta el paso del papel abrasivo de granulometría 1000.

Se utilizó un microdurómetro de marca LEITZ WETZLAR, modelo DURIMET, aplicando un peso de 100g durante 15s.

El número de dureza (HV) se calcula según la expresión  $HV = 1.854 \cdot \frac{F}{d^2}$ , siendo F la carga aplicada y d la longitud de la impronta romboidal que deja el indentador.

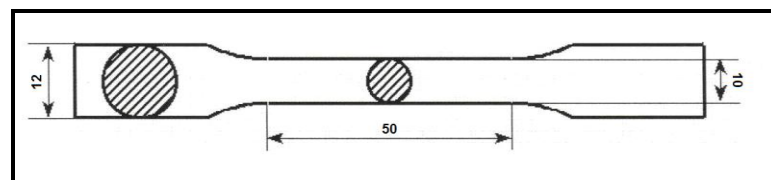
#### 4.1.1.2.3 Ensayo de tracción

##### Materiales ensayados

Se ensayaron dos probetas de cada muestra de llanta (AlSi7MgSr sin tratamiento, AlSi7MgSr con tratamiento y AlSi11MgSr), una extraída de la zona 2 y la otra de la zona 3, indicadas previamente en la Fig. 5.

##### Geometría de las probetas

Se utilizaron especímenes de sección circular, con las dimensiones que se muestran a continuación, Fig.6.



**Figura 6.** Geometría de probetas de llantas para ensayo de tracción.

##### Procedimiento

Se utilizó una máquina de ensayos universales marca Instron modelo 3367 instrumentada con extensómetro tipo "long travel" de la misma marca. La celda de carga empleada fue de 30KN y la velocidad de ensayo fue de 100 mm/min.

Se adquirieron los registros carga-desplazamiento mediante el software Bluehill de Instron.

## Análisis de datos

Se obtuvieron las propiedades típicas del ensayo de tracción: resistencia máxima, tensión de fluencia (0.2%) y elongación a la rotura, de acuerdo a [15]. Como corresponden a distintas zonas de las llantas, con características diferentes, se presentan los valores de las probetas por separado.

### 4.1.2 Probetas moldeadas en laboratorio:

Se obtuvieron probetas cilíndricas de las dos aleaciones a través del método de moldeo de baja presión con la geometría apropiada para el ensayo de tracción, Fig. 7. Las mismas fueron maquinadas (torneadas y pulidas) para el ensayo de fatiga.

#### 4.1.2.1 Aleaciones

Se utilizaron las aleaciones AlSi7MgSr y AlSi11MgSr con la composición química que se muestra en la Tabla 4. Estas aleaciones son fabricadas en forma de lingotes prismáticos en el sector de Aluar Fundición División Primario y son las mismas que utiliza la empresa que proporcionó las muestras de llantas.

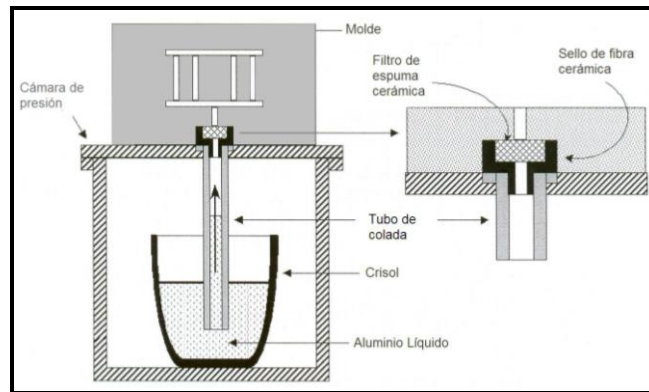
Aleación	Composición química en % en masa											Aluminio	
	Fe	Si	Cu	Zn	Ti	Mg	Mn	Sr	P	Ca	Otros Cada Total		
AlSi7MgSr	0.12	6.5 7.5	0.03	0.03	0.2	0.2 0.5	0.03	0.010 0.045	0.0015	0.002	0.03	0.15	Resto
AlSi11MgSr	0.12	10.5 11.1	0.03	0.03	0.2	0.10 0.20	0.03	0.030 0.050	0.002	0.002	0.03	0.15	Resto

**Tabla 4.** Composición química de las aleaciones AlSi7MgSr y AlSi11MgSr de Aluar.

#### 4.1.2.2 Obtención de las probetas

El proceso de moldeo de las probetas fue básicamente el mismo para las dos aleaciones pero con diferencias en las temperaturas de las distintas etapas, a las que se hará referencia en la Tabla 5.

Un crisol con la aleación fundida se coloca en una cámara de presión de acero. La tapa de la misma posee un tubo de nitruro de silicio que se introduce dentro del metal líquido permitiendo su ascenso del crisol al molde. Para presurizar la cámara se utiliza argón, se elige este gas debido a que genera una atmósfera inerte que no oxida al aluminio, evitando la formación de escoria; Al abrir una válvula ubicada en la tapa de la cámara, el metal asciende por diferencia de presiones y llena el molde. El esquema del proceso puede verse en la Fig 7.



**Figura 7.** Esquema del proceso de moldeo de probetas.

A continuación se detallan el equipo utilizado y las etapas del moldeo de las probetas.

#### 4.1.2.2.1 Hornos

Se emplean tres hornos, Fig. 8:

- Horno eléctrico de 9KW de potencia (horno 1) para fundir el metal.
- Horno de 3KW (horno 2) es la cámara de presión. El mismo posee dos tapas, una para cerrarlo cuando se realiza el vacío en el desgasado del metal y la otra que tiene sistema de colada (tubo de colada y molde). El tubo de colada posee una termocupla para controlar la temperatura del metal.
- Horno de 300W (horno 3) que sirve para mantener caliente el tubo de colada mientras se realiza el desgasado del metal en el horno 2.



**Figura 8.** Hornos utilizados en el moldeo de probetas.

#### 4.1.2.2.2 Molde

El molde es permanente, de acero, pintado con grafito como desmoldante. Permite obtener cuatro probetas de tracción. La apertura y cierre del molde se realizan con una línea de aire comprimido. Posee una termocupla que permite medir su temperatura.

#### 4.1.2.1.4 Tratamiento del metal líquido

Por cada colada se funden 7Kg de metal (un lingote) en el crisol del horno 1. Al alcanzar el metal fundido la temperatura T1 (Tabla 5) se traspassa al horno 2, precalentado a una temperatura de 500-600°C.

Se realiza el desgasado con una bomba mecánica durante 5 minutos. Se debe obtener un vacío de alrededor de 10mmHg [16]. Al mismo tiempo el tubo de colada se mantiene a 750°C en el horno 3.

Se cambia la tapa de vacío del horno 2 por la que posee el sistema de colada, desescoriando antes de cerrar el horno nuevamente. Se ventea argón para evitar el reingreso de aire.

#### 4.1.2.2.3 Colada

Cuando la temperatura del metal se estabiliza en T2 (Tabla 5) se procede a colar. Para esto, se coloca en el extremo superior del tubo de colada un filtro cerámico previamente calentado hasta aproximadamente 300°C, Fig. 7. El mismo tiene dos funciones: por un lado, controla el flujo del metal, reduciendo la turbulencia y asegurando una entrada suave del metal dentro de la cavidad del molde, por otro, atrapa impurezas en el reingreso del metal al crisol luego de que se llenó el molde. Se cierra el molde, se aplica una presión de argón de 25 kPa y se llena. Para la aleación AlSi7MgSr es necesario precalentar el molde alrededor de los 200°C, para producir llenado inicial completo. La temperatura del metal se mantiene a T2.

Temperatura (°C)	AlSi7MgSr	AlSi11MgSr
T1: T metal antes del desgasado	760	740
T2: T metal durante colada	750-760	730-735

**Tabla 5.** Temperaturas del proceso de moldeo de probetas para las dos aleaciones.

Con 7Kg de metal se obtienen aproximadamente 60 probetas. Se emplearon 21Kg de AlSi7MgSr y 14Kg de AlSi11MgSr.

#### 4.1.2.2.4 Tratamiento térmico

Se realizó para la mitad de las probetas de AlSi7MgSr, utilizando los tiempos del tratamiento térmico que se les realiza a las llantas industrialmente:

- Solubilizado a 540°C durante 6hs. (horno 1).Enfriamiento en agua a temperatura ambiente. Envejecimiento natural durante 18hs.
- Envejecimiento artificial a 160°C durante 4hs (mufla).

Posteriormente y a partir de los resultados obtenidos con estas condiciones, a un nuevo lote de probetas de AlSi7MgSr se aplicó un tratamiento con menor tiempo de solubilizado y distintos tiempos de envejecimiento:

- Solubilizado a 540°C durante 1hs (horno 1).
- Envejecimiento natural durante 18hs.
- Envejecimiento artificial a 160°C durante 2, 4 y 8 hs. (mufla).

#### 4.1.2.3 Mediciones y análisis

##### 4.1.2.3.1 Medición de densidad

Se calculó la densidad de las probetas de acuerdo al Principio de Arquímedes, según la siguiente fórmula:  $\rho = \frac{M}{M - m}$ , en donde, M es la masa de la muestra en aire y m la masa de la muestra sumergida en agua.

Esta medida se realizó con el fin de hallar una diferencia cuantitativa entre la porosidad presentada por las aleaciones ya que la fracción volumétrica de huecos en una pieza, f, se puede calcular a partir de la densidad como:

$$f = \frac{\rho_0 - \rho}{\rho_0}.$$

#### 4.1.2.3.2 Caracterización microestructural

Se utilizó microscopía óptica para comparar las microestructuras obtenidas en las probetas con las de las aleaciones moldeadas industrialmente. La preparación metalografica fue la misma que la de las muestras de llantas, ver sección 4.1.1.2.1.

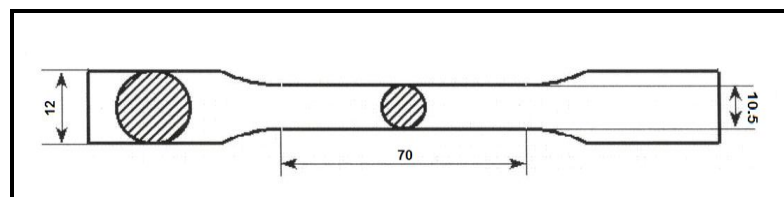
#### 4.1.2.3.3 Ensayo de tracción

##### Materiales ensayados

Se ensayaron 60 probetas de AlSi11MgSr, 60 de AlSi7MgSr sin tratamiento y 80 de AlSi7MgSr con tratamiento (40 de estas con el tratamiento que se realiza industrialmente a las llantas y 40 con menor tiempo de solubilizado y distintos tiempos de envejecido como se indicó previamente en la sección 4.1.2.2.4).

##### Geometría de las probetas

La geometría de las probetas es la siguiente, Fig 9.



**Figura 9.** Geometría probetas coladas para ensayo de tracción.

##### Procedimiento

Fue el mismo procedimiento de ensayo que el de las probetas extraídas de las llantas, sección 4.1.1.2.3.

##### Análisis de datos

Una vez obtenidos los parámetros de tracción, la primera instancia del análisis de los datos fue determinar la distribución más adecuada para describir la resistencia mecánica de los lotes de probetas, debido a que se observó una gran

variación de valores. Con este fin, se realizó el test estadístico de Shapiro-Wilk, indicado para contrastar normalidad de un conjunto pequeño de muestras. Se verificó que la resistencia máxima y la elongación a la rotura de las aleaciones no responden a la distribución normal [17,18].

Se recurrió luego a la distribución de Weibull: ésta es ampliamente utilizada en el estudio de falla de materiales tales como cerámicos, vidrios y piezas coladas que presentan una dispersión considerable de defectos, es decir, en un lote de estas piezas se encontrarán defectos de tamaño diferente; según este análisis la rotura del material la produce el defecto más crítico de cada pieza (“teoría del eslabón más débil”) y esta es la razón de la variabilidad de resistencia mecánica [19].

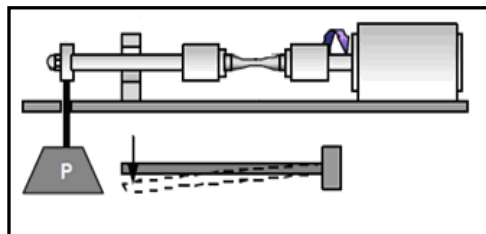
Una explicación detallada del análisis estadístico se da en el Anexo 1 [20].

#### 4.1.2.3.4 Ensayo de fatiga

Para caracterizar y comparar el comportamiento a fatiga de las aleaciones se determinó la vida a la fatiga, mediante el ensayo de flexión rotativa. Este parámetro es el número de ciclos para producir una rotura bajo el mismo nivel y tipo de tensión fluctuante en el tiempo.

##### Arreglo experimental

Tradicionalmente en este ensayo de fatiga, se sujeta al eje de un motor una probeta maquinada y en su extremo opuesto se le aplica un peso, constituyendo de esta manera una viga en voladizo rotatoria, Fig. 10. Inicialmente la probeta tiene un esfuerzo inducido de tensión en su superficie superior, en tanto que la superficie inferior está sometida a compresión. Cuando la probeta gira  $90^\circ$ , los puntos que inicialmente estaban bajo tracción y compresión no están sujetos a esfuerzo alguno. Después de media revolución de  $180^\circ$ , los puntos que originalmente estaban en tracción pasan a compresión y viceversa. El esfuerzo en cualquier punto pasa por un ciclo sinusoidal completo, desde un esfuerzo máximo de tracción a un esfuerzo máximo de compresión. Después de un número repetido de ciclos la probeta falla [21].



**Figura 10.** Esquema del ensayo de flexión rotativa

Por conveniencia práctica del armado del arreglo, en lugar de aplicar un peso en el extremo de la probeta se forzó su desplazamiento hacia abajo, lo cual es equivalente. Como para comparar resistencia a la fatiga se debe aplicar a los distintos materiales un mismo nivel de tensión, se halló para cada aleación la relación carga-desplazamiento correspondiente, flexionando una probeta de cada una con la celda de carga de la máquina de tracción.

A partir de la relación encontrada se determinó el desplazamiento a aplicar a las probetas para que la tensión máxima inducida sea igual al 90% de la tensión de rotura (Rm) de la aleación con menor resistencia mecánica. Por resistencia de materiales, surge que la tensión máxima que experimenta una viga empotrada a la cual se le aplica un momento flector  $M = W \cdot L$  (W carga, L brazo de palanca), se produce en el empotramiento y se calcula como:  $\sigma_m = \frac{M \cdot d/2}{I}$ , siendo: d el diámetro de la sección reducida de la probeta e I su momento de inercia [22]. Luego, de  $0.9 \cdot \sigma_u = \sigma_m$  se obtiene W y se halla el cuanto se deben desplazar las probetas, Tabla 6.

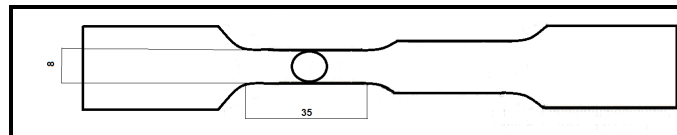
Aleación	Designación del estado de tratamiento	Desplazamiento respecto al eje [mm]
AlSi7MgSr	F	2
AlSi7MgSr	T6	2.3
AlSi11MgSr	F	1.9

**Tabla 6.** Desplazamiento de las probetas en ensayo de flexión rotativa. Materiales ensayados

Se ensayaron 5 probetas de cada aleación que fueron torneadas a partir de probetas de tracción y luego pulidas. La reducción de sección mediante el torneado fue realizada para que la ruptura de las probetas se produzca en esa zona y no en las mordazas.

#### Geometría de las probetas

La geometría de las probetas ensayadas se muestra en la Fig. 11.

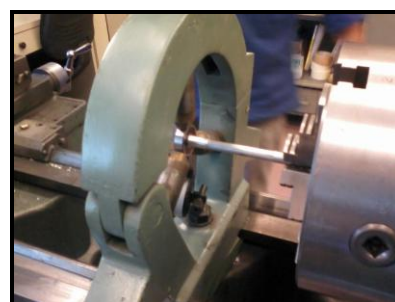
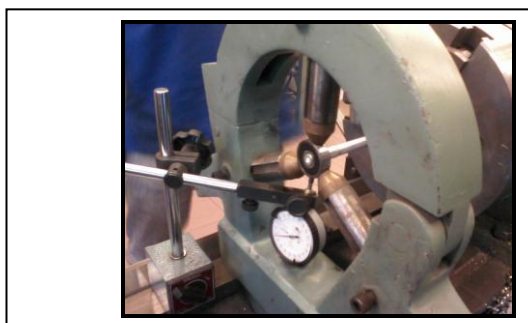


**Figura 11.** Geometría probetas para ensayo de fatiga.

#### Procedimiento

Para ejercer el esfuerzo cíclico de flexión rotativa se empleó un torno marca Turri S.A.C.I., modelo T-190.

Uno de los extremos de la probeta se sujetó a la mordaza del torno a través de la cual actúa el motor de rotación. El extremo opuesto se colocó en un rodamiento, que a su vez fue ubicado en una luneta y desplazado hacia abajo. Para aplicar el desplazamiento se utilizó un comparador, Fig. 12.





**Figura 12.** Arreglo experimental del ensayo de fatiga.

La sección reducida de las probetas se pintó con una mezcla de óxido de cinc y glicerina para revelar la aparición de fisuras.

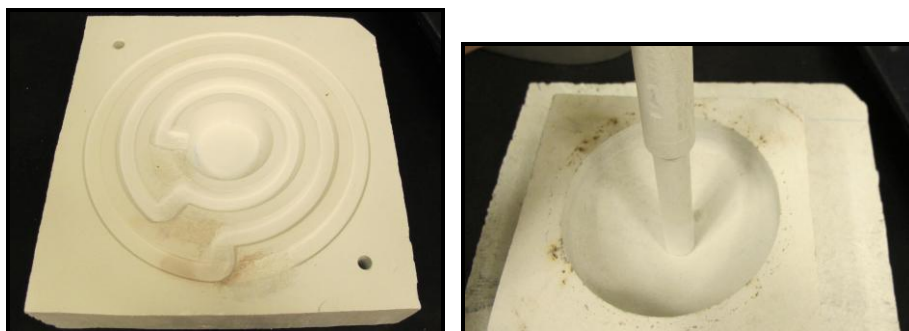
La velocidad de giro fue de 1000 rpm.

Los tiempos de aparición de la primera fisura y de ruptura de la probeta se registraron utilizando un cronómetro.

#### 4.2 Características de procesamiento

La facilidad de procesamiento de una aleación, como lo indica la información bibliográfica, depende de muchos factores. Un análisis exhaustivo de la colabilidad implica el estudio de todas las variables del proceso industrial, lo cual escapa al alcance de este trabajo. En el mismo sólo se estudiaron dos aspectos:

- Defectos de colada, ya que la porosidad se puede observar fácilmente mediante microscopía óptica y SEM. Además, se analizaron los módulos de Weibull que se obtuvieron del ensayo de tracción para comparar la variabilidad en la resistencia mecánica a causa de los defectos.
- Fluidez, debido a que se puede cuantificar en laboratorio. Se realizó un ensayo de fluidez en espiral. El molde utilizado se muestra en la Fig. 13.



**Figura 13.** Molde del ensayo de fluidez en espiral. A la derecha se observa el dispositivo para regular la velocidad de entrada del metal al molde.

Como puede verse, presenta una modificación respecto al molde típico: en cada vuelta de la espiral la sección del canal se reduce, dificultando aún más el flujo del metal. Además se diseñó un dispositivo para controlar la velocidad con la que se vierte el metal líquido al molde. La reproducibilidad del ensayo es fuertemente dependiente de dicho parámetro [23].

Se coló un mismo volumen de metal de ambas aleaciones sometiénolas a igual sobrecalentamiento: 100 grados más que la temperatura de liquidus. Esta temperatura, que fue 715°C para AlSi7MgSr y 680°C para AlSi7MgSr, se registró con una termocupla en el instante exacto en que el metal ingresa al molde.

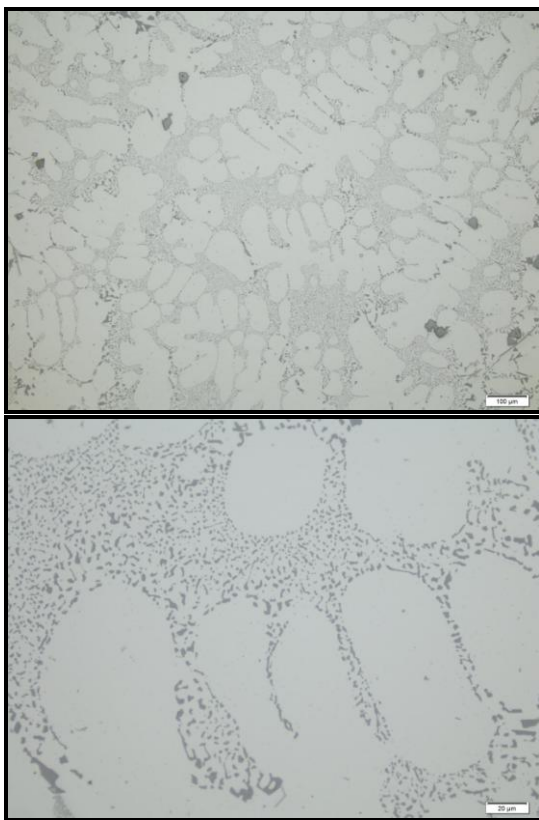
## 5 Resultados y discusión

### 5.1 Comportamiento mecánico

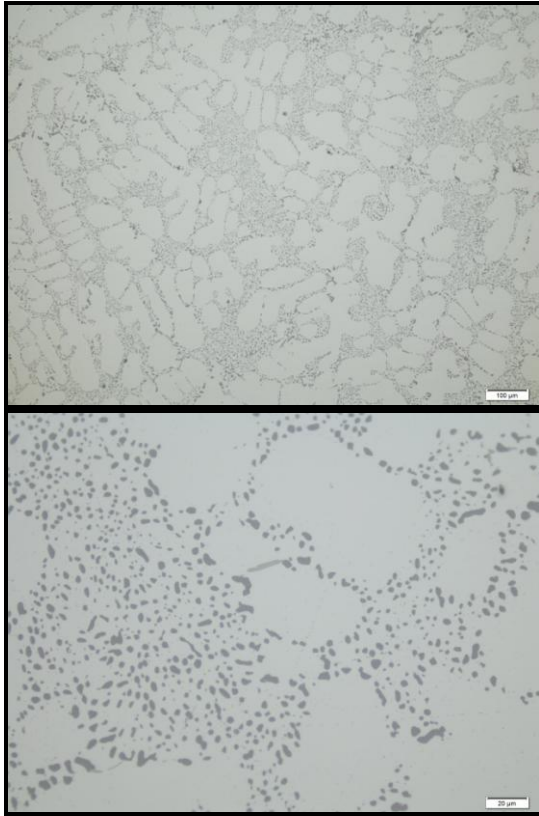
#### 5.1.1 Muestras de llantas

##### 5.1.1.1 Microestructura

En las Figs. 14 y 15 se muestran las microestructuras de las aleaciones AlSi7MgSr y AlSi11MgSr respectivamente. De manera general, se observan dendritas de la solución sólida de aluminio  $\alpha$  (color blanco) y las pequeñas fibras de silicio en la matriz de aluminio que constituyen el eutéctico (zonas oscuras).

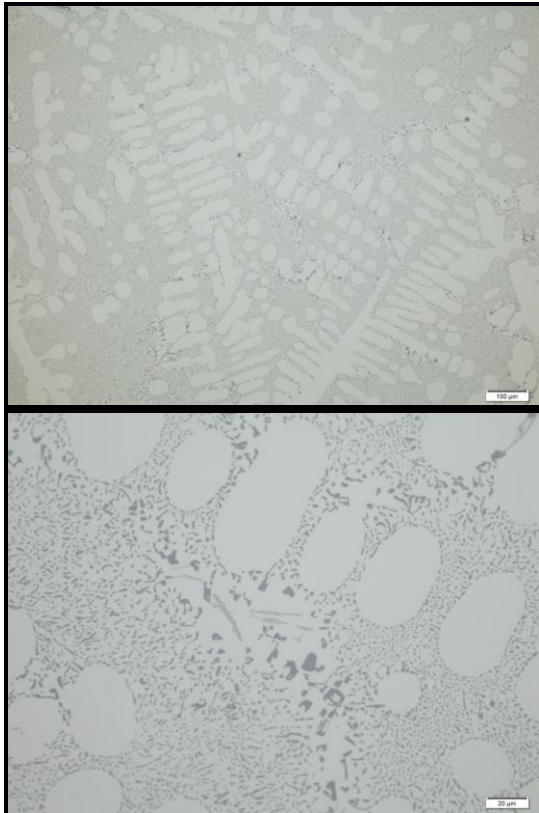


(a)



(b)

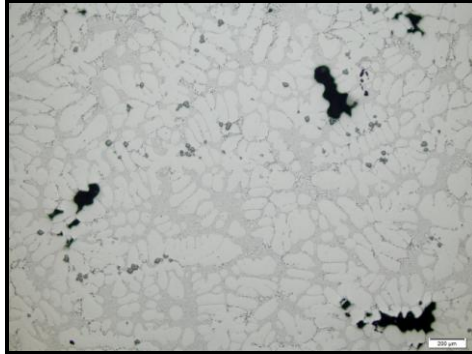
**Figura 14.** Micrografías de aleación AlSi7MgSr a) sin tratamiento y b) con tratamiento.



**Figura 15.** Micrografías de aleación AlSi11MgSr.

La aleación AlSi7MgSr tiene mayor proporción de aluminio respecto a la AlSi11MgSr. Las partículas de silicio eutéctico muestran forma de fibras antes del tratamiento térmico y redondeada luego del mismo; la energía térmica entregada en el solubilizado permite a las partículas adoptar esta forma de menor energía.

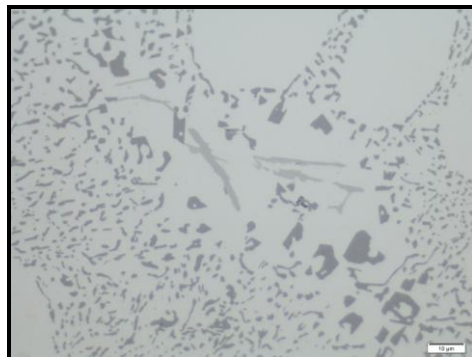
Esta aleación presenta porosidad interdendrítica, (Fig.16) debido a su modo de solidificación en estado semisólido, llamado ‘pastoso’, que hace que sea dificultosa la alimentación del líquido al sólido cuando el mismo se va formando [15]. Se observa gran cantidad de microporosidad distribuida en todas las muestras. Los precipitados de siliciuro de magnesio no son visibles al microscopio óptico.



**Figura 16.** Porosidad interdendrítica en aleación AlSi7MgSr sin tratamiento.

En la aleación AlSi11MgSr la forma del eutéctico es igual a la que se presenta en la aleación AlSi7MgSr sin tratamiento. No se observa microporosidad interdendrítica porque el AlSi11MgSr tiene un modo de solidificación con frente aproximadamente plano. [15]

Si bien las aleaciones presentan un contenido de hierro muy bajo, se observaron intermetálicos de hierro, Fig. 17.



**Figura 17.** Intermetálicos de hierro en las aleaciones.

Para ninguna de las dos aleaciones se observaron diferencias microestructurales significativas entre las muestras provenientes de las distintas zonas de las llantas.

#### 5.1.1.2 Microdureza

Los resultados obtenidos para las distintas zonas de las llantas se muestran en la Tabla 7. Los valores medios para cada aleación guardan relación con los valores mínimos especificados en [11].

Zona de la llanta	μdureza HV AlSi11	μdureza HV AlSi7ST	μdureza HV AlSi7CT
Aro	68.9	68.7	94.9
Rayo	79	67.2	103.4

Cubo	67.1	75	96.4
<b>Promedio</b>	<b>71.7</b>	<b>70.3</b>	<b>98.2</b>
<b>Desviación estándar</b>	<b>6.4</b>	<b>4.1</b>	<b>4.5</b>

**Tabla 7.** Valores de microdureza a partir de muestras tomadas de llantas.

De la comparación de microdureza de las aleaciones AlSi7MgSr sin tratamiento y AlSi11MgSr puede verse que el contenido de silicio no produce diferencias en este aspecto; el aumento significativo en este valor es atribuible al tratamiento térmico: como ya se ha explicado, la precipitación del siliciuro de magnesio endurece la matriz de aluminio.

Analizando las diferentes zonas de las llantas, los valores de microdureza resultaron uniformes.

### 5.1.1.3 Propiedades de tracción

Se presentan las propiedades mecánicas de las probetas de cada aleación por separado, ya que fueron extraídas de zonas diferentes de las llantas, Tabla 8.

Aleación	Designación del estado de tratamiento	Resistencia a la tracción Rm [MPa]	Límite elástico Rp0.2 [MPa]	Elongación a la rotura E50mm %
AlSi7MgSr	F	161-163	97-126	5-7
	T6	230-249	209-217	7-3
AlSi11MgSr	F	184-198	155-160	5-9

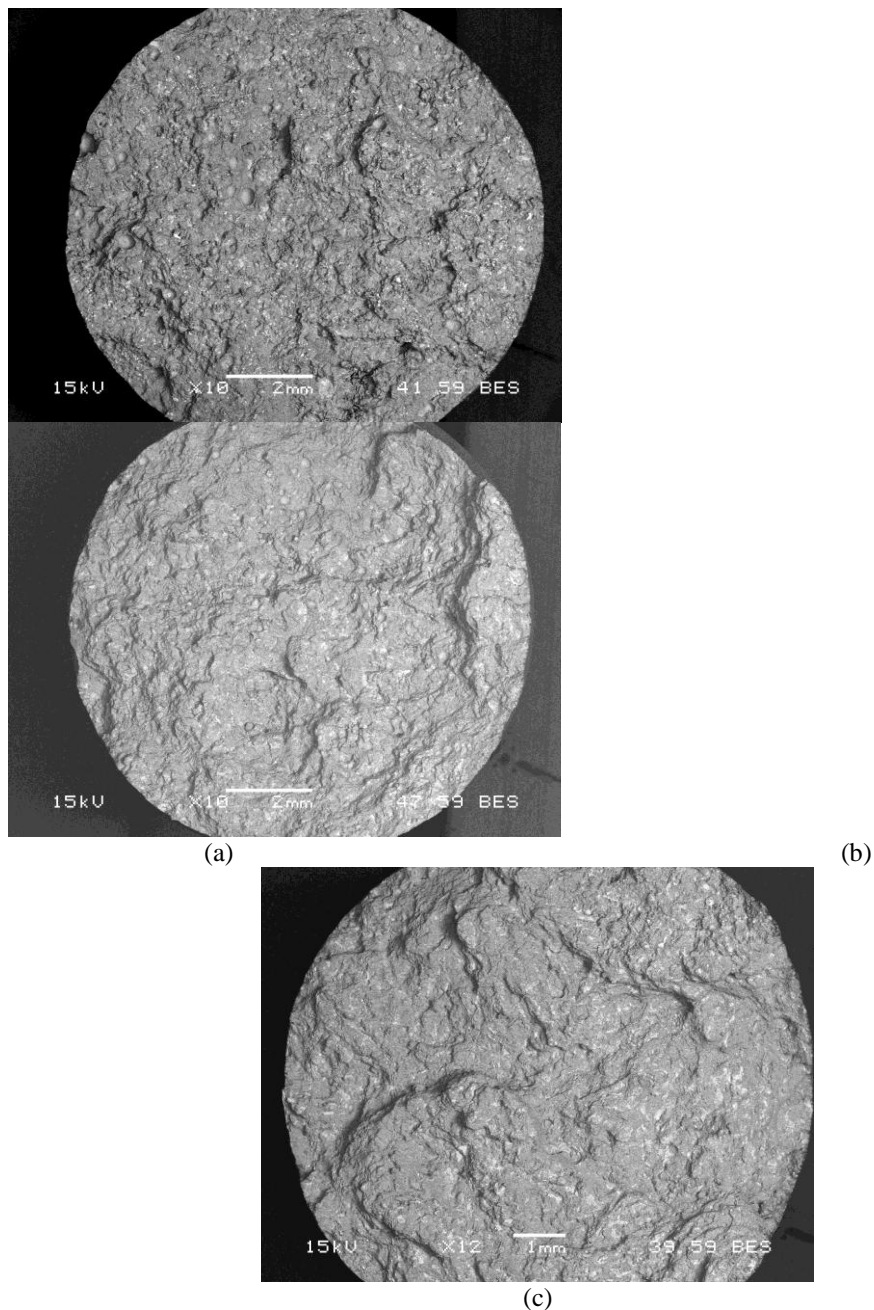
**Tabla 8.** Propiedades mecánicas de las aleaciones a partir de probetas tomadas de llantas.

La aleación AlSi7MgSr con tratamiento presenta mayor resistencia mecánica y tensión de fluencia a causa del efecto endurecedor de los precipitados de siliciuro de magnesio.

La aleación AlSi11MgSr presenta mayor resistencia mecánica que la AlSi7MgSr sin tratamiento ya que posee mayor contenido de silicio: el silicio es una fase más dura que el aluminio, se produce endurecimiento por segunda fase. [7]

Con respecto a la elongación a la rotura no se pueden sacar conclusiones, hay solapamiento de los valores.

En ambos casos se tiene un modo de fractura dúctil. Esto se aprecia en las imágenes obtenidas por SEM, Fig. 18. Las superficies de fractura son característicamente rugosas, lo cual indica que se produjo el mecanismo de crecimiento de huecos, formación de bandas de deformación y posterior nucleación de nuevos huecos en estas bandas.



**Figura 18.** Superficies de fractura de probetas de llantas de tracción: a) AlSi7MgSr sin tratamiento, b) AlSi7MgSr con tratamiento y c) AlSi11MgSr.

## 5.1.2 Probetas moldeadas en laboratorio

### 5.1.2.1 Densidad y porosidad

Los resultados de la caracterización inicial de densidad y fracción volumétrica de poros de las probetas se listan en la Tabla 9.

Aleación	Densidad	Fracción volumétrica de huecos
AlSi7MgSr	$2.68 \pm 0.01$	$0.008 \pm 0.005$
AlSi11MgSr	$2.66 \pm 0.01$	$0.009 \pm 0.004$

**Tabla 9.** Densidad y fracción volumétrica de poros.

Considerando el error asociado, se puede decir que la técnica de medición de densidad por el método de Arquímedes en agua no tiene la sensibilidad adecuada para establecer si existe diferencia alguna en la porosidad de las aleaciones.

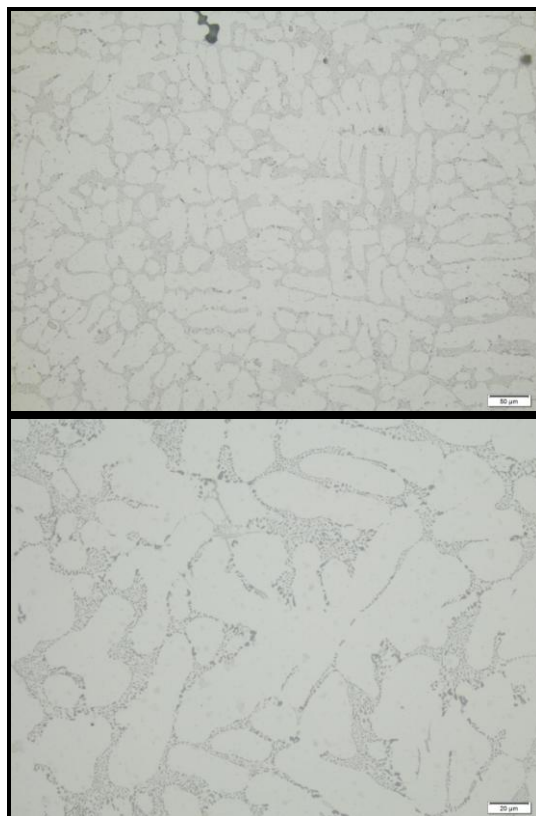
### 5.1.2.2 Microestructura

#### Comparación microestructural entre probetas y muestras de llantas

Las micrografías de las probetas revelan una microestructura más fina y con menor cantidad de intermetálicos de hierro, (Figs. 19, 20 y 21). Esto es atribuible a una mayor velocidad de solidificación debido a que se trata de piezas de pequeño espesor [4].

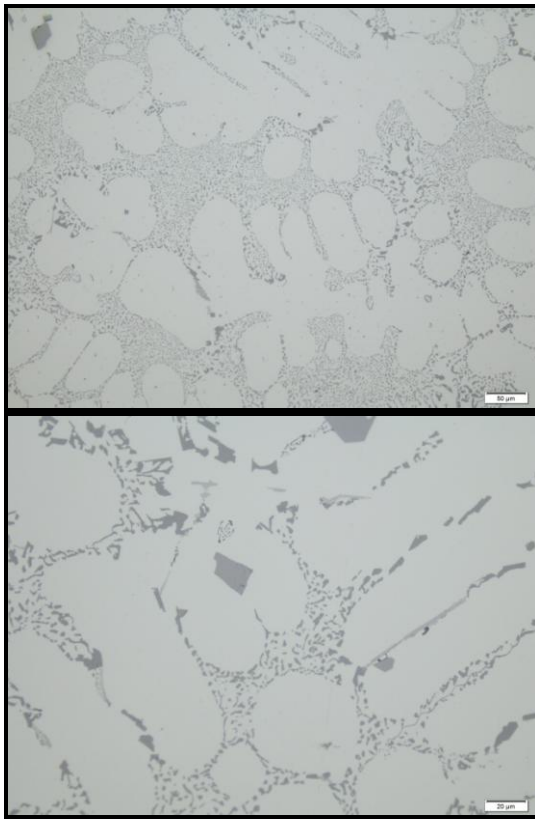
Por otro lado, se observa en las mismas mayor número de poros redondeados (Fig.22), siendo ésta la forma característica de la porosidad por gas (hidrógeno). El método de remoción de hidrógeno que se empleó en el laboratorio (desgasado por vacío) es diferente al que se utiliza industrialmente (burbujeo de gas inerte utilizando un rotor) [14]. El desgasado por vacío es una técnica de elevada eficiencia en remoción de gas a pequeña escala [3], pero en la práctica se presentaron dificultades como: no se alcanzó un vacío de 10mmHg, hubo pérdidas en el tubo de la línea de vacío, etc.

No se encontraron diferencias en la morfología del silicio eutéctico en las probetas y muestras de llantas. Esto resulta particularmente importante en el caso de la aleación AlSi7MgSr tratada térmicamente porque indica que se reprodujeron las condiciones del tratamiento industrial (temperaturas y tiempos) que conducen a dicha microestructura; como se explicó anteriormente, el redondeo de las partículas de silicio es un factor significativo en el incremento de vida a la fatiga.



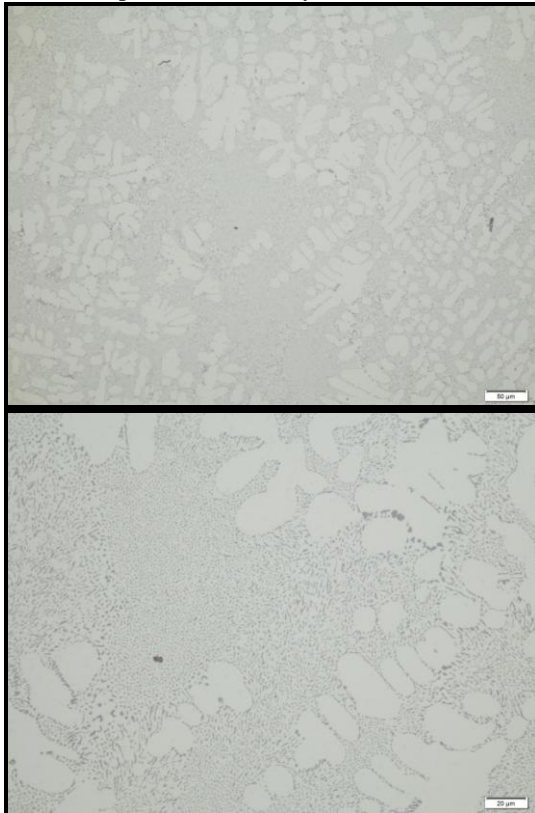
(a)





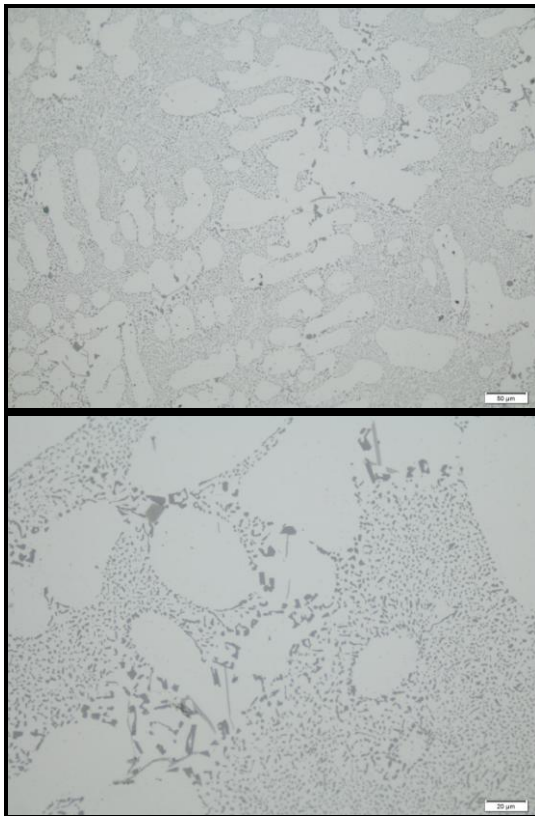
(b)

**Figura 19.** Comparación entre microestructuras de aleación AlSi7MgSr sin tratamiento: a) muestras de probetas coladas y b) muestras de llantas.



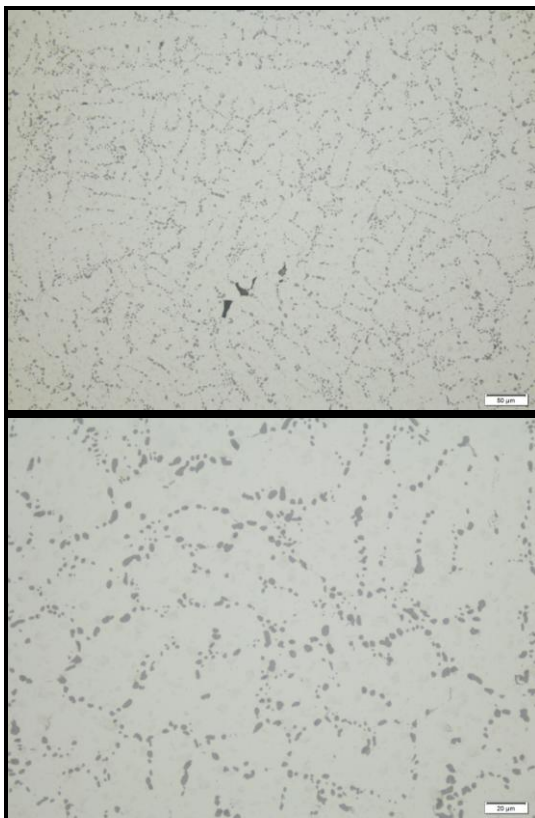
(a)



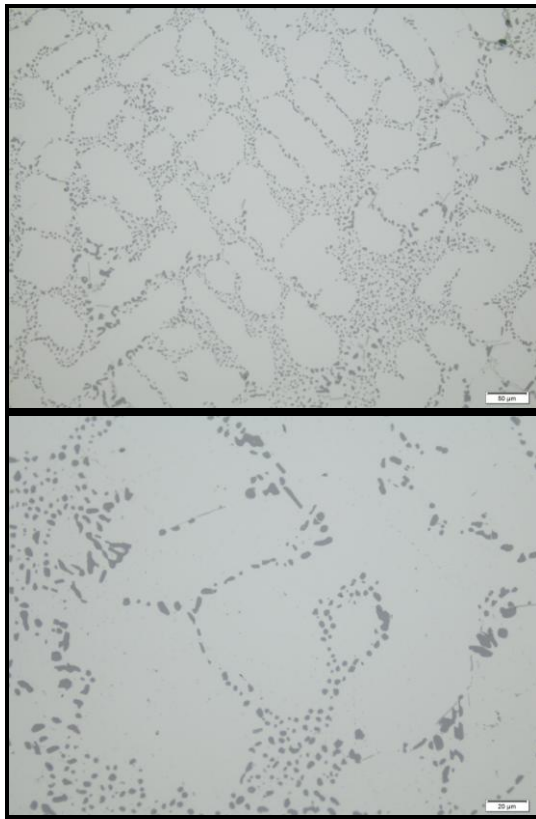


(b)

**Figura 20.** Comparación microestructuras de aleación AlSi11MgSr: a) muestras de probetas coladas y b) muestras de llantas.

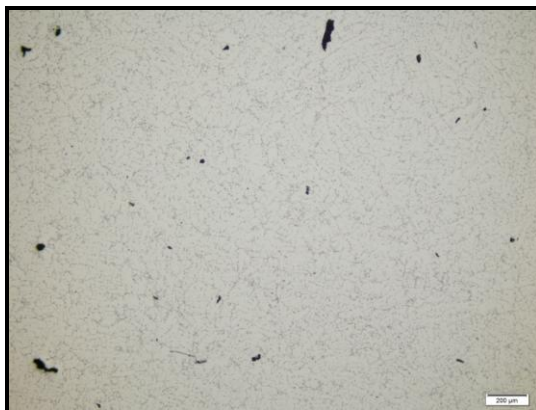


(a)



(b)

**Figura 21.** Comparación microestructuras de aleación AlSi7MgSr con tratamiento: a) muestras de probetas coladas y b) muestras de llantas.



**Figura 22.** Poros redondeados en muestra de probeta colada.

### 5.1.2.3 *Propiedades mecánicas*

#### Propiedades de tracción

La resistencia máxima ( $R_m$ ) para cada aleación se presenta en la Fig. 23. como gráficos de Weibull. La Fig. 24 muestran los gráficos de Weibull para el porcentaje de elongación a la rotura ( $e\%$ ).

Los parámetros estimados de la distribución, módulo de Weibull ( $m$ ) y factor de escala ( $\sigma_0$ ), son los de las Tablas 10 y 11. Se explicita en cada caso el coeficiente de determinación de la regresión lineal ( $R^2$ ).

En la Tabla 12 se muestran las tensiones de fluencia promedio.

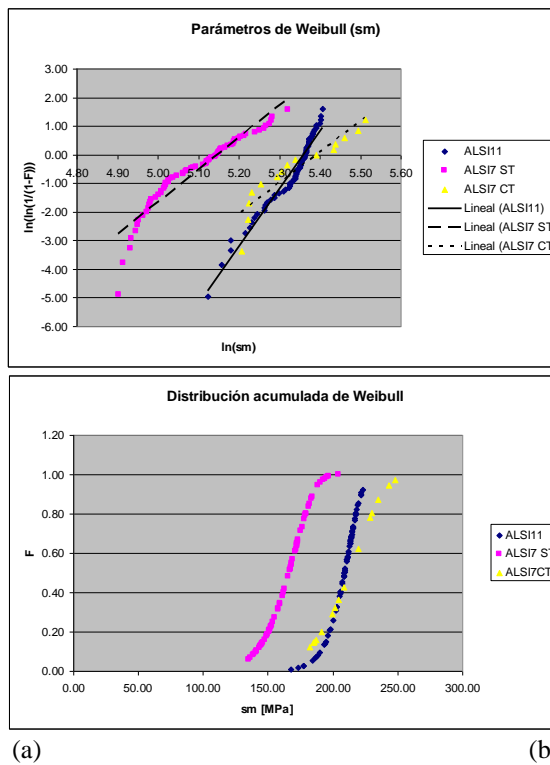


Figura 23. Resistencia máxima de las probetas coladas: a) Parámetros de la distribución de Weibull y b) Distribución acumulada.

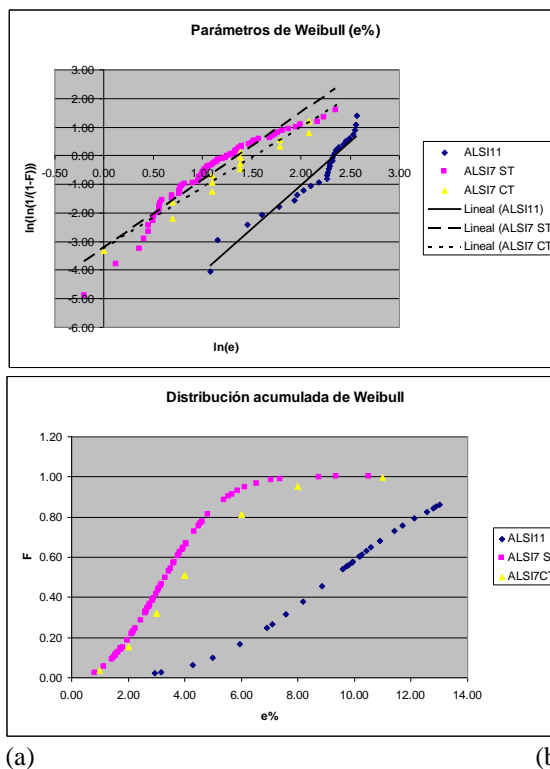


Figura 24. Elongación a la rotura de las probetas coladas: a) Parámetros de la distribución de Weibull y b) Distribución acumulada.

Aleación	Designación del estado de tratamiento	Resistencia máxima Rm [MPa]		
		m	$\sigma_0$	R2
AlSi7MgSr	F	11	172	0.90
	T6	11	220	0.85
AlSi11MgSr	F	20	213	0.96

Tabla 10. Resistencia máxima de las probetas coladas: valores de los parámetros de Weibull.

Aleación	Designación del estado de tratamiento	Elongación a la rotura $\epsilon$ %		
		m	e0	R2
AlSi7MgSr	F	2.4	3.9	0.92
	T6	2.1	4.7	0.96
AlSi11MgSr	F	3.0	10.4	0.94

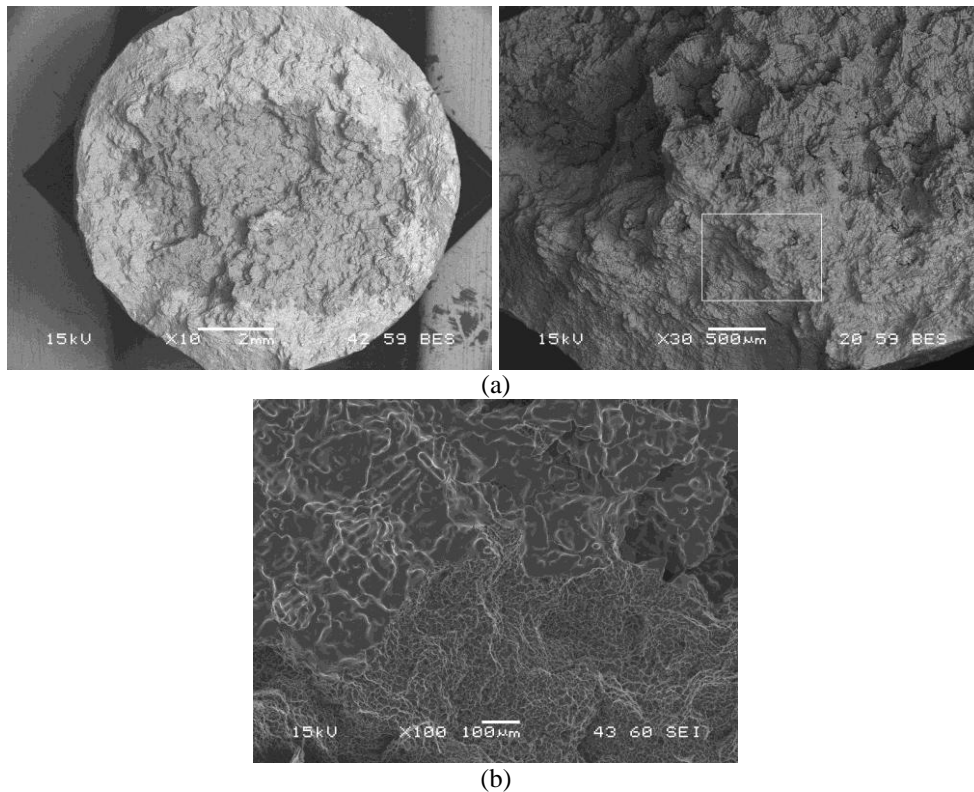
**Tabla 10.** Elongación a la rotura de las probetas coladas: valores de los parámetros de Weibull.

Aleación	Designación del estado de tratamiento	Limite elástico convencional Rp [MPa]
AlSi7MgSr	F	120 ± 10
	T6	170 ± 20
AlSi11MgSr	F	130 ± 20

**Tabla 12.** Límite elástico convencional para probetas coladas.

De manera general, los módulos de Weibull obtenidos de las distribuciones de tensiones de rotura se encuentran dentro de los valores esperados para aleaciones coladas (entre 0 y 50, ver Anexo 1), siendo 20 para la aleación AlSi11MgSr y aproximadamente la mitad para la AlSi7MgSr. Ahora bien, a mayor valor de m es menor el intervalo de esfuerzos para los cuales existe definida una probabilidad de fractura, luego, la aleación AlSi11MgSr tiene menor variabilidad, es decir, presenta una distribución de los valores de resistencia mecánica más estrecha. La mayor dispersión en las resistencias de la aleación AlSi7MgSr puede atribuirse a la microporosidad interdendrítica que presenta y a una mayor tendencia a presentar defectos de colada (esto se explica luego en la sección 5.2.1). El mismo análisis se aplica al porcentaje de elongación.

La gran dispersión en los valores de propiedades mecánicas que mostraron las probetas y que condujeron al análisis de Weibull, es a causa de las características del proceso en el laboratorio. Además de las fallas en el desgaseado que se mencionaron anteriormente en la sección 5.1.2.3, el control de variables tales como la presión, temperatura del metal, temperatura del molde, presentó dificultades. Algunos de los defectos de colada que aparecieron en las probetas se muestran en la Fig. 25. Son imágenes obtenidas por SEM de superficies de fractura. Asimismo, si bien se ensayaron sólo dos especímenes de tracción de las llantas y no se conoce cuál es la distribución a la cual responde su resistencia mecánica, es de esperar que la variabilidad sea menor o al menos, que tales defectos no se encuentren en el componente que sale al mercado.



**Figura 25.** Defectos de colada en probetas de laboratorio: a) Piel de óxido, zona oscura y b) Discontinuidad interna, se aprecia superficie rugosa de rotura y zona no dañada aparentemente por ausencia de material.

Independientemente de lo expresado con anterioridad, se observa que hay concordancia entre los factores de escala de resistencia mecánica y elongación a la rotura de las probetas coladas, con sus módulos de Weibull asociados, y los valores de propiedades mecánicas que se obtuvieron para las probetas de llantas. Lo mismo ocurre con los valores medios de tensión de fluencia. Estos resultados indican que el proceso del laboratorio fue representativo y adecuado para la caracterización de las aleaciones.

Por otro lado, del contraste de los resultados con los valores especificados por la norma de referencia [11] surge que:

- Tanto las probetas coladas como las obtenidas de las llantas de AlSi11MgSr y AlSi7MgSr con y sin tratamiento presentan una ductilidad mayor que la indicada en la norma. Esto se atribuye a que las aleaciones utilizadas poseen estroncio, mientras que las de la norma no se encuentran modificadas. El estroncio ejerce un marcado efecto en la ductilidad, ya que como se explicó en la sección 3.1.2, produce la modificación del eutéctico de silicio de placas agudas a fibras con bordes redondeados.

- La resistencia mecánica y tensión de fluencia de la aleación AlSi11MgSr resultan mayores a las especificadas.

- La resistencia mecánica y tensión de fluencia de la aleación AlSi7MgSr sin tratamiento se ajusta a los valores de norma.

- La resistencia mecánica y tensión de fluencia de la aleación AlSi7MgSr con tratamiento resultan menores a las especificadas.

Mediante el tratamiento térmico industrial se debe lograr un compromiso entre resistencia mecánica y ductilidad. Una aleación que posee una resistencia mecánica muy elevada pero al mismo tiempo es poco dúctil no es adecuada para

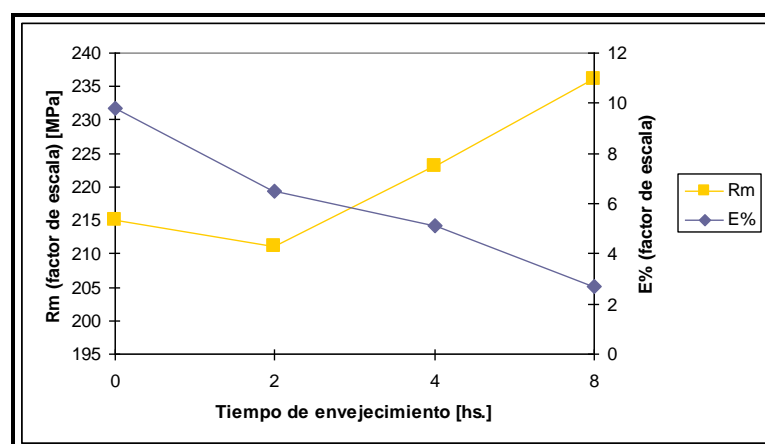
una aplicación que en servicio puede sufrir cargas de impacto. El material absorbe energía del impacto en el proceso de deformación plástica, evitando la fractura catastrófica propia de los materiales frágiles. Por otro lado, los tiempos y temperaturas del tratamiento térmico que se le realiza a la aleación de la norma son aquellos que permiten obtener la máxima resistencia.

Para demostrar esto, se obtuvo una curva de envejecimiento de la aleación AlSi7MgSr. Se realizó el tratamiento térmico indicado en la sección 4.1.2.2.4. Se aplicó el análisis de Weibull nuevamente, obteniéndose para cada grupo de probetas con distintos tiempos de envejecimiento el factor de escala y el módulo de Weibull, (Tabla 13).

Tiempo de envejecimiento [hs.]	Resistencia máxima Rm [MPa]			Elongación a la rotura $\epsilon$ %		
	m	$\sigma_0$	R2	m	$\epsilon_0$	R2
0	8	215	0.90	2.1	9.8	0.91
2	13	211	0.94	3.5	6.5	0.88
4	14	223	0.98	1.9	5.1	0.88
8	14	236	0.95	1.3	2.7	0.98

**Tabla 13.** Resistencia máxima y elongación a la rotura de probetas de AlSi7MgSr con distintos tiempos de envejecimiento artificial: parámetros de la distribución de Weibull.

Los resultados se aprecian de forma más clara en la Figura 26. Al aumentar el tiempo de envejecimiento, se produce un aumento de la resistencia mecánica y una disminución la ductilidad, hasta un punto máximo y mínimo respectivamente, que se alcanzan a las 8hs. de envejecimiento. La condición óptima de resistencia y ductilidad se da para 4hs. de envejecimiento artificial.



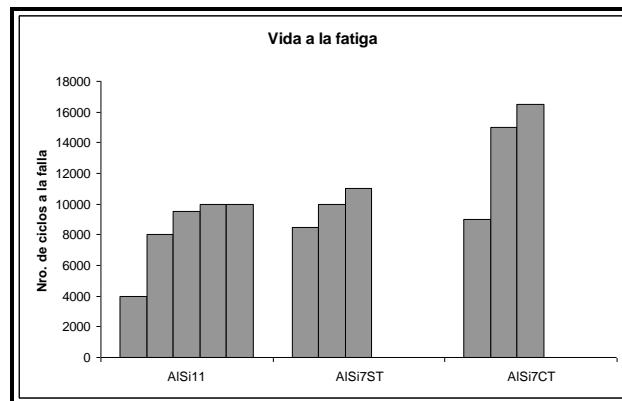
**Figura 26.** Resistencia máxima y elongación a la rotura de aleación AlSi7MgSr en función del tiempo de envejecimiento.

### Comportamiento a la fatiga

En el ensayo se aplicó un ciclo de carga invertida: la amplitud de tensión es igual a la tensión máxima, la tensión media o promedio es cero y la relación de tensiones R es -1.

Como se indicó en el procedimiento experimental, se ensayaron 5 especímenes de cada aleación. Algunos de los ensayos resultaron no válidos, debiendo descartarse sus resultados. Se presentan los ciclos a la rotura de las

probetas individuales, porque el análisis estadístico evidentemente carece de sentido en este caso (Fig. 27).



**Figura 27.** Comparación de la vida a la fatiga de probetas ensayadas de AlSi11MgSr y AlSi7MgSr con y sin tratamiento.

Se puede apreciar la siguiente tendencia ascendente en la vida a la fatiga: AlSi11MgSr, AlSi7MgSr sin tratamiento y AlSi7MgSr con tratamiento. Este comportamiento guarda relación con la justificación teórica.

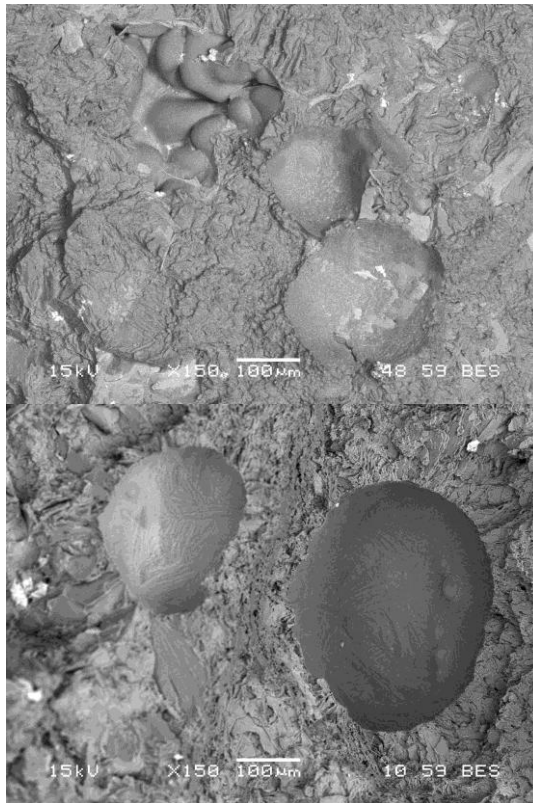
Para esfuerzos superiores al límite elástico, la matriz sufre deformación plástica e impone esfuerzos mecánicos sobre las partículas de segunda fase y sobre otros eventuales defectos de la microestructura (microporosidades, rechupes, inclusiones, defectos superficiales, etc.). Cuanto mayor sea la cantidad de segunda fase y defectos de la microestructura, mayor será el efecto concentrador de tensiones iniciándose fisuras por fatiga. [14] A su vez, en la etapa de solubilizado del tratamiento térmico se produce el redondeo de las partículas de silicio disminuyendo el efecto concentrador de tensiones y, reduciéndose el área de intercara silicio-aluminio, siendo éste el camino a través del cual propagan las fisuras [3].

La vida a la fatiga de la aleación podría aumentar aún más si se disminuye su porosidad interdendrítica. [24]

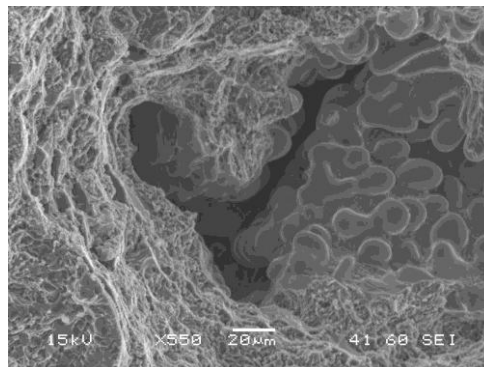
## 5. 2 Procesamiento

### 5.2.1 Defectos internos de las aleaciones

La principal diferencia hallada en cuanto a defectos internos, tanto en las muestras de llantas como en las probetas coladas es la porosidad interdendrítica que presenta la aleación AlSi7MgSr, y es debida, como ya fue explicado, a sus características de solidificación.



**Figura 28.** Defectos internos en muestra de llanta de aleación AlSi7MgSr. Se observa porosidad interdendrítica y posiblemente poros redondeados, posiblemente porosidad por gas.



**Figura 29.** Porosidad interdendrítica en muestra de probeta colada de aleación AlSi7MgSr.

En laboratorio, la aleación AlSi7MgSr presentó mayor dificultad para ser colada: se debió trabajar a una temperatura más elevada, simplemente por su mayor temperatura de liquidus, esto trajo problemas en la etapa de desgasado con vacío; hubo problemas de llenado del molde; se debió precalentar el mismo para que se produzca el llenado inicial. Esta mayor sensibilidad a los parámetros de colada se reflejó en una mayor susceptibilidad a la aparición de defectos, que se observó en la comparación de superficies de fractura y en el análisis de los módulos de Weibull.

### 5.2.2 Fluidez

Se realizaron 5 ensayos de fluidez por cada aleación. Los resultados se muestran en la Tabla 14.

Nro. de ensayo	Longitud de llenado-fluidez
----------------	-----------------------------



	Lf [mm]	
	AlSi7MgSr	AlSi11MgSr
1	745	769
2	752	773
3	743	744
4	770	791
5	758	770
<b>Promedio</b>	<b>754</b>	<b>769</b>
<b>Desviación estándar</b>	<b>11</b>	<b>17</b>

**Tabla 14.** Ensayo de fluidez: longitudes de llenado del molde.

Al analizar los valores obtenidos, queda claro que el ensayo no permite apreciar la diferencia en la fluidez de las aleaciones que se predice teóricamente (mayor fluidez de la aleación AlSi11MgSr por mayor contenido de silicio [3,8,9,10]).

Según numerosos autores, este tipo de ensayo tiene baja correspondencia con el comportamiento de las aleaciones en el proceso industrial. [8,23]

## 6 Conclusiones

- Se obtuvieron satisfactoriamente probetas coladas en laboratorio.
  - Las micrografías obtenidas con microscopio óptico permitieron observar que las muestras de llantas y de probetas coladas revelan las mismas características microestructurales.
  - Los resultados de los ensayos mecánicos de las probetas coladas presentaron gran dispersión por dificultades que surgieron en el procesamiento en laboratorio.
  - Se halló que hay correlación entre los valores de propiedades mecánicas de las muestras de llantas y probetas coladas.
  - La observación de las superficies de fractura permitió identificar defectos internos, tanto característicos de las aleaciones como originados en el proceso de colada.
- 
- De las aleaciones estudiadas, la AlSi7MgSr con tratamiento presenta un comportamiento mecánico superior:
    - ✓ Posee el mayor valor de resistencia mecánica. Un valor de resistencia máxima elevado permite la obtención de diseños más esbeltos, con menores espesores, lo que deviene en una reducción del peso de la llanta.
    - ✓ Si bien no se realizaron ensayos de impacto, se puede inferir que esta aleación sería la más tenaz, tanto por la mayor proporción de fase dúctil como por la esferoidización del silicio durante el solubilizado.
    - ✓ La menor cantidad de eutéctico y la reducción del área de intercara aluminio-silicio por la esferoidización son características favorables para la vida a la fatiga. Esta tendencia se observó en el ensayo.
    - ✓ Su comportamiento mecánico es superior incluso presentando porosidad interdendrítica. Sus propiedades, en especial las de fatiga, podrían mejorar aún más si se disminuyera la aparición de este defecto.
  - Si bien la aleación AlSi11MgSr no presenta propiedades mecánicas tan altas como las de la AlSi7MgSr-T6, pueden ser consideradas aceptables para la aplicación en estudio teniendo en cuenta que no se le realiza tratamiento térmico alguno. Supera ampliamente a la aleación AlSi7MgSr sin tratamiento en este sentido. Su utilización claramente se justifica en el menor costo de producción.
  - En cuanto a las características de procesamiento: Tanto en las llantas como en las probetas coladas de AlSi7MgSr se presentó porosidad interdendrítica. Por otro lado, se puede concluir que en laboratorio, esta aleación resultó menos colable ya que presentó mayor susceptibilidad a las variables de proceso.

El uso de una aleación que presenta mejor comportamiento mecánico, como lo es la AlSi7MgSr tratada térmicamente, se relaciona con los requerimientos de servicio de la pieza final en la que se emplea el material. Esta aleación es utilizada en llantas de vehículos de alta gama.

## 7 Anexo 1: Análisis estadístico de la resistencia mecánica de las probetas obtenidas en laboratorio

### *Estadística de Weibull aplicada a la tensión última*

La distribución de Weibull está dada por la expresión

$$F = 1 - \exp \left[ - \left( \frac{\sigma - \mu}{\sigma_0} \right)^m \right]$$

En donde F es la probabilidad acumulada de falla para un valor dado de esfuerzo de tracción aplicado al material  $\sigma$ ,  $\sigma_0$  es un parámetro de escala denominado esfuerzo característico y corresponde al valor de tensión para el cual la probabilidad de falla es del 63%,  $\mu$  es el valor umbral por debajo del cual ninguna muestra falla y m es el parámetro de forma (caracteriza la forma de la distribución de valores), también se conoce como módulo de Weibull. Al realizar una caracterización de la resistencia mecánica, el valor umbral  $\mu$  se toma como cero. Esto da la distribución de Weibull de dos parámetros:

$$F = 1 - \exp \left[ - \left( \frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m \right]$$

El módulo m es una medida de la dispersión de los datos: cuanto mayor es el valor de m, más angosta es la distribución de resistencias. Para diferentes tipos de aleaciones coladas m tiene usualmente un valor entre cero y 50, para aleaciones coladas de alta performance como las utilizadas en la industria aeroespacial tiene valores mayores a 100.

### *Estimación de los parámetros de Weibull*

Existen numerosos métodos para determinar los parámetros de Weibull, a continuación se describe el empleado en este informe, denominado regresión lineal:

Se ordenan los esfuerzos máximos de las probetas en orden ascendente y se les asigna un número correlativo i. A partir de este número i se asigna a cada muestra una probabilidad de fractura que se estima como:

$$F_n = \frac{i - 0.5}{N}$$

En donde N es el número total de esfuerzos de fractura.

Se aplica dos veces logaritmo a la distribución de Weibull, resultando:

$$\ln \left[ \ln \left( \frac{1}{1-F} \right) \right] = m \cdot \ln(\sigma) - m \cdot \ln(\sigma_0)$$

Si se grafica el término  $\ln \left[ \ln \left( \frac{1}{1-F_n} \right) \right]$  en función del  $\ln(\sigma)$ , se obtiene una recta de pendiente  $m$  y ordenada al origen  $m \cdot \ln(\sigma_0)$ . De esta manera se hallan  $m$  y  $\sigma_0$ . Luego se reemplazan en la distribución y se grafica la probabilidad de falla de Weibull  $F$  en función de  $\sigma$ .

## 8 Referencias

- [1] Altenpohl DG. *Aluminum: Technology, Applications, and Environment: A Profile of a Modern Metal*, 6ta Ed. Warrendale, Pennsylvania: Aluminum Association, Inc. and Minerals, Metals & Materials Society; 1998.
- [2] Hatch JE. *Aluminum: Properties and Physical Metallurgy*. Metals Park, Ohio: ASM International; 1984.
- [3] Gruzleski JE, Closset, BM. *The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys*. Des Plaines, Illinois: American Foundrymen's Society, Inc; 1990.
- [4] Kaufman JG, Rooy EL. *Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes and Applications*. Materials Park, Ohio: ASM International; 2004.
- [5] *Aluminum Casting Technology*, 2da Ed. Des Plaines, Illinois, USA: American Foundrymen's Society, Inc; 1993.
- [6] *ASM Handbook vol. 7: Atlas of Microstructures of Industrial Alloys*, 8va Ed. Metals Park, Ohio: ASM International; 1972.
- [7] Base de datos Key To Metals. *Aluminum-Silicon Alloys*. Key to Metals AG 1999-2010. Disponible en web: < <http://www.keytometals.com/Article80.htm>>
- [8] Campbell J. *Castings: The New Metallurgy of Cast Metals*, 2da Ed. Butterworth Heinemann, Oxford: Elsevier; 2003.
- [9] Flemings MC. *Solidification Processing*. London: McGraw-Hill Inc; 1974.
- [10] Di Sabatino M, Arnberg L. *Review on the Fluidity of Al based Alloys*. Metallurgical Science and Technology. pp (9-15); 2005.
- [11] AENOR. *Aluminio y aleaciones de aluminio. Piezas moldeadas. Composición química y características mecánicas*. UNE EN-1706, versión oficial en español de la Norma Europea EN 1706. Madrid: AENOR; 1998.
- [12] ASTM. *Standard Hardness Conversion Tables for Metals Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness, and Scleroscope Hardness*. E 140-07. Pennsylvania: ASTM International; 2010.
- [13] Blanco Díez J. *Estudio del comportamiento mecánico de materiales para llantas de aleación de vehiculos en condiciones dinámicas*. Tesis de grado. Universidad Politécnica de Madrid; 2004.
- [14] Fuoco R, Corrêa ER, Cavalcanti AH. *Tecnologia de produção de rodas automotivas fundidas em ligas de alumínio*. VIII Seminário Internacional de Tecnologia da Indústria de Alumínio. San Pablo; 2002.

- [15] ASTM. *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. E 8-04. Pennsylvania: ASTM International; 2004.
- [16] Gonzales PS. *Propiedades mecánicas de aleaciones base Al-Si-Mg: comparación entre colada en molde abierto y colada horizontal*. Tesis de grado. Universidad Nacional de San Martín, Comisión Nacional de Energía Atómica, Instituto de Tecnología “Prof. Jorge A. Sabato”; 2007.
- [17] Szymuszal J, Piątkowski J, Przondziono J. *Determination of Reliability Index and Weibull Modulus as a Measure of Hypereutectic Silumins Survival*. Archives of foundry Engineering. Vol 7. pp (237-240); 2007.
- [18] Shapiro SS, Wilk MB. *Analysis of variance test for normality (complete samples)*; 1965. Disponible en web: <<http://sci2s.ugr.es/keel/pdf/algorithm/articulo/shapiro1965.pdf>>. Versión online implementada por Dittami S; 2009. Disponible en web:<[http://Shapiro Wilk Test \(Web version\).htm](http://Shapiro Wilk Test (Web version).htm)>
- [19] Lu Ch, Danzer R, Fischer FD. *Fracture statistics of brittle materials: Weibull or normal distribution*. Physical Review. Vol 65, 067102; 2002.
- [20] Varayud MA. *The effect of trace amounts of Ca, Na and P on tensile properties of a hypoeutectic Al-Si alloy*. Tesis para el grado de Maser Of Research In Science and Engineering of Materials. The Iniversity of Birmingham; 2004.
- [21] Escuela Colombiana de Ingeniería Julio Garavito. *Fatiga Protocolo, Curso de Materiales*. Facultad de Ingeniería Industrial, Laboratorio de Producción; 2008.
- [22] Valencia N, Parra R, Artigas A. *Determinación de las curvas S-N-P en fatiga rotatoria de las aleaciones de aluminio 2024-T3 y 7075-T7351 y su dependencia con los tratamientos superficiales*. Jornadas SAM/ CONAMET/ SIMPOSIO MATERIA; 2003.
- [23] Di Sabatino M. *Fluidity of Aluminum Foundry Alloys*. Tesis para el grado de Philosophiae Doctor. Norwegian University of Science and Technology (NTNU); 2005.
- [24] Cardoso Lopes R. *Comparacao da vida em fadiga das ligas de alumínio GK AlSi11 GK AlSiMg7*. Projeto de Iniciassem Científica. Centro Universitário da FEI, Departamento da Engenharia Mecânica; 2004.