



**REPÚBLICA DE CUBA  
MINISTERIO DE EDUCACIÓN SUPERIOR  
INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALÚRGICO  
Dr. ANTONIO NUÑEZ JIMÉNEZ  
FACULTAD METALURGIA ELECTROMECAÁNICA  
DEPARTAMENTO INGENIERÍA MECÁNICA**

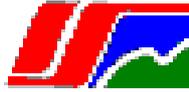
**Tesis en opción al Título de Master en  
Electromecánica**

**Aleaciones de aluminio de las series AA 2218,  
AA 5050 y AA 6082 para la fabricación de  
casquillos de eslingas**

**Ing. Amable Seberino Chirino Rodríguez**

**“Año 57 de la Revolución”**

**Moa 2015**



**REPÚBLICA DE CUBA  
MINISTERIO DE EDUCACIÓN SUPERIOR  
INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALÚRGICO  
Dr. ANTONIO NUÑEZ JIMÉNEZ  
FACULTAD METALURGIA ELECTROMECAÁNICA  
DEPARTAMENTO INGENIERÍA MECÁNICA**

**Tesis en opción al Título de Master en  
Electromecánica**

**Aleaciones de aluminio de las series AA 2218,  
AA 5050 y AA 6082 para la fabricación de  
casquillos de eslingas**

**Ing. Amable Seberino Chirino Rodríguez**

**Dr. C. Tomás Hernaldo Fernández Columbié  
Ms. C. Dayanis Alcántara Borges**

**“Año 57 de la Revolución”**

**Moa 2015**



## **Declaración de Autoridad**

**Yo: Amable Seberino Chirino Rodríguez**

Autor de este trabajo de maestría, certifico su propiedad intelectual a favor del Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa Dr. “Antonio Núñez Jiménez”, el cual podrá hacer uso del mismo con la finalidad que estime conveniente.

-----  
Ing. Amable S. Chirino Rodríguez

-----  
Ms. C. Dayanis Alcántara Borges

-----  
Dr. C. Tomás Fernández Columbié



## ***Pensamiento***

***..... Y siempre mediremos, por encima de todo un técnico y un científico no por su conocimiento, sino por el grado de humildad y modestia con que sea capaz de aportar sus conocimientos.***

***Fidel Castro Ruz.***

***En la tierra hacen falta personas***

***QUE:***

***Trabajen más y critiquen menos,***

***Construyan más y destruyan menos,***

***Prometan menos y resuelvan más,***

***Esperen recibir menos y dar más,***

***Digan mejor ahora que mañana.***

***Ché***



## **AGRADECIMIENTOS**

***A los profesores Dr. C. Tomás Fernández Columbié y la Ms. C. Dayanis Alcántara Borges por ofrecerme su ayuda desinteresada y su asesoría científica durante la elaboración de esta tesis.***

***A todos mis compañeros del departamento y la facultad, por su apoyo y colaboración, en especial a Ramón Castillo Matos.***

***A los compañeros de la Facultad de Metalurgia Electromecánica por su apoyo incondicional.***

***A los que de un modo u otro contribuyeron con el desarrollo del trabajo.***

***A todos muchas gracias.***



## **DEDICATORIA**

## **Síntesis**

El objetivo del trabajo es caracterizar mecánica y microestructuralmente aleaciones de aluminio que se emplean como casquillo en la fabricación de eslingas. Se seleccionaron tres tipos de aleaciones la aleación AA 6082 (Al – Si – Mg), la aleación AA 2218 (Al – Si – Cu) y la aleación AA 5050 (Al – Mg), todas ellas obtenidas por proceso de fundición. Se determinó la composición química de las aleaciones producidas en el territorio por medio de electrofotometría de absorción atómica y vía húmeda, composición que fue comparada con los estándares que establecen las normas internacionales. Las muestras obtenidas para la fabricación del casquillo, fueron procesadas por el método de arranque de virutas con el empleo de torno, luego ensamblada con la eslinga y sometida a proceso de compresión. El ruido magnético Barkhausen permitió determinar una distribución irregular dentro del cable en las aleaciones de Al – Si – Mg y la aleación AA 2218 y más satisfactoria para la aleación Al – Mg. Las microestructura obtenidas se caracterizan por el tamaño del grano y su morfología de una orientación de las fase alfa en la aleación Al - Mg, estructura dendrítica con silicio eutéctico muy fino en la aleación Al – Si – Cu y estructura poliédricas o acciculares para la aleación Al – Si – Mg, permiten establecer que la aleación de Al – Mg presenta mejor propiedades para ser sometida a proceso de compresión sin provocar efecto de agrietamiento en ella, avalado por la dureza obtenida con incremento desde 199,3 HV para la aleación Al - Mg hasta 224,8 HV para la aleación Al – Si – Cu. Se realiza una valoración económica, así como el efecto social ambiental.



## **Synthesis**



## **TABLA DE CONTENIDOS**

<b>SÍNTESIS</b>	<b>Pág</b>
<b>INTRODUCCIÓN</b>	<b>1</b>
<b>CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO Y ANTECEDENTES DE LA INVESTIGACIÓN</b>	
1.1. Introducción	5
1.2. Generalidades del aluminio	5
1.2.1. Características fundamentales del aluminio fundido o reciclado	6
1.2.2. Defectos en el proceso de fundición del aluminio	7
1.2.3. Aleaciones de aluminio - silicio vaciado o fundido	8
1.2.4. Características de las aleaciones del sistema Al – Mg – Si	12
1.3. Procesos de conformado por forja	14
1.4. Endurecimiento por deformación en frío	16
1.4.1. Deformación por tamaño de grano	19
1.5. Caracterización de los cables de acero	21
1.5.1. Capacidad de carga de los cables	22
1.5.2. Eslingas de cables de acero	23
1.6. El efecto Barkhausen	25
1.6.1. Mediciones del Ruido Magnético Barkhausen	26
1.7. Dominios magnéticos	28
1.7.1. Rotación de los dominios y movimiento de las paredes de dominios	30
1.8. Conclusiones del capítulo 1	31
<b>CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS</b>	
2.1. Introducción	32
2.2. Caracterización de las eslingas fabricadas en la empresa mecánica	32
2.3. Composición química de las aleaciones de aluminio	33
2.4. Diseño de experimentos	34
2.4.1. Dureza superficial	36
2.4.3. Resistencia del cable	37
2.5. Procesamiento estadístico de los datos	37
2.5.1. Determinación de los coeficientes de regresión	38
2.5.2. Cálculo de la varianza	39



2.6. Elaboración mecánica de las probetas	39
2.6.1. Maquinado de los casquillos para el ensamble de las eslingas	40
2.6.2. Preparación metalográfica de la probeta	40
2.6.3. Ensayo de dureza	41
2.6.4. Desbaste y pulido	41
2.7. Comportamiento microestructural	42
2.8. Adquisición de la señal del ruido magnético Barkhausen	43
2.8.1. Medición del ruido magnético Barkhausen en los casquillos comprimidos	44
2.8.2. Metodología para la medición del ruido magnético Barkhausen	45
2.9. Cálculo de la fuerza ideal de conformación	47
2.9.1. Cálculo del trabajo ideal de conformación	48
2.9.2. Carga mínima de rotura	50
2.9.3. Cálculo de la carga máxima de trabajo de las eslingas	51
2.10. Conclusiones del capítulo 2	52
<b>CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS</b>	
3.1. Introducción	53
3.2. Análisis de la composición química de las aleaciones	53
3.3. Análisis microestructural de la aleación aluminio – magnesio	56
3.3.1. Análisis microestructural de la aleación aluminio – silicio – cobre	57
3.3.2. Análisis microestructural de la aleación aluminio – silicio – magnesio	59
3.4. Análisis del efecto Barkhausen aplicado a los cables	60
3.5. Comportamiento de la resistencia a la conformación	64
3.5.1. Resultados del cálculo de la fuerza ideal de conformación	66
3.5.2. Resultados del cálculo del trabajo ideal de la conformación	67
3.6. Análisis del comportamiento de la carga mínima de rotura	68
3.6.1. Análisis del cálculo de la carga máxima de trabajo de las eslingas	69
3.7. Análisis de las durezas en las aleaciones	69
3.8. Análisis estadísticos de los resultados	71
3.8.1. Análisis de la fuerza de compresión con relación a la carga máxima	73
3.8.2. Análisis de la varianza	74
3.8.3. Análisis de la dureza con relación a la carga máxima	75



3.8.4. Análisis de la varianza	76
3.9. Determinación del efecto económico	78
3.9.1. Costo de la fabricación de las eslingas	79
3.10. Aporte en la dimensión ambiental	79
3.11. Conclusiones del capítulo 3	81
<b>CONCLUSIONES GENERALES</b>	
<b>RECOMENDACIONES</b>	
<b>REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b>	



## **INTRODUCCIÓN**

Una característica de la sociedad moderna e industrializada en la que vivimos hoy está relacionada con el aumento de la demanda de nuevos y extravagantes materiales. Hoy en día se emplean más materiales que en cualquier otro momento de nuestra historia y, de hecho, se ha postulado que, teniendo en cuenta las actuales velocidades de crecimiento de la población, las necesidades de materiales para la próxima década y media serán iguales al número de materiales empleados a lo largo de nuestra historia, desde su comienzo hasta la fecha actual.

Entre el amplio abanico de posibilidades que ofrece en la actualidad la ingeniería de materiales, el aluminio es una de las soluciones más prometedoras. Lo que distancia al aluminio de sus competidores, como el titanio y sus aleaciones, son aspectos relacionados con la facilidad de obtención, su reciclabilidad y su precio; criterios preferentes a la hora de seleccionar un material para la fabricación de piezas. Además, el aluminio presenta una serie de propiedades que lo diferencian de otros materiales y lo hace el candidato adecuado para ciertas aplicaciones. Su buena resistencia a la corrosión y sus propiedades mecánicas específicas lo configuran como un material adecuado para aplicaciones estructurales.

Esta situación está forzando a la sociedad a aumentar sus fuentes de recursos mediante la búsqueda de vías que permitan explotar los materiales base ya existentes de manera más eficiente, para convertir lo que previamente no era de utilidad en materiales utilizables, de modo que se puedan reciclar los desechos y convertirlos en nueva materia prima.

Para satisfacer las demandas actuales de fundición de aluminio en el mercado, las fundiciones se han centrado en la mejora de la calidad del metal fundido mediante el desarrollo de procesos para producir el metal limpio. Estos procesos se centran en la eliminación de impurezas y porosidades que provocan afectaciones a la calidad en la producción de piezas fundas. En la vanguardia de estas impurezas está el hidrógeno, el único gas soluble en aluminio fundido, porque crea la porosidad en las piezas moldeadas.

El proceso tradicional es la fundición en arena, por ser ésta un material refractario muy abundante en la naturaleza y que, mezclada con arcilla, adquiere cohesión y



moldeabilidad sin perder la permeabilidad que posibilita evacuar los gases del molde al tiempo que se vierte el metal fundido.

La **situación problemática** de la investigación consiste en que en las industrias cubanas de la construcción y en general, se emplean para el izaje de cargas, diferentes tipos de eslingas, algunas fabricadas de cables de aceros, a las cuales en su mayoría, se le realiza en sus extremos unos ojales para elevar y manejar la carga. En la fabricación de los ojales se utilizan casquillos para la sujeción y estos generalmente se elaboran de una aleación que pueda ser forjada y que ofrezca la resistencia necesaria según el tipo de amarre y el peso de la carga.

A partir de estas características, en la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, se construyen eslingas para ser utilizadas en actividades de izaje y carga. El casquillo se fabrica a partir de una aleación de aluminio, sin embargo, aún no se precisan las propiedades físicas y mecánicas requeridas para ser empleadas como elemento de sujeción.

**Problema** a investigar: aún son insuficientes los estudios realizados acerca de las propiedades físicas y mecánicas de las aleaciones de aluminio de las series AA 2218, AA 5050 y AA 6082 para la fabricación de casquillos de eslingas empleadas como elementos de izaje.

Como **objeto de la investigación** se establece: aleaciones de aluminio de las series AA 2218, AA 5050 y AA 6082 empleadas para la fabricación de casquillos de eslingas de cable de acero.

El **campo de acción** a tener en cuenta es la estructura interna y la dureza Vickers en las series de aluminio AA 2218, AA 5050 y AA 6082 empleadas en fabricación de los casquillos de eslingas, luego de ser sometidas al proceso de conformación en frío.

Sobre la base del problema a resolver se establece la siguiente **hipótesis**: a partir de la selección de aleaciones de aluminio fundido de las series AA 2218, AA 5050 y AA 6082, el magnesio presente en ellas puede favorecer el proceso de estampado en frío y reducir la energía de falla concentrada y de esta manera, reunir las condiciones más favorables para ser usadas en la fabricación de los casquillos para eslingas.



A partir de la hipótesis planteada, se define como **objetivo del trabajo**: establecer las propiedades mecánicas y metalúrgicas de las aleaciones de aluminio de las series AA 2218, AA 5050 y AA 6082, para seleccionar la más adecuada en la fabricación de los casquillos para eslingas de cable de acero.

Y se definen los siguientes **objetivos específicos**:

1. Definir las regularidades del proceso de obtención de las aleaciones de aluminio de las series AA 2218, AA 5050 y AA 6082 empleadas en la fabricación de casquillos para eslingas de cable de acero y sometidas a proceso de estampado,
2. Establecer el procedimiento metodológico que permita la determinación de las características mecánicas y las metalúrgicas de las aleaciones de aluminio de las series AA 2218, AA 5050 y AA 6082 empleadas en la fabricación de casquillos para eslingas de cable de acero,
3. Establecer a partir de las regularidades obtenidas como: comportamiento microestructural, el tamaño de grano y la macro y microdeformación, las características de las aleaciones de aluminio empleadas en la fabricación de casquillos para eslinga, obtenidas por fundición y sometidas a proceso de estampado.

Para lograr el cumplimiento del objetivo propuesto, se plantean las siguientes **tareas de trabajo**:

1. Revisión bibliográfica de los conocimientos y teorías relacionadas con las variaciones del proceso de deformación plástica en aleaciones de aluminio,
2. Análisis de los efectos de las variables empleadas en la caracterización de las aleaciones de aluminio para la fabricación de casquillos,
3. Planificación, diseño y realización de experimentos relacionados con el efecto Barkhausen, el proceso de estampado y el comportamiento microestructural,
4. Análisis de resultados y obtención de las regularidades del estado tensional del proceso de fundición y del estampado de las aleaciones de aluminio empleadas en la fabricación de las eslingas,
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales.



**Dentro de los métodos teóricos los más empleados fueron:**

- **Análisis y síntesis:** división y unión abstracta de las variables empleadas en el trabajo, el comportamiento microestructural y la dureza Vickers de las aleaciones de aluminio, en sus relaciones y componentes para facilitar su estudio,
- **Inducción y deducción:** la inducción permitió arribar a proposiciones generales a partir de hechos aislados y la deducción posibilitó, a partir del estudio de conocimientos generales de los métodos de cálculo de resistencia de materiales, inferir particularidades para un razonamiento lógico,
- **Los métodos históricos:** posibilitaron el estudio detallado de los antecedentes, causas y condiciones históricas en que surgió el problema,
- **Los métodos lógicos:** se basaron en el estudio histórico del fenómeno de la deformación plástica en aleaciones de aluminio, el proceso de fundición y en objetos de la ingeniería mecánica y metalúrgica,
- **La modelación:** se crearon abstracciones para representar la realidad compleja del fenómeno de deformación plástica y del proceso de fundición.

**Los métodos empíricos:** explican las características observables y presuponen determinadas operaciones prácticas, tanto con los objetivos, como con los medios materiales del conocimiento utilizado. Estos métodos se expresan a través de las técnicas de la observación, la documentación, la comunicación personal e impersonal y la experimentación.

# **Capítulo 1**

**Marco teórico. Antecedentes investigativos**



## **CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO Y ANTECEDENTES DE LA INVESTIGACIÓN**

### **1.1. Introducción**

Un parámetro que ha contribuido con el éxito y el crecimiento tecnológico se debe en gran parte al profundo interés que las empresas en el ámbito mundial han dado a la creación de centros y departamentos de investigación. Por ende, el alto nivel competitivo a nivel mundial ha encauzado la creación y mejora de procesos, así como el desarrollo de materiales con mejores propiedades físicas y mecánicas. El progreso tecnológico es uno de los principales representantes en los grandes descubrimientos de la humanidad.

En el presente capítulo se establece como objetivo realizar un análisis de la bibliografía existente relacionada con las aleaciones de aluminio y sus propiedades mecánicas para su empleo en la fabricación de elementos de izaje.

### **1.2. Generalidades del aluminio**

El aluminio es un metal que presenta múltiples propiedades muy apreciadas como son: ligereza, notable dureza y resistencia, fácil mecanizado, excelente conductividad, así como un extraordinario aspecto decorativo; estas propiedades le han permitido ocupar un lugar destacado en las más modernas aplicaciones industriales.

El aluminio es un elemento metálico, de símbolo Al, número atómico 13, peso atómico 26,9815u, que pertenece al grupo IIIA del sistema periódico. El aluminio puro es blando y tiene poca resistencia mecánica, pero puede formar aleaciones con otros elementos para aumentar su resistencia y adquirir varias propiedades útiles.

Las aleaciones de aluminio son ligeras, fuertes y de fácil formación en muchos procesos de producción; son fáciles de ensamblar, fundir o maquinar y aceptan gran variedad de acabados. Por sus propiedades físicas, químicas y metalúrgicas, el aluminio se ha convertido en el metal no ferroso de mayor uso.

Es un metal plateado con una densidad de 2,70 g/cm<sup>3</sup> a 20 °C (1,56 oz/in<sup>3</sup> a 68 °F). El aluminio cristaliza en una estructura cúbica centrada en las caras, con lados de longitud de 4,0495 Ångstrom (0,40495 nanómetros). Se conoce por su alta conductividad eléctrica y térmica, lo mismo que por su gran reflectividad.



A una pureza superior al 99,95 %, resiste el ataque de la mayor parte de los ácidos, pero se disuelve en agua regia. Su capa de óxido se disuelve en soluciones alcalinas y la corrosión es rápida. El aluminio es anfótero y puede reaccionar con ácidos minerales para formar sales solubles con desprendimiento de hidrógeno. Fundido puede tener reacciones explosivas con agua.

El metal fundido no debe entrar en contacto con herramientas ni con contenedores húmedos. A temperaturas altas, reduce muchos compuestos que contienen oxígeno, sobre todo los óxidos metálicos. Estas reacciones se aprovechan en la manufactura de ciertos metales y aleaciones (Zander y Sandström, 2008).

Mecánicamente es un material blando (escala de Mohs: 2 – 3 – 4) y maleable. En estado puro tiene un límite de resistencia en tracción de 160 - 200 N/mm<sup>2</sup> (160 – 200 MPa). Todo ello le hace adecuado para la fabricación de cables eléctricos y láminas delgadas, pero no como elemento estructural. Para mejorar estas propiedades se alea con otros metales, lo que permite realizar sobre él operaciones de fundición y forja, así como la extrusión del material. También de esta forma se utiliza como soldadura.

### **1.2.1. Características fundamentales del aluminio fundido o reciclado**

Se denomina aluminio secundario al que se obtiene mediante fusión de productos que han llegado al final de su vida útil, es decir, chatarras de diferente procedencia (automoción, envases, construcción), recortes de diferentes industrias de manufactura de aluminio, subproductos de la industria primaria del aluminio y, en general, cualquier material que contenga aluminio (Harben y Kuzvart, 1997). Estos productos se consideran materia prima secundaria del aluminio.

Al igual que el resto de los metales, el aluminio se puede reciclar un número ilimitado de veces sin pérdida de sus propiedades, por lo que no se puede distinguir entre el aluminio primario (el aluminio obtenido a partir de sus menas - bauxita, principalmente mediante el proceso Bayer en la Industria primaria) y el aluminio obtenido en la industria secundaria (Tayibi, 2004 y Chang, 2002).

Desde un punto de vista medioambiental, la industria secundaria presenta algunas ventajas respecto a la primaria, como son, entre otras: menor consumo energético (tan sólo el 5 % de la energía necesaria para la producción primaria), ahorro de agua y de

recursos naturales (no hay extracción de minerales), así como minimización del impacto ambiental producida por la extracción de los mismos (minería a cielo abierto en la extracción de la bauxita) y la menor generación de gases y de residuos (disminución de la contaminación ambiental en general) (Harben y Kuzvart, 1997 y Chang, 2002). Esto se traduce en unas excelentes ventajas ambientales y económicas, lo que hace a la industria secundaria del aluminio protagonista en la industria global del aluminio.

La cantidad de residuos generados durante el proceso de producción de aluminio secundario depende de la cantidad y calidad de la materia prima secundaria y del tipo de horno que se use para la fusión (Tayibi, 2004 y Mason, 2007). Fundamentalmente, los residuos generados son escorias y finos (Tayibi, 2004; Mason, 2007 y López-Peña y López-Delgado, 2001).

### **1.2.2. Defectos en el proceso de fundición del aluminio**

Para satisfacer las demandas de hoy de fundición de aluminio en el mercado, las fundiciones se han centrado en la mejora de la calidad del metal fundido mediante el desarrollo de procesos para producir el metal limpio. Estos procesos se centran en la eliminación de una serie de impurezas (es decir, inclusiones porosidad) que plantean graves problemas en la producción de piezas fundidas de calidad. En la vanguardia de estas impurezas está hidrógeno, el único gas soluble en aluminio fundido, porque crea la porosidad en las piezas moldeadas.

Según Polmear (2006), la porosidad causa costosas pérdidas por chatarra (producto de mala calidad) y puede limitar el uso de los vaciados en ciertas aplicaciones. La porosidad por contracción y gas puede ocurrir separadamente o junta, produciendo indeseables defectos en los vaciados.

Por otro lado plantean Tarín y Pérez (2006) que uno de los mayores problemas asociados con las aleaciones de aluminio vaciadas es la formación de cavidades a escala micrométrica, llamadas como microporosidad. La microporosidad causa la reducción de las propiedades mecánicas, particularmente la resistencia a la fatiga, así como una pérdida de presión por tensión y una degradación de la superficie aparente en las partes vaciadas. La formación de microporosidad se atribuye generalmente a dos factores:

- ✓ Contracción acompañada con una falta de alimentación interdendrítica durante la solidificación de la zona pastosa (poros por contracción).
- ✓ Evolución de burbujas de gas de hidrógeno, debido a una repentina disminución en la solubilidad del hidrógeno durante la solidificación.

La absorción del hidrógeno se puede minimizar mediante técnicas de fusión apropiadas, y en adición, el hidrógeno disuelto se puede remover mediante el uso de técnicas de degasificación (Zukas, 1990).

### 1.2.3. Aleaciones de aluminio - silicio vaciado o fundido

Las aleaciones de aluminio vaciado, constituyen en términos de tonelaje, el segundo grupo más grande de consumo de metales después de las aleaciones de hierro vaciado (Modern Casting, 2003) y en particular, las tipo Al - Si son ampliamente utilizadas en la industria automotriz, estructuras aeroespaciales y aplicaciones militares, debido a sus buenas propiedades mecánicas, bajo peso, buena soldabilidad, buena conductibilidad térmica, relativamente alta resistencia a alta temperatura, excelente resistencia a la corrosión, así como excelente fluidez al vaciado (Haque *et al.*, 1998).

La relación de fases en las aleaciones aluminio-silicio forma un sistema eutéctico, en dependencia de diferentes factores como se observa en la figura 1.1.

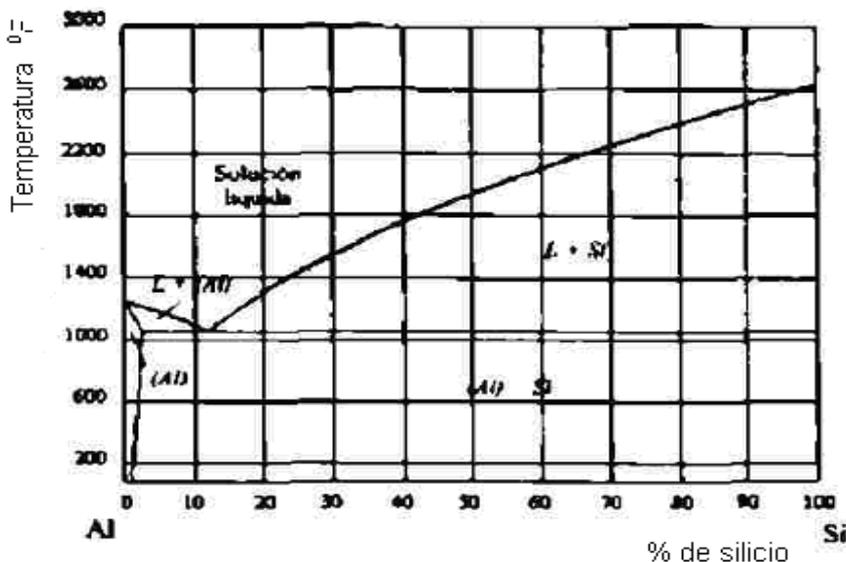


Figura 1.1. Diagrama de fases aluminio-silicio. Fuente: Mann *et al.* (20011)



Estas aleaciones, aparecen fundamentalmente, con una microestructura dendrítica característica de las aleaciones fundidas, la formación de segundas fases depende principalmente de la composición química de los elementos aleantes presentes en el material, coexistiendo segundas fases de  $Al_3FeSi$ ,  $Al_{15}\{Mn, Fe\}_3Si_2$  siendo los precipitados más comunes en este tipo de aleaciones, sin embargo, al final del proceso de solidificación es posible la formación de fases tales como  $Mg_2Si$ ,  $Al_2Cu$  y algunas más complejas las cuales precipitarán a partir del líquido remanente.

El hidrógeno es el único gas que tiene una solubilidad apreciable en el aluminio y sus aleaciones, su solubilidad varía directamente con la temperatura y la raíz cuadrada de la presión. La relación de fases en las aleaciones aluminio - silicio forma un sistema eutéctico.

En el punto de fusión del aluminio puro, hay un incremento de solubilidad de hidrógeno de 0,68ml/100g de aluminio, al transformar del estado sólido (0,02 ml/100 g de Al) al estado líquido (0,7 ml/100g de Al).

En el estado líquido, también se observa una fuerte dependencia con la temperatura. En la solidificación, casi todo el hidrógeno disuelto en el líquido es rechazado por el enfriamiento del sólido; también se ha reportado (Gruzleski *et al.*, 1990) que la porosidad se debe a dos factores, por el efecto de burbujas de hidrógeno y por contracción (rechupes). Debido a la evolución de las microestructuras durante el proceso de solidificación, la microestructura no solamente determina las propiedades mecánicas, sino que también define los límites del diseño de vaciado, la colabilidad de la aleación y la susceptibilidad a la formación de defectos (Zindel *et al.*, 2001).

La forma del Si eutéctico juega un papel muy importante en las propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Si, particularmente en su resistencia a la longación, incrementando su ductilidad mediante el refinamiento estructural del silicio eutéctico, cuya fase es inherentemente frágil; sin embargo, su morfología se modifica de placas aciculares gruesas a una estructura fibrosa (similar a una alga marina) o laminar fina, mediante la adición de pequeñas cantidades de los elementos de la familia IA, IIA y tierras raras de la tabla periódica, o bien, con velocidades de enfriamiento altas (Gruzleski *et al.*, 1990) y (Backerud *et al.*, 1990).

El estroncio, el sodio y el antimonio son los tres elementos modificadores más utilizados comercialmente para tratar las aleaciones fundidas de Al - Si (Gruzleski *et al.*, 1990). Nogita *et al.* (2001) han reportado la modificación del eutéctico Al - Si con Ba, Ca, Y y Yd, y proponen sus mecanismos de solidificación.

Estudios recientes (Gruzleski *et al.*, 1990), han demostrado que la modificación está asociada con efectos negativos tales como porosidad, agrietamiento y pobre acabado superficial (Gruzleski *et al.*, 1990), (Knuutinen *et al.*, 2001). Dahle *et al.* (2005), reportaron que del Sr es más potente su efecto modificador en el cambio morfológico del Si eutéctico que el Sb. También se ha reportado el uso de la combinación de elementos modificantes; sin embargo, se encontró que el Na y el Sr reaccionan con el Sb, formando una serie de precipitados en el material fundido

Lu *et al.* (2005), reportan en su trabajo que el efecto de la adición combinada del Na y Sr, es prácticamente el mismo que el del Na al inicio, es decir, el cambio morfológico obtenido en ambos casos (Sr-Na y Na) fue el mismo; no obstante, ellos encontraron que después de un tiempo de mantenimiento a 730 °C hay una interacción negativa entre estos dos modificadores, lo cual, según ellos se debe a una pérdida por evaporación de estos elementos; así tenemos que, de todos los elementos modificadores, el sodio es el más poderoso, produciendo estructuras modificadas más uniformes a más bajas concentraciones que las que se producen con los demás; sin embargo, debido a que es un elemento muy reactivo, se ha limitado su uso en la industria debido a que se ha reportado que esta fuerte reacción origina absorción de hidrógeno de atmósfera.

Bäckerud *et al.* (1990), reportan que después de dos fundiciones, la acción modificadora del sodio prácticamente desaparece, lo cual no ha sido observado respecto al estroncio. Dahle *et al.* (1999) han realizado estudios que indican que la solidificación está controlada por el subenfriamiento existente en la interfaz líquido-sólido. Existen tres tipos de subenfriamiento los cuales son: térmico, capilar y constitucional. Si el contenido de soluto es incrementado, también aumenta el subenfriamiento constitucional.

En otro estudio, Dahle y Noguita (2001), encontraron que en las aleaciones

aluminio - silicio la orientación cristalográfica del aluminio en el punto eutéctico y en las cercanías son dendritas primarias. Por otra parte, Calabras *et al.* (1997), indicaron que existen cuatro morfologías del silicio, observadas en dos estados convencionales de solidificación. Entre estas morfologías están cristales largos ideomórficos, placas finas superficiales, cristales convencionales ramificados y formas de crecimiento cooperativo (fibrosa).

Elliot y Khan (2001), mencionan que la solidificación direccional de las aleaciones aluminio-silicio puede darse lugar mediante un enfriamiento rápido. Se ha establecido que la estructura fibrosa del silicio es el resultado de un crecimiento no facetado de la partícula de silicio primario a una alta velocidad de solidificación. La transición estructural desde láminas gruesas en forma de hojuelas hasta la estructura fibrosa es acompañada por un gran subenfriamiento.

Ha sido comprobado por Dahle y Nogueta (2001), que cuando se emplean agentes modificadores el modo de nucleación y crecimiento es fuertemente dependiente de éstos. El aluminio no se altera con estos elementos. El mejor agente modificador ha sido el estroncio seguido del antimonio. Por otra parte McDonalds y Nogueta (2001), aseguran que la morfología producida por el sodio es diferenciable de la obtenida por el resto de los agentes modificadores.

Sin embargo, Bian *et al.* (2000) indican que algunas variables tales como velocidad de enfriamiento y tiempo de control térmico manejadas de la manera adecuada pueden mejorar las propiedades mecánicas de las aleaciones. También Cantor y Ho (1995), determinaron que un refinamiento de grano puede ser obtenido mediante un temple. Acompañado al refinamiento de la microestructura del silicio viene un incremento del subenfriamiento.

Según Dowdle y Poole (1998), en muestras de una aleación Al - Si de composición eutéctica (12 % silicio) que fueron fundidas y luego mantenidas a 540 °C, con una duración de 1 y 72 horas, el enfriamiento de estas muestras fue lento. La morfología observada fue de láminas eutécticas gruesas. Sin embargo, después de 72 horas de control térmico el silicio empieza a esferoidizarse. Por otra parte, en muestras a las que se les añadió estroncio, con un control térmico a iguales condiciones que las

anteriores, la morfología es rápidamente esferoidizada y transformadas a finas fibras eutécticas.

#### 1.2.4. Características de las aleaciones del sistema Al – Mg – Si

En la industria, las aleaciones del sistema Al – Mg – Si serie 6XXX son muy prometedoras como parte estructural de reducir el peso para mantener una alta resistencia. Algunos estudios muestran (Caicedo, 2003), que cuando el Mg y el Si son adicionados en este sistema en una proporción de  $Al - Mg_2Si$ , o con un ligero exceso de Si respecto de esta composición, existe un marcado endurecimiento ante el envejecimiento artificial a 175 °C. Sin embargo, si se realiza un envejecimiento natural antes del envejecimiento artificial, el endurecimiento mencionado se suprime significativamente.

Una de las principales aplicaciones de esta aleación, gracias a su elevada resistencia a la tracción y a su excelente maquinabilidad y apariencia, se utiliza en la industria militar para la fabricación de soportes de culatas de fusil, en la industria del plástico para moldes prototipos ó para inyección, soplado e inyección y en general para portamoldes y portatroqueles. Entre otras ventajas se encuentran su excelente conductividad, baja densidad, nula toxicidad y que no produce chispa y excelente resistencia a la corrosión.

Según Youseffi y Showaiter (2006), el silicio y el magnesio se combinan entre si para formar el compuesto denominado siliciuro magnésico ( $Mg_2Si$ ), el cual a su vez forma un sistema eutéctico simple con el aluminio. La región rica en aluminio del diagrama de equilibrio corresponde a este sistema (figura 1.2).

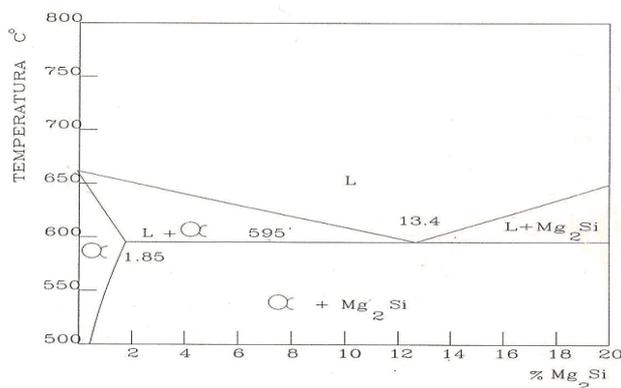


Figura 1.2. Diagrama de equilibrio binario Al- $Mg_2Si$ . Fuente: Mann *et al.* (20011)

La característica esencial de este diagrama reside en que el aluminio y el compuesto ( $Mg_2Si$ ) forman un sistema cuasi-binario que separa el diagrama ternario en dos partes. Cada una de estas partes contiene un eutéctico definido (tabla 1.1).

Tabla 1.1. Eutécticos del sistema Al – Mg – Si

Eutéctico	Temperatura °C	Mg %	Si %
$Liq = \alpha(Al) + Mg_2Si + Si$	556	4,97	14
$Liq = \alpha(Al) + Mg_2Si + \beta Al_3Mg_2$	450	33,5	0,2

Según Schatzberg (2003), dada las características propias de esta aleación, no existe compuesto ternario alguno, sino una mezcla de ( $Mg_2Si$ ) y  $Al_3Mg_2$ . El compuesto ( $Mg_2Si$ ) inicialmente considerado como un compuesto iónico, se comporta como un semiconductor. La solubilidad del compuesto ( $Mg_2Si$ ) en aluminio varía de una manera muy importante, en función de la temperatura, por un lado y del exceso de magnesio, por otro.

Otros trabajos se han enfocado a estudiar la secuencia de precipitación de este tipo de aleaciones (Roubicek *et al.*, 2008; Kuznik *et al.*, 2008) encontrando que ésta consiste en la formación de clusters de Si y clusters de Mg (individualmente); clusters de Mg – Si (en proporción 1:1).

Meran *et al.* (2008), por ejemplo, compararon las primeras etapas de precipitación en Al – Mg – Si en dos muestras preenvejecidas durante 30 minutos, una a temperatura ambiente y la otra a 70 °C. Observaron que en ambos casos la fase precipitada eran las zonas de Guinier-Preston (GP), pero con una densidad mucho mayor en la muestra cuyo pre-envejecimiento fue a 70 °C.

Luego le realizaron a ambas muestras un envejecimiento artificial durante 30 minutos a 175 oC y comprobaron que las zonas de GP proveen sitios de nucleación para la fase pII que se forma durante el envejecimiento artificial, ya que los precipitados de pII aparecieron con una densidad notablemente mayor en la muestra preenvejecida a 70 °C.

Específicamente, en consideración del siguiente planteamiento, se estudia la evolución de la dureza de la aleación de aluminio, a partir del grado de deformación, se estudian

mediante la caracterización microestructural por microscopía óptica, la cual permita establecer el comportamiento de los precipitados que se forman en las aleaciones.

Estas aleaciones alcanzan su máxima resistencia cuando se les somete a un envejecimiento artificial (T6), que da lugar a la precipitación del ( $Mg_2Si$ ). El grupo de aleaciones para la forja se integran entre otras, por la serie 6053, la 6061 y la 6063, en las cuales las cantidades en que se encuentran presentes el Mg y el Si son suficientes para formar el compuesto ( $Mg_2Si$ ) (Schaffer *et al.*, 2006).

### 1.3. Procesos de conformado por forja

Consideran Monsalve y Gutiérrez (2000) y Polmear (2006), que es un proceso de conformado mecánico de compresión directa (figura 1.3) mediante este proceso se puede dar formas útiles a los metales, el trabajo manual de forja se ha sustituido por el forjado mecánico, que es más rápido, más cómodo y más económico, este se lleva a cabo en martinets, prensas y máquinas forjadoras o estampadoras. La fuerza principal es de compresión.

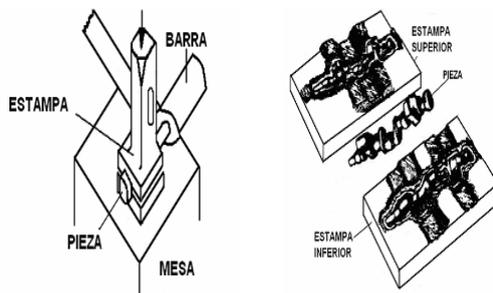


Figura 1.3. Proceso de conformado mediante forja.

En los procesos de conformado plástico de metales como son los de forja, un elemento simple es deformado plásticamente entre dos matrices hasta obtener la configuración final deseada. Este tipo de conformado es clasificado usualmente en dos categorías: por un lado aquellas operaciones que deforman piezas masivas, y por otro las que se denominan como conformado de chapa para formas de espesor reducido. En ambos tipos de procesos, las superficies del metal y las herramientas están en contacto, teniendo el rozamiento existente entre ellos una influencia capital en la fluencia del material (Semiatin, 1988).

El método, ya iniciado en su estudio por trabajos clásicos (Kudo, 1960; Johnson, 1951),



se extiende a configuraciones geométricas no limitadas por superficies de las matrices paralelas entre sí, sino que es aplicable a superficies de la estampa que representen un perfil de mayor complejidad.

Otros métodos que contemplan de una forma más precisa el fenómeno de la deformación plástica son el del campo de líneas de deslizamiento, abordable, con una complejidad moderada, sólo para casos de deformación plana. En los años cincuenta y sesenta se han desarrollado diferentes campos de líneas de deslizamiento para casos de compresión sin rozamiento (Green, 1951, de extrusión Green, 1954), de compresión con rozamiento por deslizamiento (Alexander, 1955), así como de un elevado número de procesos de conformado por deformación, recogidos por Johnson (Johnson, 1970).

### **1.3.1. Procesos de conformación en aleaciones de aluminio**

Los productos de aluminio producidos por estricción o doblado algunas veces desarrollan una superficie rugosa y este efecto se conoce como “piel de naranja”. Es habitual en otros materiales y es debido a la presencia de granos bastos en la superficie del material.

Un problema que se puede presentar en algunas aleaciones de aluminio, pero no en otros materiales no ferrosos, es la formación de marcas de estricción por deformación llamadas líneas de Lüders durante la deformación o estirado de la lámina. Estas marcas aparecen de dos formas distintas y puede producir diferencias en la forma de la lámina durante operaciones de punzonado. Un tipo aparecen en aleaciones deformadas en caliente o tratadas térmicamente y es producida cuando se alcanzan los límites elásticos en algunos puntos de la lámina pero no en otros. Este tiene un origen similar a las líneas de Lüders que se producen en ciertas operaciones de deformación de láminas de acero (Ziani y Pelletier, 1999).

El segundo tipo es asociado a los efectos de Portevin-Chevalier y produce un comportamiento aserrado durante los ensayos tensión-deformación. En donde aparecen bandas diagonales, orientadas aproximadamente a 50° respecto de la dirección de aplicación de los esfuerzos, las cuales se mueven de arriba a abajo durante el estirado y termina en el amarre. Este tipo de marcas es raramente observado



en las operaciones comerciales pero pueden aparecer cuando la lámina endurecida por deformación es estirada para generar plenitud (Sankar y Singh, 1998).

Las marcas generadas en el estirado son, generalmente, indeseables porque producen superficies rugosas. Esto puede ser evitado empleando material ya endurecido por deformación a condición que el mismo tenga una adecuada ductilidad. La formación de estas marcas puede ser también evitada o minimizada si se trabaja el material a temperaturas superiores a los 150 °C.

Según Ruiz-Navas *et al.* (2006), en los procesos de conformado por deformación plástica, tanto la deformación interna del material como el rozamiento entre pieza y herramienta contribuyen a una generación de calor que se traduce en un aumento de la temperatura del proceso.

Hay que tener presente que la elevación de temperatura no ha de ser excesivamente elevada, de tal forma que influya decisivamente en las propiedades del material a deformar. En todo proceso de deformación, la magnitud y distribución del incremento de temperatura depende, sobre todo, de la temperatura inicial del material y de las estampas; de la generación de calor debida al movimiento molecular interior de la pieza debido a la deformación; y de las transferencias de temperaturas entre el material deformado y las matrices utilizadas para la deformación, así como del material de la pieza y el entorno ambiental que la envuelve.

Plantea Birkholz (2006) que cuando en las aleaciones se les aplica fuerza externa, como es el proceso de deformación, provoca alta densidad de dislocaciones, lo cual favorece el aumento del límite elástico, además las dislocaciones lograrán endurecerlo y aumentar su resistencia a la deformación plástica.

#### **1.4. Endurecimiento por deformación en frío**

La teoría de la plasticidad puede definirse como aquella teoría en la que se estudia, desde un tratamiento matemático, los esfuerzos y deformaciones soportados por sólidos deformados plásticamente, especialmente en metales. La relación de las propiedades plásticas y elásticas de metales en cuanto a sus estructuras cristalinas y a sus fuerzas de unión (cohesivas) pertenece al tema conocido como física de los metales. La teoría de la plasticidad toma como punto de partida ciertas observaciones

experimentales del comportamiento macroscópico de un sólido plástico bajo un estado de esfuerzos combinados (Nadai, 1939; Calladine, 2000; Kalpakjian, 2000; Kachanov, 2004).

Según Pickering (1986); Álvarez (1999); Callister (1999) y Pero-Sanz (2000), la deformación plástica en frío de un agregado policristalino por un proceso cualquiera de conformado; laminación, estirado, trefilado, embutición, compactado de polvo, plegado, enderezado, suele traducirse en una deformación permanente. Esta tiene lugar en el interior de los cristales con la acomodación de las juntas de los granos.

La acritud es una propiedad característica del estado metálico, que no presentan los polímeros ni los materiales cerámicos. El material resultará más duro cuanto menor sea el espesor final, es decir, cuanto mayor haya sido la reducción en frío, puede decirse que acritud es el aumento de dureza que adquiere un material por deformación en frío.

El grado de acritud que adquiere un material depende de factores externos al material metálico, naturaleza del esfuerzo y velocidad de aplicación de éste, pero sobre todo depende del grado de deformación en frío que el material experimenta y de la naturaleza del material (sistema cristalino, energía de defectos de apilamiento, tamaño de grano, pureza de la aleación). La acritud guarda relación con el sistema cristalino al que pertenece la aleación (Smelyanky *et al.*, 1990).

En los cristales metálicos del sistema cúbico, la deformación comienza en unos planos de deslizamiento determinados, que constituyen el sistema primario de deslizamiento, pero a medida que la distorsión continúa, van apareciendo deformaciones en otros planos, constituyendo los sistemas secundario y terciario de deslizamientos.

La capacidad de los cristales cúbicos de deformarse en más de un sistema, guarda estrecha relación con la gran acritud que adquieren en la deformación, muy superior a la de los cristales hexagonales, las curvas tensión - deformación varían mucho con la naturaleza del acero, su pureza, la orientación del cristal respecto a la probeta, la temperatura, el tamaño y forma del cristal y las condiciones de la superficie de la muestra ensayada.

Plantean Álvarez *et al.* (2004) y Lubliner, 1986) que cuando la deformación alcanza un valor crítico por encima del límite de acritud, el material se rompe por fractura frágil,



aquí las tensiones de cizalladura, producen deslizamiento en el interior de los granos cristalinos o ruptura de los mismos, y crean tensiones que alcanzan un valor máximo en algún punto, apareciendo deformaciones permanentes o fracturas, punto a partir del cual se inicia el fallo del material

Los estudios sobre la microestructura resultante de la deformación, de Gourdet y Montheillet (2000) sobre aluminio, han mostrado que se trata de formación de nuevos granos, con mecanismos diferentes de deformación dinámica continua.

Al tener en cuenta que la variación de la densidad de dislocaciones es una consecuencia del balance entre las dislocaciones almacenadas y la hipótesis de que el recorrido medio de dislocaciones es una constante geoméricamente impuesta, explican que cuando un grano se deforma, conduce a un incremento del volumen de dislocaciones en la matriz.

La etapa de endurecimiento por deformación está siempre relacionada con la evolución de la densidad de dislocaciones durante el proceso de deformación, parámetro fundamental de esta etapa. Mecking y Kocks (1981), proponen un modelo de parámetro único, cuyo objetivo es calcular la tensión de fluencia a través de la variación de densidad de dislocaciones durante el proceso de deformación. Sin embargo, el modelo de Estrin y Mecking (1984), similar al primero y que fue desarrollado años más tarde, distingue entre dos tipos de dislocaciones, la densidad de dislocaciones móviles y de dislocaciones inmóviles.

Montheillet (1999) en su modelo de apilamiento de granos se basa en el aumento del área libre de dislocación a la hora de la migración de un borde de grano, plantea que el crecimiento de grano puede conducir a un marcado cambio en la textura. Finalmente, Nes (1998), propone un modelo general con múltiples parámetros, que tiene en cuenta la influencia del tamaño de subgranos, la densidad de dislocaciones dentro del subgrano y la densidad de dislocaciones en los bordes de subgranos.

Nes (1998) postula que la evolución de la subestructura durante la deformación plástica depende de tres parámetros fundamentales que controlan el proceso de almacenamiento, la probabilidad de que una dislocación móvil pueda pararse por la subestructuras que pueden formarse en el interior de las celdas, en los bordes de

celdas preexistentes y los bordes de las nuevas celdas, establecer un sistema de compatibilidad capaz de cuantificar las dislocaciones almacenadas en un determinado valor de deformación y al mismo tiempo dar una descripción analítica sobre la distribución de dislocaciones, incluyendo las estructuras de celdas.

#### **1.4.1. Deformación por tamaño de grano**

El conocimiento de los granos y sus contornos en metales no es reciente, Ewing y Rosenhain (1899), plantearon que cada uno de los granos que aparecen en una superficie pulida y atacada era en realidad, un monocristal.

Ewing y Rosenhain (1900), propusieron una de las primeras teorías que procuró explicar el crecimiento de grano, mientras que Burke (1990); Beck (1954) y Pande (1987), fueron los precursores de la explicación del potencial termodinámico para el crecimiento de grano, una disminución de la energía asociada con la presencia de bordes de grano.

Fueron Jeffries y Archer (1924) quienes afirmaron que la presencia de bordes de grano era una condición de mayor energía y que, por lo tanto, debería llevar a una condición de menor energía a la de un material policristalino.

Las paredes de dislocaciones formadas en los primeros instantes de la etapa de endurecimiento se convierten en subordes de grano, y rápidamente, conforme la deformación progresa, en límites de grano, a medida que se deforma el material aumenta la resistencia de éste a la deformación, fenómeno conocido como endurecimiento por deformación.

A nivel microestructural se manifiesta un aumento de la densidad de dislocaciones, activando las fuentes que generan dislocaciones (Frank-Red) y la formación de celdas de subgranos. En un monocristal durante el endurecimiento se caracterizan tres etapas diferentes según el valor de la tensión aplicada.

El mecanismo de migración del límite de grano inducido por deformación Beck y Sperry (1950) es uno de los mecanismos reconocidos para la explicación del proceso de nucleación y consiste en una migración de una parte del borde de grano de alto ángulo de desorientación. En esta migración genera detrás de él un área libre de dislocaciones.



Los bordes de grano son uno de los factores metalúrgicos más importantes que afectan las propiedades mecánicas, las físicas y las químicas de los materiales policristalinos. Hoy en día el estudio de la estructura y caracterización de la estructura de los bordes de grano se ha convertido en una especialidad metalúrgica y de ciencia de materiales. Durante los últimos años, se han reportado numerosos estudios relativos a caracterizar la estructura de los bordes de grano, así como clasificarlos adecuadamente. Un ejemplo de ello es lo expuesto por Kanelo y Katasugi (2003), quienes han trabajado caracterizando estructuras de bordes de grano, que emplea una técnica de microscopía electrónica que utiliza el método *electron backscattered diffraction* (EBSD).

Los bordes de grano pueden ser descritos como una red cristalina con alta concentración de vacancias. Considerando que la deformación superplástica es un proceso dinámico, se considera un movimiento de vacancias que precipitan y se evaporan continuamente (Ashby y Verrall, 1973; Kolbasnikov, 1998 y Vetrano *et al.*, 1999). Primeramente, para establecer el modelo, se determina la mecánica estadística en materiales policristalinos y se encuentra un nuevo tipo de transición de primer orden entre dos fases de esos defectos (Lagos y Duque, 1996).

Se puede concluir que la estructura del reordenamiento atómico en las vecindades del borde de grano de un material policristalino es muy compleja. La región interna del borde de grano es una capa de muchas distancias atómicas de espesor, que cumple el rol de acoplar con mínima desviación el orden cristalino, minimizando la energía entre las dos estructuras cristalinas, bien ordenadas pero con diferente orientación.

Lou y Woo (2002) radican la importancia del tamaño de grano en la fractura de las aleaciones superplásticas comerciales de titanio Ti-6Al-4V y aluminio 7475. Ellos estudiaron el crecimiento de cavidades durante la deformación superplástica y concluyeron que la elongación total es aproximadamente una función lineal de la inversa del tamaño de grano de los materiales superplásticos. El modelo entregado en ese estudio se basó en una teoría el deslizamiento de los bordes de grano y una teoría de crecimiento de cavidades.

Según el análisis de la literatura relacionado con el proceso de fabricación de eslingas de izaje con casquillo de aluminio por el proceso de conformado, se puede plantear que

luego del proceso de deformación plástica por forja, en el casquillo existe una deformación plástica con la cual se provoca un endurecimiento por cambio en la estructura del aluminio por bordes de grano, lo que, durante la deformación superplástica, puede ser considerado como una fase condensada de vacancias (Lagos y Duque, 1996) y esto a su vez puede afectar la resistencia mecánica de la eslinga luego de concluido el proceso.

### 1.5. Caracterización de los cables de acero

La aparición de los cables de acero hacia el 1500 y el descubrimiento y puesta a punto del trenzado de los hilos en los siglos XVI al XIX, contribuyeron al desarrollo de los transportes por cable, utilizados en el siglo XIX para equipar los pozos de las minas y para transportar materiales (Orro *et al.*, 2000).

Plantea Armengou (1981) que un cable de acero es un conjunto de alambres de acero, retorcidos helicoidalmente, que constituyen un alambre de metal apta para resistir esfuerzos de tracción con apropiadas cualidades de flexibilidad. Considera además que el cable de acero es una máquina simple, que está compuesto de un conjunto de elementos que transmiten fuerzas, movimientos y energía entre dos puntos, de una manera predeterminada para lograr un fin deseado.

Estos cables, a su vez, pueden estar enrollados helicoidalmente alrededor de un núcleo o alma, formando los cables de cordones múltiples (figura 1.4). Estos cables se pueden considerar como elementos y también se pueden enrollar helicoidalmente sobre un alma, formando los cables guardines, o bien acoplarse uno al lado del otro, para formar los cables planos.

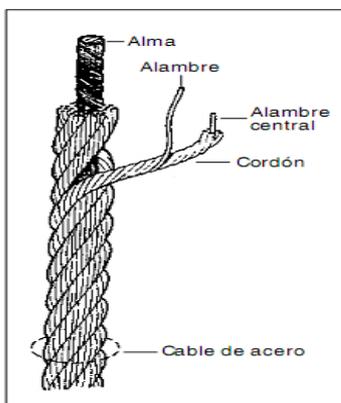


Figura 1.4. Esquema de composición de un cable de acero.



El conocimiento pleno del inherente potencial y uso de un cable de acero, es esencial para elegir el cable más adecuado para una maniobra o equipo, tomando en cuenta la gran cantidad de tipos de cables disponibles, básicamente por sus variables diámetros, construcciones, calidad del alambre, torcido y su alma interior.

### **1.5.1. Capacidad de carga de los cables**

En la capacidad de carga de una eslinga interviene el cable propiamente dicho, los otros elementos de que pueda estar constituida, como los anillos, los grilletes, los ganchos y, asimismo, el tipo de terminal. Como regla muy general para aplicaciones normales, la carga que puede aplicarse sobre un cable es la carga de tablas divididas por cinco. La carga de trabajo se determina dividiendo el valor de tablas (carga de rotura) por un factor de seguridad (FS). Este factor lo adopta el usuario pero debe tener en cuenta las recomendaciones del fabricante y las normas.

Los valores más usuales del factor de seguridad considerados son los siguientes:

- en elevación de cargas en general, grúas, eslingas: FS = 5 a 6
- en casos con altas temperaturas u otras condiciones exigentes: FS = 8 a 12
- en elevación de personas: FS = 12 a 22
- en cables estáticos: FS = 3 a 4

Se tendrá también en cuenta un coeficiente de seguridad que, para cables, la Ordenanza General de Seguridad e Higiene en el Trabajo determina que no será inferior a seis y según la norma DIN 655 sobre "cables metálicos para grúas, ascensores, polipastos y fines análogos", será de 6 a 9.

En el caso de las eslingas se pueden considerar los siguientes coeficientes:

- Para eslingas con un solo ramal.  $K = 9$ .
- Para eslingas con dos ramales.  $K = 8$ .
- Para eslingas con tres ramales.  $K = 7$
- Para eslingas con más de tres ramales.  $K = 6$ .

El factor de seguridad de un cable de acero es la relación entre la resistencia a la ruptura mínima garantizada del cable y la carga o fuerza de trabajo a la cual esta sujeta. No es posible detallar el factor de seguridad para todas las aplicaciones, porque también hay que considerar el ambiente y circunstancias en el área de trabajo.



En las eslingas de cables delgados existe el peligro de que sean fácilmente sobrecargadas, por lo que es conveniente adoptar coeficientes de seguridad tantos mayores cuando menor sea la carga de rotura.

Por otro lado, es mejor utilizar la eslinga apropiada al peso a elevar, ya que una eslinga cuya capacidad de carga exceda demasiado del peso podría ser muy rígida y al deformarse no se recupera.

Para los otros elementos, la capacidad de carga será la que resulte una vez aplicada el coeficiente de seguridad, al menos cinco, para la carga nominal máxima, siendo fundamental que conserven su forma geométrica a lo largo del tiempo.

El tipo de terminal también tiene gran importancia para la seguridad ya que la resistencia de los mismos supone de un 75 % a un 100 % de la carga de rotura del cable.

### **1.5.2. Eslingas de cables de acero**

En la manipulación de las cargas con frecuencia se interponen, entre éstas y el aparato o mecanismo utilizado, unos medios auxiliares que sirven para embragarlas con objeto de facilitar la elevación o traslado de las mismas, al tiempo que hacen más segura esta operación. Estos medios auxiliares son conocidos con el nombre de eslingas. Las eslingas de cables de acero proporcionan un sistema muy versátil y seguro como sistema de conexión entre las cargas y los sistemas de elevación, siempre que se utilicen de forma correcta.

La flexibilidad para que pueda adaptarse a la carga a elevar y la resistencia tanto a la carga por tracción como al aplastamiento son dos de las características fundamentales a tener en cuenta en la selección de cables para eslingas. Su rotura o deficiente utilización puede ocasionar accidentes graves e incluso mortales por atrapamiento de personas por la carga desprendida. Es necesario, por tanto, emplear eslingas adecuadas en perfecto estado y utilizarlas correctamente. Así pues, los trabajadores, que efectúan las operaciones de eslingado y transporte de cargas suspendidas, deben estar debidamente formados.

Los objetivos la definición y descripción de las eslingas de cable de acero para aplicaciones generales de elevación, abarcan las eslingas de 1, 2, 3, y 4 ramales con

terminaciones encasquilladas o trenzadas y las eslingas sinfín encasquilladas o trenzadas (figura 1.5), hechas con cables de acero de 6 cordones de diámetros de 8 mm a 60 mm y cables de acero de ocho cordones, conformes a UNE-EN 12385 - 4. Asimismo se describen las normas de utilización segura, marcaje, almacenamiento y mantenimiento, principalmente.

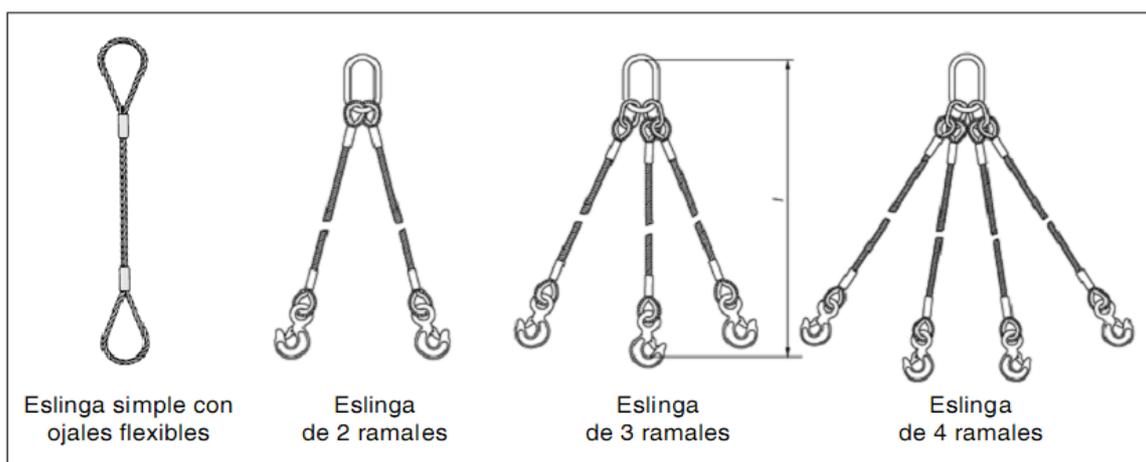


Figura 1.5. Eslingas de uno o varios ramales.

Las eslingas serán de construcción y tamaño apropiados para las operaciones en que se hayan de emplear. Existen dos construcciones de eslingas de cables de acero: eslingas de uno o varios ramales y eslingas sin fin.

Los ojales o gazas se pueden realizar de dos formas de ojal trenzado y de ojal con casquillos (figura 1.6). Los ojales trenzados deber ser conformes a la Norma UNE - EN 13411 - 2. Los casquillos deben ser conformes a la Norma UNE - EN 13411 – 3.

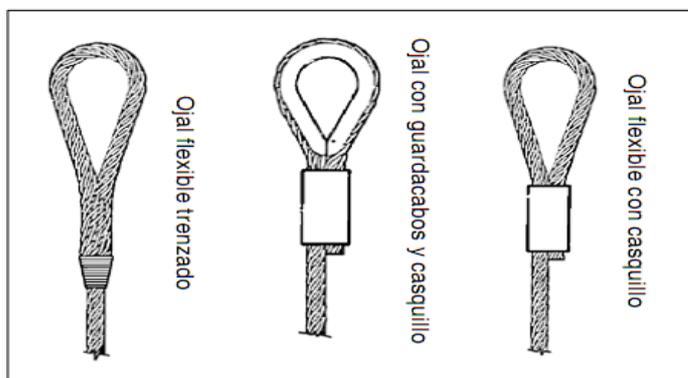


Figura 1.6. Formas de ojales trenzados y con casquillo.

Hay que tener en cuenta que la capacidad de carga de una eslinga viene determinada por la de su elemento más débil. Dicha capacidad de carga máxima deberá estar marcada en la eslinga, en lugar bien visible.

### 1.6. El efecto Barkhausen

Las emisiones de ruido magnético Barkhausen (RMB) son afectadas por cambios en la microestructura del material, el esfuerzo aplicado y las deformaciones, lo que permite utilizar el RMB como una técnica de evaluación no destructiva de materiales.

En los materiales ferromagnéticos, las regiones en las cuales los momentos magnéticos están alineados en la dirección de magnetización espontánea, se conocen como dominios magnéticos. La dirección de alineación de los dominios magnéticos varía de dominio a dominio. La separación entre los dominios magnéticos son capas de transición que se conocen como paredes de dominio o paredes de Bloch. En materiales ferrosos éstas son de  $180^\circ$  o de  $90^\circ$ .

Las emisiones de Barkhausen generan una señal como la mostrada en la figura 1.7 y se pueden detectar como pulsos de voltaje en una bobina colocada en la superficie de la muestra, mientras ocurre el movimiento de las paredes de dominio.

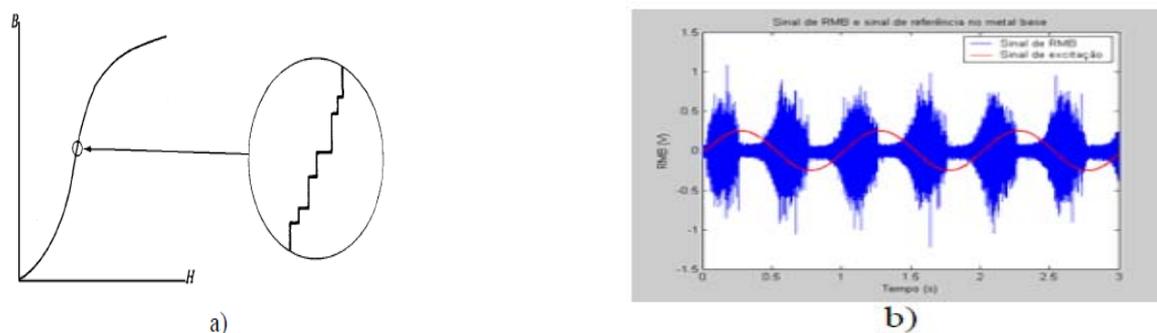


Figura 1.7 (a) curva de magnetización de un material ferromagnético. b) señal de RMB.

El RMB depende de los parámetros empleados para la magnetización, como la frecuencia (Jiles, 2000 y Moorthy *et al.*, 2003) y la intensidad de magnetización (Dhar y Atherton, 1992 y Padovese *et al.*, 2000). Depende también de las características del material como el tamaño de grano (Ranjan *et al.*, 1987 y Capó-Sánchez *et al.*, 2002), el contenido de carbono (Kameda y Ranjan, 1987 y Capó-Sánchez *et al.*, 2004) y el estado de tensiones (Sipahi, 1994 y Anglada-Rivera *et al.*, 2001).

### 1.6.1. Mediciones del Ruido Magnético Barkhausen

Para realizar mediciones del ruido magnético Barkhausen se utiliza un arreglo experimental típico (Pérez-Benitez, 2008) como el que se muestra en la figura 1.8. Este arreglo experimental está formado por una herradura de un material magnético suave con alta permeabilidad que tiene una bobina para producir un campo magnético de excitación y un sensor inductivo colocado sobre la muestra o placa de material ferromagnético que se quiere estudiar.

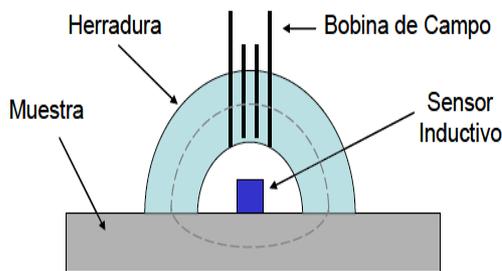


Figura 1.8. Arreglo experimental típico utilizado para realizar mediciones de ruido magnético Barkhausen.

La herradura y la muestra forman un circuito magnético cerrado como se aprecia en la figura 1.8. El flujo magnético producido por la bobina de campo estará contenido en el interior de la herradura y la muestra. Esto se cumple por la alta permeabilidad magnética que tienen la herradura y la muestra de material ferromagnético con respecto al aire.

Esta técnica de medición tiene grandes potencialidades como herramienta para la evaluación no destructiva de materiales ferromagnéticos, principalmente el acero, pero su aplicación práctica está limitada por el acoplamiento magnético entre los polos de la herradura y la superficie del material que se utiliza como muestra. La calidad de este acoplamiento magnético garantiza una buena sensibilidad. Para valores pequeños de separación entre los polos de la herradura y la superficie de la muestra, ocurren grandes cambios o variaciones en la permeabilidad del circuito magnético.

La figura 1.9 muestra en diagrama de bloques un sistema experimental típico para la medición de RMB. La forma de onda del campo magnético de excitación y su intensidad se seleccionan por medio de un generador de funciones. La fuente bipolar permite

suministrar la corriente necesaria para producir el campo magnético deseado. El sensor inductivo se conecta a un pre-amplificador y posteriormente a un filtro pasa-bandas.

El espectro de la señal de RMB va desde la frecuencia del campo magnético de excitación hasta aproximadamente 1 MHz (Cardon, 2007). Por lo general la frecuencia de corte del filtro pasa altas se selecciona por encima de los 500 Hz para garantizar la eliminación de posibles componentes de ruido eléctrico asociado a la señal de excitación y la red de alimentación de AC. Por otro lado, la frecuencia de corte del filtro pasa-bajas se selecciona dependiendo de las características del sistema de medición utilizado.

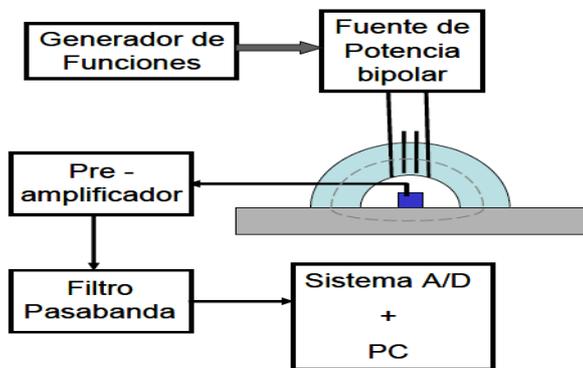


Figura 1.9. Diagrama de bloques de un sistema experimental típico para la medición de la señal de RMB.

La señal del ruido magnético Barkhausen (RMB) obtenida de un material ferromagnético por el sistema experimental comúnmente se procesa para obtener algunos parámetros cuantitativos y cualitativos que son empleados para relacionar sus valores con las propiedades del material. Los parámetros más comunes son el valor RMS, el valor de la energía y la envolvente de la señal de RMB (Pérez-Benitez, 2008).

Una de las aplicaciones más importantes de las mediciones de ruido magnético Barkhausen es que permite caracterizar el estado de deformación de un material. Alberteris-Campos *et al.* (2008) caracterizaron las regiones de deformación plástica y elástica en un acero AISI/SAE 1070 con la utilización del ruido magnético Barkhausen (RMB). En este caso, el filtro pasa-banda tiene frecuencias de corte de 1 y 100 kHz.

El resultado más importante de este trabajo es que a partir del coeficiente de anisotropía  $k$ , definido como la razón entre los valores de energía de la señal de RMB

del eje de fácil magnetización (EFM) con respecto al mismo parámetro del eje de difícil magnetización (EDM), se logró definir exactamente cuando el material está deformado plásticamente.

En un trabajo reciente Capo-Sánchez y Padovese (2009) proponen la utilización de la resonancia de la bobina de detección de RMB como una nueva técnica de evaluación no destructiva de materiales ferromagnéticos. En este estudio se utilizó un filtro pasa-bandas con frecuencias de corte de 1 y 150 kHz. Se utilizaron varias bobinas con diferente número de vueltas con el propósito de sintonizar el sistema de detección a un determinado rango de frecuencias dentro del espectro de emisión de la señal de ruido magnético Barkhausen de dos tipos de aceros comerciales, el AISI/SAE 1050 y el 1070, que fueron sometidos a esfuerzos.

Esta nueva técnica se propone como una herramienta para estudiar y caracterizar estructuralmente a los materiales ferromagnéticos tomando en consideración la relación que existe entre la frecuencia y el efecto pelicular. De esta manera se puede lograr hacer una caracterización magnética y estructural del material a diferentes profundidades, teniendo en cuenta la banda de frecuencias que se amplifica por el efecto resonante de la bobina de detección.

### **1.7. Dominios magnéticos**

Weiss postuló, en 1906, que existe un poderoso campo molecular interno que actúa sobre los espines de los electrones individuales de las moléculas. El campo molecular orienta los espines paralelos entre sí en pequeños volúmenes llamados dominios. Los dominios tienen dimensiones del orden de  $10^{-3}$  a  $10^{-6}$  m o volúmenes del orden de  $10^{-9}$  a  $10^{-18}$  m<sup>3</sup>. Como resultado del fuerte campo molecular, hay una orientación bien definida de los espines dentro de cada dominio.

La orientación dentro del dominio es espontánea, es decir, no se necesita aplicar campos externos (Martin, 1994).

Todos los materiales ferromagnéticos no son imanes permanentes, aunque los imanes moleculares se orientan espontáneamente dentro de cada dominio. Los dominios están orientados al azar uno respecto al otro, lo que hace que en la muestra aparezcan paredes de dominios, como se muestra en la figura 1.10.

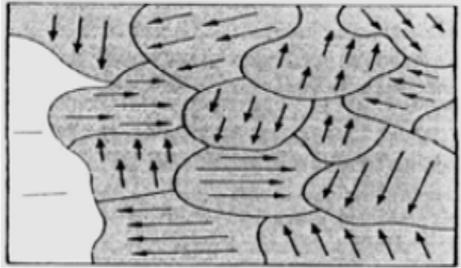


Figura 1.10. Estructura de dominios en un material ferromagnético policristalino. Fuente Martin (1994).

Otra propiedad peculiar pero extremadamente útil de los materiales ferromagnéticos es que la aplicación de un campo magnético  $H$  produce una orientación de los dominios. En un material ferromagnético la intensidad de campo magnético  $H$  aplicada solo orienta los momentos magnéticos de los dominios en el material dando como resultado una gran magnetización, ver figura 1.11.

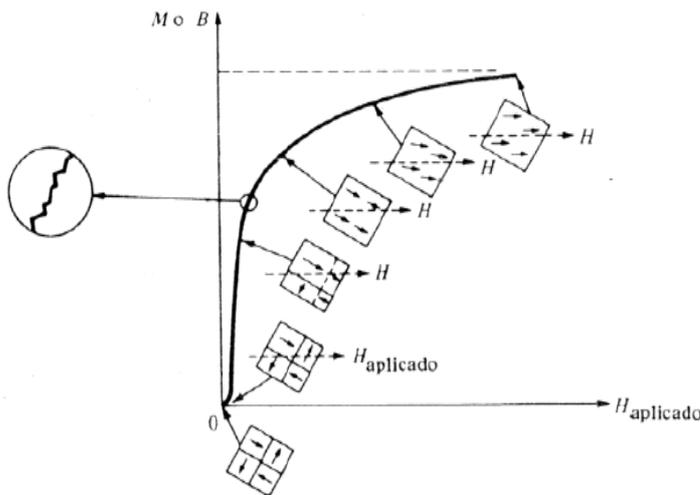


Figura 1.11. Representación esquemática del comportamiento de los dominios en un material ferromagnético durante el proceso de magnetización. La sección ampliada de la línea muestra el efecto Barkhausen. Fuente: Martin (1994).

Cada dipolo magnético básicamente es un átomo que actúa como un imán. En consecuencia del campo magnético aplicado, cada uno de los electrones de los átomos son afectados por momentos magnéticos originados por dos causas principales: la primera está relacionada con su movimiento orbital alrededor del núcleo, generando una carga de movimiento. El otro momento magnético es originado por el giro del electrón o “spin”, que está dirigido a lo largo del eje de giro.



### **1.7.1. Rotación de los dominios y movimiento de las paredes de dominios**

Cuando se aplica un campo magnético  $H$  a un material ferromagnético, ocurre un cambio en la magnetización  $M$ . Los cambios en la magnetización son debido a la rotación de los dominios y al movimiento de las paredes de dominio. Para que un dominio rote, los momentos magnéticos tienen que pasar por orientaciones desfavorables que existen a lo largo de la dirección de magnetización. Al aumentar el campo magnético  $H$ , las paredes de dominios empiezan a encontrar varios obstáculos microscópicos tales como inhomogeneidades, imperfecciones, impurezas y huecos.

Estos obstáculos actúan como sitios de anclaje para las paredes de dominios cuando estas se mueven debido a la influencia del campo magnético aplicado. Tal movimiento de las paredes va acompañado de bruscos cambios discontinuos de la magnetización llamados *saltos* Barkhausen. Estos saltos aparecen en la curva de magnetización como pequeños escalones.



## **1.8. Conclusiones del capítulo 1**

El análisis de las fuentes bibliográficas consultadas permite plantear que:

- La bibliografía consultada, aporta información sobre el valor de propiedades físicas, mecánicas y funcionales de las aleaciones de aluminio, pero son escasas las referencias a modelos teóricos o experimentales que muestran las regularidades del comportamiento del mismo al emplearse en casquillo prensado en gaza de eslinga.
- Las teorías científicas existentes no resuelven la caracterización de las propiedades mecánicas y metalúrgicas de las aleaciones de aluminio de la serie Al – Si y de la aleación Al – Mg – Si empleadas como casquillo en la fabricación de eslingas en la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”.
- Se pudo determinar que la selección de materiales para la fabricación de casquillo de eslingas se rige por normas y la fabricación de las gazas generalmente se elaboran trenzadas para garantizar mayor seguridad durante el izaje y que esto depende de tipo de carga, condiciones de trabajo y longitud de las gazas.

# **Capítulo 2**

## **Materiales y métodos**

## CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

### 2.1. Introducción

Las operaciones de elevación y manejo de cargas ocasionan un gran número de accidentes graves y mortales todos los años. Aunque en un primer análisis pudiera parecer que se trata de riesgos asociados al sector industrial, están presentes en casi todas las actividades económicas, al formar parte de los procesos de fabricación, de transporte, de mantenimiento o de reparación.

Si bien la evolución de la técnica y los nuevos requerimientos normativos han contribuido a la mejora de la seguridad de los equipos de elevación, los aspectos relativos a la sujeción de las cargas condicionan, en gran parte, la fiabilidad de la operación y son la principal causa de la caída de las mismas.

En el capítulo se plantea como objetivo establecer el procedimiento metodológico para determinar el comportamiento mecánico – estructural de las fundiciones de aluminio que se emplean en la fabricación de eslingas para el izaje en la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”.

### 2.2. Caracterización de las eslingas fabricadas en la empresa mecánica

Las eslingas que se fabrican en la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche” están compuestas por un casquillo metálico (aluminio), el cual es obtenido por proceso de fundición y luego maquinado, se le realiza un agujero pasante donde se le introduce el cable o eslinga, para luego ser sometido a proceso de prensado en frío. La figura 2.1, muestra una vista del sistema de ensamble de la eslinga.

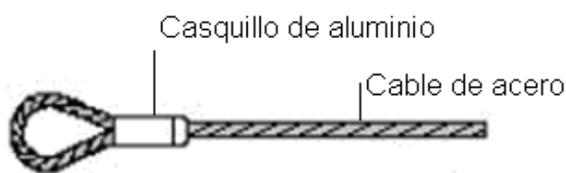


Figura 2.1. Sistema ensamble de la eslinga.

El casquillo presenta dimensiones de 60 mm de diámetro y 72 mm de longitud, el diámetro del agujero interior depende del diámetro del cable, generalmente el más empleado es el cable de 9,5 mm, que permite el izaje de hasta 0,9 t; es un solo ramal y

el levantamiento es para posición vertical. En la figura 2.2 se puede observar el proceso de prensado del casquillo.



Figura 2.2. Prensado del casquillo.

El cable es suministrado por IPH SAICF, compañía Argentina y está compuesto por seis hilos de acero y el alma de fibra textil, con dirección del trenzado de izquierda a derecha.

### 2.3. Composición química de las aleaciones de aluminio

Las tablas 2.1, 2.2 y 2.3 editada por la ASTM B-209, las normas AA (Aluminum Association), UNS (Unified Numbering System) o ISO (International Standards Organization), establecen las composiciones químicas de las aleaciones de aluminio empleadas en la fabricación de las eslingas.

Tabla 2.1. Composición química estándar de la aleación de aluminio Al – Mg en %

Nomenclatura	Si	Fe	Cu	Mn
AA 5050	0,40	0,70	0,20	0,10
	Mg	Cr	Zn	Al
	1,10 – 1,80	0,1	0,25	Resto

La aleación de Al – Mg del tipo AA 5050, muestra mejores características de resistencia mecánicas con contenidos superiores a 2,5 % de Mg, donde es este elemento el que más endurece por solución sólida a las aleaciones de aluminio no tratable térmicamente, a partir de este porcentaje el Mg es frecuente usarlo en estructuras, debido a que presenta una elevada resistencia en un estado de recocido.

En la tabla 2.2 se muestra la composición química estándar de la aleación de aluminio Al – Mg – Si.

Tabla 2.2. Composición química estándar de la aleación de aluminio Al – Si – Mg en %.

Nomenclatura	Si	Fe	Cu	Mn	Ti
AA 6082	0,70 – 1,30	0,50	0,20	0,4 - 1	0,10
	Mg	Cr	Zn	Al	
	0,60 -1,20	0,20	0,20	Resto	

En la aleación AA 6082, el principal compuesto formado por el Silicio y el Magnesio es el siliciuro de magnesio ( $Mg_2Si$ ), su rango de composición química de interés técnico dentro de esta serie es de 0,2 % hasta 1,6 % en el Si y del Mg es de 0,3 % a 1,5 %, conforma un 0,4 % hasta 1,6 % de ( $Mg_2Si$ ). El exceso de Mg disminuye la solubilidad del ( $Mg_2Si$ ). El Silicio y magnesio la hacen susceptibles al tratamiento térmico.

La composición química estándar de la aleación Al – Si – Cu aparece en la tabla 2.3.

Tabla 2.3. Composición química estándar de la aleación de aluminio Al – Si – Cu.

Nomenclatura	Si	Fe	Cu	Mn	Ni
AA 2218	0,90	1,00	3,5 – 4,5	0,20	1,70 – 2,30
	Mg	Cr	Zn	Al	
	1,20 – 1,80	0,10	0,25	Resto	

La serie AA 2218 tiene al cobre como metal de principal aleación cuyo contenido está entre 2 % y 10 % de este elemento en el aluminio; lo que permite una adecuada solubilidad a partir de 5,65 % de cobre. Al exceder la concentración de Cu en un 15 %; se forman compuestos intermetálicos que fragiliza la aleación. Este grupo presenta una resistencia extremadamente alta al aplicarle un tratamiento térmico adecuado, además el cobre facilita el endurecimiento por precipitación.

#### 2.4. Diseño de experimentos

Plantean Hendry *et al.* (1973); Hlavacek (1978); Westerberg (1980) y Chacín (2000) que es importante que el diseño sea lo más simple, pero además, existe el problema de que la investigación se debe conducir de forma tal que sea económica y eficiente, además hacer todo esfuerzo posible por lograr ahorro de tiempo, de dinero, de personal y de material experimental

Se escogió un diseño de experimento factorial completo (Gutiérrez y De la Vara, 2003), con dos variables y dos niveles. Este método de planificación estadística, establece el número de ensayos a realizar. La matriz de planificación de los experimentos para cada una de las aleaciones se expone en la tabla 2.4, la tabla 2.5 y la tabla 2.6.

Tabla 2.4 Matriz de planificación de los experimentos para la aleación AA 5050

Niveles	Variables		Salida		
	P (kN)	HV	WLL (N)		
(-1)	11,89	110			
(+1)	19,0	199,3			
Ensayo			WLL 1	WLL 2	WLL 3
1	-1	- 1	WLL 1	WLL 2	WLL 3
2	+1	-1	WLL 1	WLL 2	WLL 3
3	-1	+1	WLL 1	WLL 2	WLL 3
4	+1	+1	WLL 1	WLL 2	WLL 3

Tabla 2.5. Matriz de planificación de los experimentos para la aleación AA 6082

Niveles	Variables		Salida		
	P (kN)	HV	WLL (N)		
(-1)	13,58	112			
(+1)	23,0	221,7			
Ensayo			WLL 1	WLL 2	WLL 3
1	-1	- 1	WLL 1	WLL 2	WLL 3
2	+1	-1	WLL 1	WLL 2	WLL 3
3	-1	+1	WLL 1	WLL 2	WLL 3
4	+1	+1	WLL 1	WLL 2	WLL 3

Tabla 2.6. Matriz de planificación de los experimentos para la aleación AA 2218

Niveles	Variables		Salida		
	P (kN)	HV	WLL (N)		
(-1)	14,45	160			
(+1)	25,3	224,8			
Ensayo			WLL 1	WLL 2	WLL 3
1	-1	- 1	WLL 1	WLL 2	WLL 3
2	+1	-1	WLL 1	WLL 2	WLL 3
3	-1	+1	WLL 1	WLL 2	WLL 3
4	+1	+1	WLL 1	WLL 2	WLL 3

Se establecieron tres matrices de planificación de experimentos para cada una de las aleaciones, ya que cada una de ellas presenta diferentes durezas en correspondencia con los elementos aleantes que controlan esta propiedad mecánica.

El número de experimento cuando intervienen  $k$  factores con dos niveles cada uno (-1 y +1), se determina con un arreglo de la función exponencial:  $N = 2^k$

**Donde:**

N - Número de experimentos

K - Número de factores

En este caso, se analizará la influencia de dos factores, de aquí que  $k = 2$  luego, el número de experimento sería:  $N = 2^2 = 4$  experimentos.

Al analizar el aspecto de la reproducción para decidir cuantas réplicas realizar en cada experimento, se tiene en cuenta que en los posibles modelos que pudieran obtenerse a partir de la matriz experimental se consideran los que incluyen las relaciones lineales entre las variables y sus interacciones, por lo que sería necesario examinar el error experimental de cada variable y de sus interacciones, cosa que sólo puede hacerse si se tienen tres o más réplicas, ya que con una réplica la media  $\mu$  de los valores para un experimento coincide con el valor de la réplica y el error experimental,  $e_e = \frac{\sum |X_i - \mu|}{n}$ ,

donde  $n$ , el número de réplicas es nulo; con dos réplicas los resultados de la media y del error experimental pueden estar influenciados por una medición anómala (lo cual sería contrapudiente) y además la varianza  $s^2 = \frac{\sum (x_i - \mu)^2}{n - 1}$ ; tendría una dificultad semejante.

#### **2.4.1. Dureza superficial**

La dureza es uno de los parámetros más importantes de los materiales, se admite también que es el más relevante en cuanto a la influencia en la resistencia al desgaste abrasivo, adhesivo y a la fatiga por contacto superficial (Rodríguez, 2009). Esta variable define el comportamiento del proceso, se medirá al concluir la deformación en frío.

#### **2.4.2. Fuerza de conformado**

Van a ser las fuerzas de compresión generadas por la reacción entre la pieza y la matriz, como el proceso de va a desarrollar en frío, por lo que requerirá de mayores esfuerzos, se realizará en posibilidad de conformado de un paso, lo que permitirá la

posibilidad de grandes cambios de forma, romper la estructura cristalina para formar otra más refinada de granos pequeños.

Como el proceso se realizará con estampas, estas herramientas conformadoras, permitirán el desplazamiento de una contra la otra, con el envolvimiento de la pieza totalmente o en una extensión considerable, se utilizarán estampas cerradas. Se emplearán fuerzas de 4,5 y 6,5 MPa (Mallo, 1987).

### **2.4.3. Resistencia del cable**

La resistencia a la rotura a la tracción de un cable está determinada por la calidad del acero utilizado para la fabricación de los distintos alambres, el número y sección de los mismos y su estado de conservación. En la capacidad de carga de una eslinga interviene el cable propiamente dicho, los otros elementos de que pueda estar constituida, como los anillos, los grilletes, los ganchos y así mismo, el tipo de terminal. Deberá tenerse en cuenta que la carga a elevar viene limitada por la menor resistencia del cable.

Estos experimentos están planeados de forma que se varían simultáneamente varios factores pero se evita que se cambien siempre en la misma dirección. Al no haber factores correlacionados se evitan experimentos redundantes. Además, los experimentos se complementan de tal modo que la información buscada se obtiene combinando las respuestas de todos ellos (Norma EN – 13414 – 1).

Esto permite obtener la información con el mínimo número de experimentos (y por tanto, con el menor costo) y con la menor incertidumbre posible (porque los errores aleatorios de las respuestas se promedian). La experimentación más económica (mínimo número de experimentos) es aquella en la que cada factor toma sólo dos valores (niveles) y la que proporcionará la información con menor incertidumbre es aquella en la que estos valores son los extremos del dominio experimental,  $-1$  y  $+1$ .

### **2.5. Procesamiento estadístico de los datos**

Para comprobar la idoneidad del método y los modelos propuestos se desarrolló el tratamiento estadístico de los resultados, tanto los simulados como los experimentales, se realizaron con la utilización del tabulador Microsoft Excel 2003 y el paquete estadístico STATGRAPHICS Plus 5.1, lo que permitió establecer la necesaria

correspondencia entre las observaciones teóricas y las experimentales. Esta evaluación estadística se realiza comúnmente por medio de la desviación estándar y del coeficiente de variación de la pérdida de masa.

### 2.5.1. Determinación de los coeficientes de regresión

En los modelos de regresión la variable dependiente  $Y$ , es siempre una variable aleatoria, mientras que los factores o variables independientes son considerados como variables no aleatorias. Se argumenta en el hecho de que en las aplicaciones prácticas los valores de las  $X_i$  suelen ser controladas o elegidas de antemano por el investigador, a los factores también se les denomina variables explicativas, ya que ellos en definitiva son los que explican el comportamiento de la variable dependiente (Box y Hunter, 1989). La regresión del diseño de experimento se determina según (Miller, 2005 y Leyva, 2012). como:

$$\sum_{i=1}^n Y_i = a \cdot n + b \sum_{i=1}^n X_i \quad (2.1)$$

$$\sum_{i=1}^n X_i \cdot Y_i = a \cdot \sum_{i=1}^n X_i + b \sum_{i=1}^n X_i^2 \quad (2.2)$$

Donde  $X_i$  es la variable que adquiere los valores de la relación entre la fuerza de conformado y la dureza superficial (P y HV) y  $Y_i$  es la variable que adquiere los valores de la resistencia del cable.

En este conjunto de ecuaciones lineales son las incógnitas  $a$  y  $b$ , y da los valores de la  $a$  y  $b$  para la línea con el mejor ajuste a un conjunto de datos apareados de acuerdo con el criterio de mínimos cuadrados. Este sistema de ecuaciones tiene como solución para el cálculo de  $a$  y  $b$ . las expresiones siguientes

$$a = \bar{Y} - b \cdot \bar{X} \quad (2.3)$$

Donde  $\bar{Y}$  es el promedio aritmético de las observaciones referidas a la ordenada.

$Y$

$$b = \frac{S_{XY}}{S_{XX}} \quad (2.4)$$

Notaciones especiales

$$S_{XX} = \sum_{i=1}^n \left( X_i - \bar{X} \right)^2 = \sum_{i=1}^n X_i^2 - \frac{\left( \sum_{i=1}^n X_i \right)^2}{n} \quad (2.5)$$

$$S_{XY} = \sum_{i=1}^n \left( X_i - \bar{X} \right) \left( Y_i - \bar{Y} \right) = \sum_{i=1}^n X_i \cdot Y_i - \frac{\left( \sum_{i=1}^n X_i \right) \cdot \sum_{i=1}^n Y_i}{n} \quad (2.6)$$

Para obtener los modelos matemáticos se desarrolló el tratamiento estadístico de los datos, estos se realizaron con la utilización del tabulador Microsoft Excel 2003.

### 2.5.2. Cálculo de la varianza

Ostle (1975) y Sarache (2004), consideran que el ANOVA, como técnica estadística, permite el estudio de las características medidas u observadas, cuyos valores dependen de varias clases de efectos que operan simultáneamente, esta técnica se basa en la división de la variabilidad total de una característica medible en la variabilidad causada por diferentes factores que intervienen en el problema.

Después de calcular los coeficientes de regresión se realiza el procesamiento estadístico de los datos, determinando la varianza. La significación de los coeficientes de regresión se comprueba por el criterio de t de student para una probabilidad de un 95 % o un intervalo de confianza de 0, 05 y 15 grado de libertad ( $N_0 - 1$ ).

Se calcula el coeficiente de fisher ( $F_{cal}$ ) y se compara con el fisher tabulado ( $F_{tab}$ ) según los grados de libertad del numerador y del denominador: si el  $F_{cal} > F_{tab}$ , entonces la ecuación describe adecuadamente el campo de la experimentación.

Antes de la realización del proceso tecnológico, se efectuará un control previo de la dureza superficial, la rugosidad superficial y del diámetro exterior.

### 2.6. Elaboración mecánica de las probetas

Las operaciones de corte se realizaron según norma ASTM E 3 – 95, con el empleo de un torno 16 K 20, con constante régimen de enfriamiento y evitar que el calentamiento producido por la fricción durante el proceso, pudiera provocar transformaciones en la estructura por cambios de fase. Las probetas fueron normadas según norma ASTM E 646 – 00.

A cada muestra se le denotó con una letra y un número como se especifica a continuación:

- A: Aleación de aluminio - magnesio.
- B: Aleación de aluminio - silicio - magnesio.
- C: Aleación de aluminio - silicio - cobre.

### **2.6.1. Maquinado de los casquillos para el ensamble de las eslingas**

Se maquinaron casquillos de las diferentes aleaciones para el ensamble de las eslingas por el proceso de prensado. En la figura 2.3 se muestra el casquillo luego del proceso de maquinado.



Figura 2.3. Casquillo para el proceso de ensamble de las eslingas.

Los casquillos fueron obtenidos por el proceso de maquinado, se fabricaron en un torno 16 K 20. Todas las probetas se someten al régimen de maquinado por lo que se asume la posibilidad de que en las superficies de las mismas haya estado presente el fenómeno de la acritud aunque en poca escala, por lo que se requieren condiciones intensas de evacuación del calor.

Para garantizar el buen acabado superficial obtenido y previo al tratamiento, la probeta se cilindró al aire, con los siguientes datos de corte:  $n = 350$  rev/min,  $S = 0,2$  mm/rev. Se empleo una cuchilla de  $90^\circ$  con sujeción mecánica Sandvik, código del vástago PSSN R 25 25 M 12, con una plaquita SNMG 12 04 08-PM de calidad 4 025 (SANDVIK Coromant KoroKey, 1996)

### **2.6.2. Preparación metalográfica de la probeta**

En la preparación metalográfica se realizó un conjunto de operaciones como son: corte, desbaste, pulido, desengrasado y lavado (ASTM E 3 – 95 y Norma NC 10 – 56: 86).

Corte: las muestras cortadas son de 35 milímetros de diámetro y 12 milímetros de espesor, se realizó el corte con una cuchilla de tronzar de tres milímetros de espesor, con sujeción mecánica Sandvik, código del vástago PSSN R 25 25 M 12, con una plaquita SNMG 12 04 08 - PM de calidad 4025. Se tronzaron al aire, con los siguientes datos de corte:  $n = 350 \text{ rev/min}$ ,  $S = 0,2 \text{ mm/rev}$  (Coromant corokey, 1996).

### **2.6.3. Ensayo de dureza**

En la medición de la microdureza se siguieron los procedimientos de la norma NC 10 – 56: 86, por lo que se utilizó un microdurómetro modelo PMT – 3 No 168, que tiene acoplado un objetivo acromático con compensación libre trinocular de tubo inclinado a  $30^\circ$ . La figura 2.4 muestra la huella de indentación realizada para el análisis de microdureza.

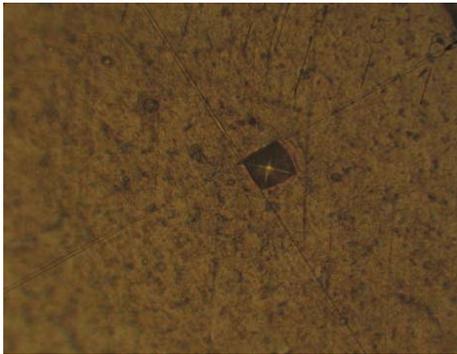


Figura 2.4. Huella de indentación realizada para el análisis de microdureza.

Las superficies de las probetas se prepararon de la misma manera que para el análisis microestructural, el desbaste y el pulido, se efectuaron tres mediciones a las muestras en diferentes lugares, las que se promediaron, la carga aplicada fue de 0,49 N, en un tiempo de 15 s. El indentador empleado fue el de pirámide de diamante, con un ángulo de  $136^\circ$  según la ASTM E 92 – 82.

### **2.6.4. Desbaste y pulido**

Se realizó con la variación de la granulometría de los papeles abrasivos al ser aplicadas a la pieza de trabajo, desde la más gruesa a la más fina, del tipo No 180, 400 y 600 (ASTM E 3 – 95). Las lijas fueron colocada sobre una placa de vidrio, se cambió el sentido del lijado a  $90^\circ$  al pasar de un pliegue a otro, para eliminar la capa de material distorsionado y deslizado dejado por el anterior, esto permite obtener una superficie lisa

y pulida, libre de impurezas o ralladuras, por último las muestras se pulieron en una pulidora metalográfica marca MONTASUPAL.

Para el acabado final se utilizó un paño de fieltro grueso, se usó como sustancia abrasiva, el óxido de cromo. Una vez pulida las probetas se lavaron con agua destilada, secándose con papel de filtro, se volvieron a lavar con tetracloruro de carbono ( $Cl_4C$ ) para evitar cualquier vestigio de grasa y pastas de pulir, se emplearon las técnicas de ataque manual por inmersión en el reactivo químico. Se aplicó el ataque por inmersión de las muestras durante cinco segundos con el reactivo ácido hidrofúrico durante 11 s (ASTM E – 262 Practice A).

## **2.7. Comportamiento microestructural**

Se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM – 100, que está dotado de una cámara instalada el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe (2006). Para observar las probetas, se nivelaron en un dispositivo con plastilina (ASTM E 3 – 95; NC 10 – 55: 86 y NC 04 – 77: 86). Las microestructuras de la figura 2.5, se corresponden con la estructura metalográfica de las muestras patrones de las aleaciones de aluminio.



Figura 2.5(a). Aleación Al – Mg.



Figura 2.5(b). Aleación Al – Si – Cu.

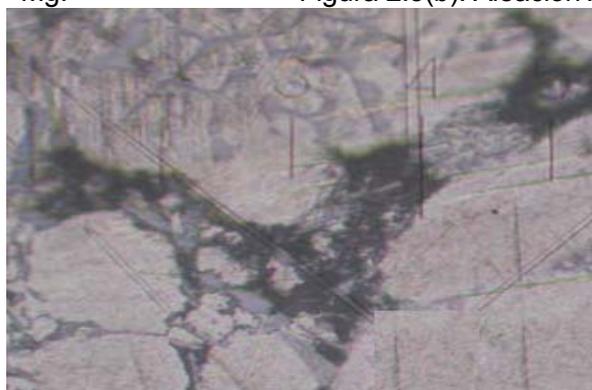


Figura 2.5(c). Aleación Al – Si – Mg.

La figura 2.5 (a) se corresponde con la aleación aluminio-magnesio, se observa que los cristales de magnesio eutéctico tienen forma acicular y ramificada, con contornos puntiagudos que favorecen la aparición de microgrietas y reducen la ductilidad de la aleación.

Se detectó en numerosos puntos, la presencia de una estructura de tipo eutéctico, situada en los límites de los dendritos desarrollados durante la solidificación. Esa microestructura consiste en brazos dendríticos primarios y secundarios de fase  $\alpha$ -Al, (figura 2.5 (b)), segregación interdendrítica que contiene una placa de silicio rodeada por un halo de fase  $\alpha$ -aluminio que están encapsulada por eutéctico irregular Al-Si.

La muestra 2.5 (c), presentó una morfología del silicio con una combinación de láminas y hojuelas, algunas gruesas y distribuidas uniformemente. También se observó, que existen ciertas partículas dispersas dentro de las dendritas de silicio, se observan muchas partículas finas dentro de la estructura eutéctica al igual que pequeñas láminas.

## **2.8. Adquisición de la señal del ruido magnético Barkhausen**

Para la medición de la señal de Barkhausen se utilizó la instalación experimental mostrada en la figura 2.6. Se muestra el panel frontal de la aplicación del software del sistema de medición de RMB. Esta aplicación cuenta con una opción empleada para fijar un nivel mínimo de amplitud de la señal de RMB para discriminar el ruido de fondo de las señales del RMB y poder analizar solo la señal de interés. Por medio de esta aplicación se obtienen los parámetros de RMB como son el valor RMS y el de la energía.

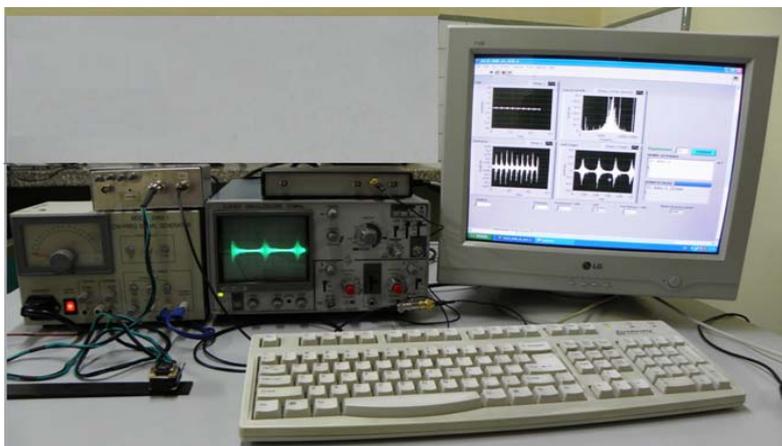


Figura 2.6. Instalación experimental usada para la medición del RMB.

La instalación está básicamente constituida por un circuito magnetizador capaz de suministrar una onda sinusoidal de 10 Hz a un amplificador de potencia que alimenta la sonda magnetizadora con un campo magnético de  $1,4 \times 10^4$  A/m, suficiente para alcanzar la saturación del material.

La señal del sensor de RMB es amplificada y filtrada por un filtro pasabanda de 1 kHz hasta 200 kHz. Las señales son visualizadas en un osciloscopio digital Tektronic TDS210 y una tarjeta National Instrument NI USB-6212xO adquiere los datos a una frecuencia de muestreo de 400 kHz. A través de un software de medición desarrollado por los usuarios en LabView se controla y almacenan los datos en una PC.

### 2.8.1. Medición del ruido magnético Barkhausen en los casquillos comprimidos

En presencia de un campo magnético que aumenta lentamente, el movimiento de las paredes de los dominios, puede ser monitoreado adecuadamente con métodos inductivos, ópticos o acústicos, detectándose así los saltos discretos. En la figura 2.7 se muestran los puntos de mediciones realizados a los casquillos con las eslingas luego del proceso de compresión.

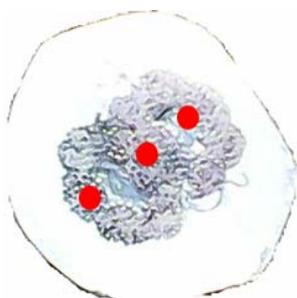


Figura 2.7(a)

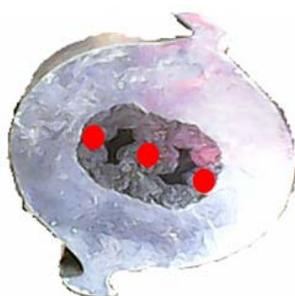


Figura 2.7(b)

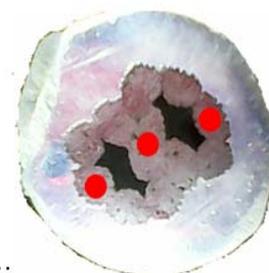


Figura 2.7 (c)

El movimiento de las paredes de los dominios magnéticos, está fuertemente influenciado por la microestructura del material: borde de grano, inclusiones, precipitados, dislocaciones, lo que hace que frente a alguno de ellos se produzca un freno al movimiento de las paredes. La respuesta de un material ferromagnético a un campo magnético es en el nivel atómico y depende de sus características microestructurales.

Como el ruido o efecto magnético Barkhausen es aplicable a materiales magnéticos, en nuestro estudio no pudo ser posible analizar los casquillos por estar fabricado de

aluminio, por lo que hubo que realizar mediciones en los cables luego del proceso de compresión.

El objetivo de este ensayo estuvo asociado a determinar el nivel de compresión realizado en correspondencia con el tipo de aleación utilizado. Se realizaron al menos tres mediciones de la variación del voltaje en cada muestra, los cuales fueron repetidos tres veces en cada punto (nueve veces) para establecer la media en la variación. La figura 2.7 (a) se corresponde con la aleación Al – Mg del tipo AA 5050, la figura 2.7 (b) se corresponde con la muestra de Al – Mg – Si, del tipo AA 6082 y la figura 2.7 (c) se corresponde con la aleación Al – Si – Cu, del tipo AA 2218.

### 2.8.2. Metodología para la medición del ruido magnético Barkhausen

La señal de RMB obtenida de un material ferromagnético por el sistema experimental comúnmente se procesa para obtener algunos parámetros cuantitativos y cualitativos que son empleados para relacionar sus valores con las propiedades del material. Los parámetros más comunes son el valor RMS, el valor de la energía y la envolvente de la señal de RMB. Los parámetros cuantitativos son el valor RMS y de energía y se definen según Pérez-Benitez (2008) como:

$$RMS = \sqrt{\frac{1}{T} \int_0^T V_{RMB}^2(t) dt} [V] \quad (2.7)$$

Donde T es el período de la señal de RMB y se denota a la señal de RMB por  $V(t)$  RMB como una función del tiempo.

$$Energía = \sum_i^n \left( \int_0^{T_i} V_i^2(t) dt \right) [V^2 \cdot S] \quad (2.8)$$

Donde  $n$  es el número de saltos Barkhausen que forman la señal de RMB e  $i$  indica el salto Barkhausen según Bruce (2007).

La forma de la envolvente es un parámetro cualitativo que forma una curva y se define como:

$$Env = (j = 1, \dots, N_p) = \sqrt{\frac{1}{\Delta T} \int_{\Delta T(j-1)}^{\Delta T \cdot j} V_{RMB}^2(t) dt} [V] \quad (2.9)$$

Donde se obtienen  $N_p$  puntos obtenidos cada uno obtenido en  $\Delta T = \frac{T}{N_p}$  segundos sobre el período T de la señal de RMB.

Se considera el modelo propuesto por Pérez *et al.*, (2005) y se tuvo en cuenta que para el caso de los dominios de 90° grados se emplea otra expresión para el campo coercitivo que actúa sobre las paredes de estos dominios, la cual toma en cuenta la influencia que tienen las tensiones residuales que se generan en los bordes de grano producto de la magnetostricción, la cual esta dada por:

$$h_R = \frac{\pi \bar{T}}{\mu_o I_s d_g} \quad (2.10)$$

Donde  $\bar{T}$  es el valor medio de tensiones residuales presentes en el material,  $d_g$  es el diámetro del grano,  $I_s$  la magnetización de saturación.

Además, Chikazumi (1964) tomó en cuenta la influencia de la magnetostricción dedujo otra expresión para el ancho de los dominios de 90° dada por

$$D = \frac{4}{3} \sqrt{\frac{\gamma d_g}{\lambda_{100} C_{11}}} \quad (2.11)$$

Donde  $\gamma$  es la energía por unidad de área de la pared,  $C_{11}$  es el módulo de elasticidad y  $\lambda_{100}$  es la magnetostricción en la dirección <100>, en la cual se orientan los dominios en los monocristales de hierro; Se obtiene una ecuación que representa el voltaje RMB producido, en función del campo aplicado H, al liberarse las paredes de dominio de los sitios de anclaje debido a los bordes de grano y a las partículas de segunda fase.

Otra magnitud que se usa para estudiar la contribución de las diferentes frecuencias de la señal a la energía de la señal de RMB es la densidad espectral (DE), la cual se da por la expresión.

$$S(f) = \int_{-\infty}^{\infty} R(\tau) e^{-j\pi f\tau} d\tau \quad (2.12)$$

Donde  $R(\tau)$  es la función de autocorrelación temporal de la señal de RMB.

La raíz cuadrada de la media cuadrática de la señal y la amplitud máxima de la señal, también conocida como el máximo voltaje de pico ( $V_{rms}$  y  $MVP$  respectivamente), se definen de la siguiente manera:

$$V_{rms} = \sqrt{\frac{\sum_i V_i^2}{n}} \quad (2.13)$$

$$MVP = \max|V_i| \quad (2.14)$$

Donde  $V_i$  es el máximo de cada salto de la señal y  $n$  es la cantidad de saltos de RMB. El  $V_{rms}$  caracteriza lo que se suele denominar como "actividad de Barkhausen". Si el  $V_{rms}$  es alto, entonces la actividad de Barkhausen es alta.

## 2.9. Cálculo de la fuerza ideal de conformación

La fuerza ideal de conformación ( $F_{id}$ ) es la fuerza necesaria para la conformación en un estado tensional lineal y sin fricción. Si se considera que la resistencia a la conformación ( $K_f$ ) es la tensión necesaria para deformar una pieza.

Por lo tanto, obtener una cota superior para la potencia requerida en un proceso de forja (Oyekanmi, 1992), cota que garantiza la efectiva realización de la deformación que se pretende establecer, por lo que la tensión por el área sobre la que actúa será:

$$F_{id} = k_f \cdot A \quad (2.15)$$

Dado que  $A \cdot h = V$  constante, se tiene que:

$$F_{id} k_f \cdot \frac{V}{h} \quad (2.16)$$

De esta manera se puede presentar la fuerza en función de la variable  $h$ .

Otro ensayo, sugerido por Kudo y Kunogi (Kudo, 1955) y desarrollado por Cockcroft y Male (Male, 1964) utiliza la compresión de un anillo entre plataformas planas, por lo que en correspondencia con estos autores, se puede presentar  $k_f$  en función de  $h$ , pues en la conformación en frío:

$$k_f = f(\phi) \text{ y } \phi = \frac{h_1}{h_0} \quad (2.17)$$

**Donde:**

- $\phi$  grado de la conformación.  
 $h_1$  altura final de la pieza conformada; mm  
 $h_0$  altura inicial de la pieza a conformar; mm

**2.9.1. Cálculo del trabajo ideal de conformación**

El método más completo para resolver los problemas generales del rozamiento es el de Bowden y Tabor (Bowden, 1950), basado en la observación de que las superficies reales de los metales no son lisas.

Cuando dos de estas superficies se ponen en contacto bajo una carga ligera, interactúan solamente algunas asperezas relativamente aisladas de la superficie. En correspondencia con Wagoner (2005), el trabajo ideal de la conformación ( $W_{id}$ ) es aquel que realiza la fuerza ideal sobre el recorrido y puede calcularse como:

$$dW_{id} = F_{id} \cdot ds = k_f \frac{V}{h} ds \quad (2.18)$$

**Donde:**

$$s = h_0 - h_1, \text{ por lo que } ds = -dh$$

$$\text{Para } s = s_0 \rightarrow h = h_0$$

$$\text{Para } s = s_1 \rightarrow h = h_1$$

Sustituyendo, se tiene que:

$$W_{id} = -\int_{h_0}^{h_1} k_f \cdot V \left( \frac{dh}{h} \right) = -V \int_{h_0}^{h_1} k_f \cdot \frac{dh}{h} \quad (2.19)$$

Lo que puede escribirse como:

$$W_{id} = -V \cdot k_f m \cdot \ln \frac{h_1}{h_2} \quad (2.20)$$

O también como:

$$W_{id} = -V \cdot k_f m \cdot \phi_h \quad (2.21)$$

Lo cual puede calcularse en función de la figura 2.7 que es la variación de la fuerza ideal de conformación en un estampado paralelo.

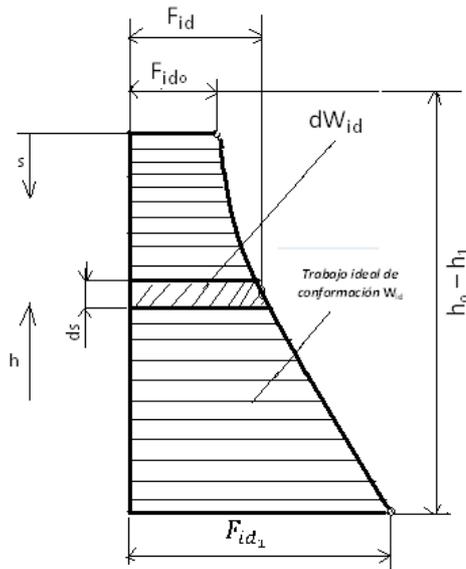


Figura 2.8. Variación de la fuerza ideal de conformación en un estampado paralelo.

Otros métodos que contemplan de una forma más precisa el fenómeno de la deformación plástica son el del campo de líneas de deslizamiento, Por lo que como ecuación general para el trabajo de conformación en frío se empleará la expresión propuesta por Martín (2008):

$$W_{id} = V \cdot k_f m |\phi_{máx}| \text{ o } W_{id} = V \cdot k_f m \cdot \phi_g \quad (2.22)$$

Ecuación que considera el área bajo la curva en la figura 2.6.

Teniéndose en cuenta que el prensado del casquillo en la eslinga se realiza en posición horizontal, se hace necesario sustituir los datos referidos a la variación de la altura de la pieza por los datos reales de la variación del diámetro:

$$\phi = \frac{d_I}{d_o} \quad (2.23)$$

Entonces:

$$dW_{id} = F_{id} \cdot ds = k_f \cdot \frac{V}{d} \cdot ds \quad (2.24)$$

Donde:

$$s = d_o - d_I \text{ por lo que } ds = -d$$

$$\text{Para } s = s_o \rightarrow d = d_o \text{ y Para } s = s_I \rightarrow d = d_I$$

Para obtener una medida de la carga en un proceso de estampa la teoría supone el conocimiento de la tensión de fluencia, normalmente una tensión de fluencia media. Esto puede ser una fuente de error, particularmente si se utiliza metal recocido, ya que la velocidad inicial de endurecimiento por deformación es elevada.

### 2.9.2. Carga mínima de rotura

Este parámetro se determina por la especificación de calidad suministrada por el fabricante, Por otro lado, es mejor utilizar la eslinga apropiada al peso a elevar, ya que una eslinga cuya capacidad de carga exceda demasiado del peso podría ser muy rígida y al deformarse no se recupera. Para los otros elementos, la capacidad de carga será la que resulte una vez aplicado el coeficiente de seguridad, al menos cinco, para la carga nominal máxima, lo que es fundamental que conserven su forma geométrica a lo largo del tiempo. La misma se determina según UNE 58 – 510 – 80 como:

$$F_{min} = \frac{d^2 \cdot Rr \cdot K}{1000} \quad (2.25)$$

Donde  $F_{min}$  es la carga mínima de rotura del cable, en  $kN$ ;  $d$  es el diámetro nominal del cable, en  $mm$ ;  $Rr$  es la calidad del cable en  $N/mm^2$  y  $K$  es el factor de la carga de rotura.

Para el cálculo de la calidad del cable  $Rr$ , las normas EN 12 385 – 4, establecen una clasificación, tal y como se muestra en la tabla 2.5, la misma establece la clasificación de los cables por grado y calidad.

Tabla 2.5. Clasificación de los cables por grado y calidad. Fuente: Norma EN 12 385 – 4

Grado		Calidad del cable	Calidad de resistencia a la tracción de los alambres ( $N/mm^2$ )		Resistencia $kgf/mm^2$
1	Acero de tracción	1 240	-	-	126
2	Arado suave	1 570	1 570	1 960	160
3	Arado	1 770	1 570	1 960	180
4	Arado mejorado	1 960	1 770	2 160	200
5	Arado extra mejorado	2 160	1 960	2 160	210 – 245
6	Siemens – Martin	-			70 mínimo
7	Alta resistencia	-			100 mínimo
8	Extra alta resistencia	-			135 mínimo



Los cables pueden fabricarse en torcido derecho o en izquierdo, tanto el torcido regular como en el Lang. En la mayoría de los casos, no afecta el que se use un cable torcido derecho o izquierdo. Los cables con torcido derecho se conocen como normal, por lo tanto, son los que se utilizan en la mayoría de las aplicaciones. Según la tabla 2.5 y para los cálculos, en nuestro caso, utilizaremos el grado de acero No 1, el acero de tracción.

### 2.9.3. Cálculo de la carga máxima de trabajo de las eslingas

La carga máxima es la que se permite mover con el aparato de elevación en sus diferentes configuraciones. Para el cálculo de la carga máxima de trabajo de las eslingas de un ramal, la misma se calcula según las normas EN – 13 414 – 1 de la forma siguiente:

$$WLL = \frac{F_{min} \cdot KT}{Z_p \cdot g} \quad (2.26)$$

Donde  $WLL$  es la carga máxima de trabajo de la eslinga, en t;  $KT$  es un coeficiente relacionado con la eficacia de las terminaciones (para las terminaciones encasquilladas es 0,9;  $Z_p$  es un coeficiente de trabajo o de utilización que es igual a 5;  $g$  es el coeficiente de  $\frac{masa}{fuerza}$  y es igual a 9,80665.

La carga máxima de utilización está determinada por la cantidad de los ramales y las condiciones de trabajo (verticales y en ángulo) para lo cual, el esfuerzo de cada ramal aumenta al incrementarse el ángulo bajo el que trabaja por lo que deben realizarse correcciones.



## **2.10. Conclusiones del capítulo 2**

- Los métodos de investigación utilizados se complementan con el empleo de una actualizada base experimental, de tecnologías, de software y equipamientos novedosos que garantizan precisión y confiabilidad a los resultados.
- Las ecuaciones desarrolladas permiten establecer el comportamiento del proceso de forja con estampa en función del carácter de la fuerza, de los dos cuerpos en contacto y la estimación de la resistencia del cable dentro del casquillo.
- El modelo implementado abre la posibilidad de incorporar diferentes parámetros adicionales al del rozamiento, entre ellos la acritud y la temperatura, que condicionan el valor de la tensión de fluencia de los materiales en estudio.

# **Capítulo 3**

## **Análisis de los resultados**

## CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

### 3.1. Introducción

Se exponen los resultados derivados del trabajo experimental y a partir de los mismos, las expresiones matemáticas estadísticas que describen las regularidades del comportamiento de las aleaciones de aluminio de las series AA 2218, AA 5050 y AA 6082 para la fabricación de casquillos de eslingas empleadas como elementos de izaje.

El objetivo de este capítulo es establecer el comportamiento microestructural, así como el procedimiento metodológico que caracteriza el comportamiento de las aleaciones objeto de estudio sometido a proceso de deformación por estampado.

### 3.2. Análisis de la composición química de las aleaciones

La composición química se tomó como resultados de tres chispas para obtener el promedio de cada una de ellas. La determinación de los elementos aleantes presentes en el material fue realizada bajo el método de electrofotometría de absorción atómica y vía húmeda en un equipo marca GBC, modelo Avanta, serie A 4721, en ciudad de la Habana. En la tabla 3.1 aparece la composición química de la aleación AA 5050.

Tabla 3.1. Composición química de la aleación AA 5050

Nomenclatura	Si %	Fe %	Cu %	Mn %
AA 5050	0,29	0,33	0,02	0,02
	Mg	Al %		
	1,62	97,5		

Se puede observar que en esta aleación y lo establecido en la tabla 2.1 del capítulo 2, en su composición química, con lo establecido por las normas, existe una diferencia marcada en sus elementos aleantes. La tabla 3.2 muestra la diferencia en por ciento de los mismos.

Tabla 3.2. Diferencia entre el por ciento de los elementos aleantes

Nomenclatura	Si	Fe	Cu	Mn
AA 5050	0,11	0,27	0,18	0,08
	Mg	Al		
	162	Resto		

La disolución sólida de elementos aleantes como el magnesio permite obtener un estado de endurecimiento del material, formando parte de la resistencia mecánica de estas aleaciones. Además, muestra mejores características de resistencia mecánicas con contenidos superiores a 2,5 % de Mg, este elemento es el que más endurece por solución sólida a las aleaciones de aluminio no tratable térmicamente, a partir de este porcentaje el magnesio es frecuente usarlo en estructuras, debido a que presenta una elevada resistencia en un estado de recocido. Las aleaciones binarias Al - Mg, por su buen grado de conformabilidad, se puede extruir, lo que ha sido reportado por Weinert *et al.*, 2007

La tabla 3.3, muestra la composición química real de la aleación AA 2218, obtenida.

Tabla 3.3. Composición química de la aleación AA 2218

Nomenclatura	Si %	Fe %	Cu %	Mn %
AA 2218	6,72	0,92	2,76	0,03
	Mg %	Cr %	Ni %	Al %
	0,41	0,01	0,01	88,9

Al comparar los resultados obtenidos con los valores estándar se puede apreciar en la tabla 3.4 la diferencia que existe en el porcentaje de los elementos aleantes de esta aleación.

Tabla 3.4. Diferencia entre el porcentaje de los elementos aleantes

Nomenclatura	Si	Fe	Cu	Mn
AA 2218	5,82	0,08	0,74	0,17
	Mg	Cr	Ni	Al
	0,79	0,09	1,69	Resto

Se puede apreciar que igual que en la aleación anterior, existe contradicción entre la relación de la aleación estándar con la obtenida para la fabricación de los casquillos, donde el elemento níquel está afectado en 1,69 %, al añadir a las aleaciones Al – Cu y al Al - Si mejora la dureza y la resistencia a elevadas temperaturas y reduce el coeficiente de expansión.

El cobre es uno de los más importantes elementos aleantes del aluminio porque sus aleaciones pueden ser endurecidas de manera sustancial mediante tratamientos térmicos. En el estado sólido, las tres fases  $\alpha - Al, CuAl_2$  y Si, están en equilibrio en la mayoría de las aleaciones ricas en aluminio. La cúspide del campo de las tres

fases se desplaza con la temperatura. Las solubilidades de cobre en silicio y de silicio en  $Al, CuAl_2$  probablemente son despreciables y bajo condiciones de no-equilibrio, aún por temple desde el líquido, no se producen grandes efectos sobre la estructura de las aleaciones, planteado por Muñoz (2008).

En su cristalización, las aleaciones del sistema aluminio – cobre - silicio presentan granos columnares, siendo más pronunciada mientras más bajo es el contenido total de aleación; el tamaño de las dendritas es más largo y el espaciado entre brazos dendríticos es menor a medida que es mayor la relación Si: Cu para cualquier contenido de aleación. En las aleaciones aluminio-silicio eutécticas se reduce el tamaño de las celdas eutécticas, coincidente con Orro *et al.* (2000).

La composición química obtenida de la aleación AA 6082 se muestra en la tabla 3.5, en la misma se recoge el porcentaje de los elementos aleantes presente en la misma.

Tabla 3.5. Composición química de la aleación AA 6082

Nomenclatura	Si %	Fe %	Cu %	Mn %
AA 6082	1,21	0,41	0,01	0,01
	Mg %	Zn %	Al %	
	1,48	0,02	96,6	

En la tabla 3.6 se muestra la diferencia de ambas composición química.

Tabla 3.6. Diferencia entre el porcentaje de los elementos aleantes

Nomenclatura	Si	Fe	Cu	Mn
AA 6082	0,51	0,09	0,19	0,39
	Mg	Zn	Al	
	0,28	0,18	Resto	

Según los resultados obtenidos se puede apreciar que la mayor diferencia radica en el elevado porcentaje de silicio que presenta la aleación. Según sus respectivas solubilidades, la fase primaria de aluminio contendrá disueltos magnesio y silicio, la fase  $Mg_2Si$  continuará manteniendo su composición estequiométrica y el silicio se encontrará formando parte del eutéctico aluminio-silicio si las aleaciones son hipoeutécticas.

En las aleaciones vaciadas, la presencia de Mg en solución junto al Si conduce a la formación del compuesto  $Mg_2Si$  como racimos que es endurecedor de la aleación

que se forma con la relación  $Mg_2Si = 1,73$  ; al darse esta relación, el sistema ternario se puede analizar como un sistema cuasi-binario  $Al - Mg_2Si$  .

Aleaciones trabajadas, las que poseen excelentes características para ser deformadas plásticamente, poseen composiciones químicas y microestructuras que notablemente difieren de las aleaciones vaciadas, característica que es una indicación de los diferentes requerimientos en su manufactura, lo que ha sido reportado por Corrochano *et al.* (2008) y Datta *et al.* (2004).

Las aleaciones Al - Mg (AA 5XXX) con alto contenido de magnesio están clasificados dentro de los no tratables térmicamente, son suministrados en forma recocida y endurecida en frío, por otro lado las aleaciones de la serie AA 6XXX, contiene Silicio y Magnesio, haciéndolas susceptibles al tratamiento térmico, lo que ha sido planteado por Polmear (2006).

### 3.3. Análisis microestructural de la aleación aluminio – magnesio

Con objeto de apoyar la identificación de las diversas transformaciones detectadas, se procedió a realizar el análisis del examen microscopio para observar las posibles transformaciones acaecidas. La figura 3.1 (b), 3.1(c) y 3.1(d) se corresponde con las estructuras de la aleación aluminio – magnesio luego del proceso de compresión.

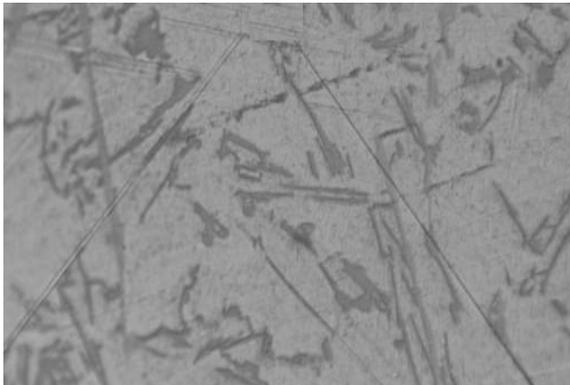


Figura 3.1(a). Muestra patrón.

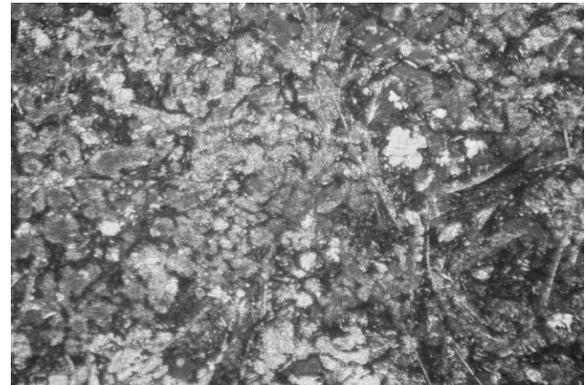


Figura 3.1(b). Muestra del centro.

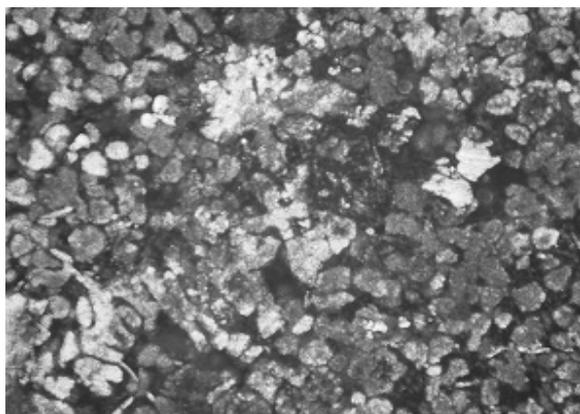


Figura 3.1(c). Muestra de la periferia.

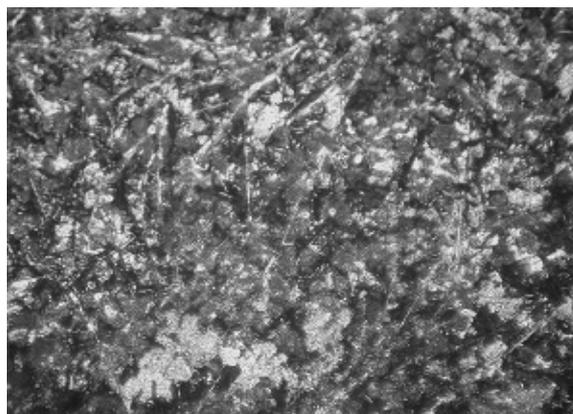


Figura 3.1(d). Muestra del centro.

Un incremento de la velocidad en la compresión produce una mayor segregación del eutéctico para una misma velocidad de ensayo figura 3.1 (b) a bajas temperaturas se observa una mayor orientación de las fase alfa en la dirección perpendicular a la presión (figura 3.1 (d)). En las micrografías se observa que el silicio tiende a desaparecer de la zona central, aunque no se hace tan evidente como con los lingotes conformados, esto se justifica por el efecto de la compresión.

El silicio se desplaza hacia la periferia, con el microconstituyente eutéctico líquido que ha fundido a menor temperatura, que no sea tan evidente este efecto puede ser debido al mayor tamaño del silicio, por otro lado El magnesio precipita preferentemente en los límites de grano como una fase altamente anódica ( $Mg_5Al_3$  o  $Mg_5Al_8$ ), lo cual produce susceptibilidad al agrietamiento intergranular y a la corrosión por esfuerzo. La adición de magnesio incrementa fuertemente la resistencia del aluminio sin reducir su ductilidad, lo que ha sido reportado por Youseffi y Showaiter (2006) y que coincide con Mann *et al.* (2011).

### 3.3.1. Análisis microestructural de la aleación aluminio – silicio – cobre

Del análisis microestructural de las muestras conformadas de la aleación Al – Si – Cu, se muestra su comportamiento en la figura 3.2 (b), 3.2 (c) y 3.2 (d), obtenidas luego del proceso de compresión por estampado, aunque las principales diferencias entre las propiedades y características de estas aleaciones están usualmente asociadas a las adiciones de elementos aleantes en diferentes magnitudes, muchos de ellos producen efectos significantes cuando se añaden en cantidades del orden del 1 %.

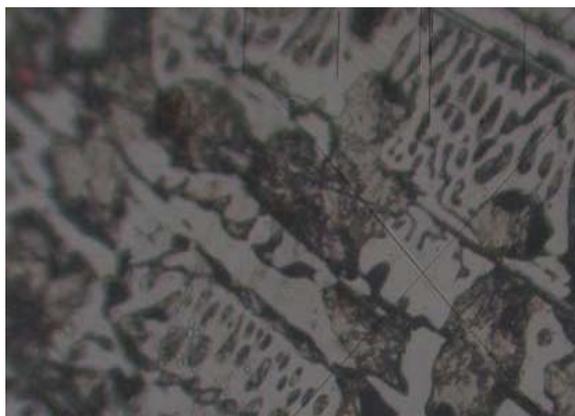


Figura 3.2(a). Muestra patrón.

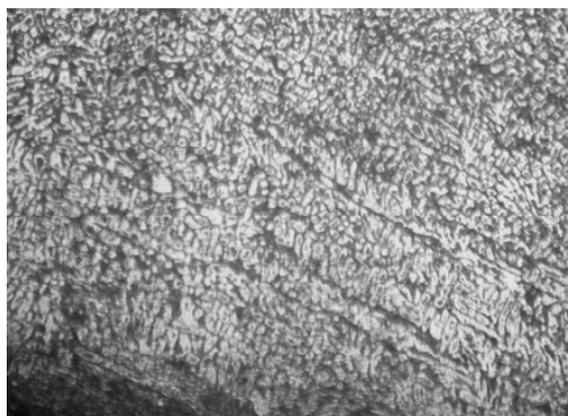


Figura 3.2(b). Muestra del centro.

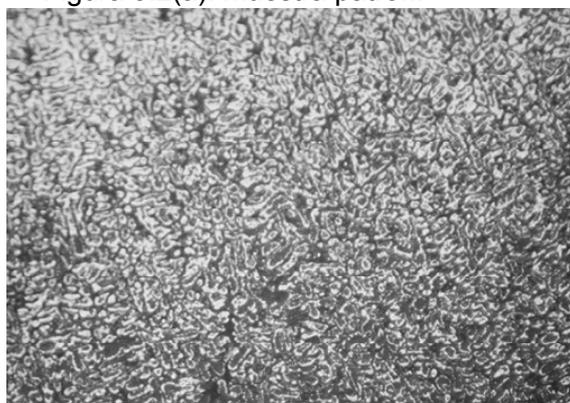


Figura 3.2 (c). Muestra de la periferia.

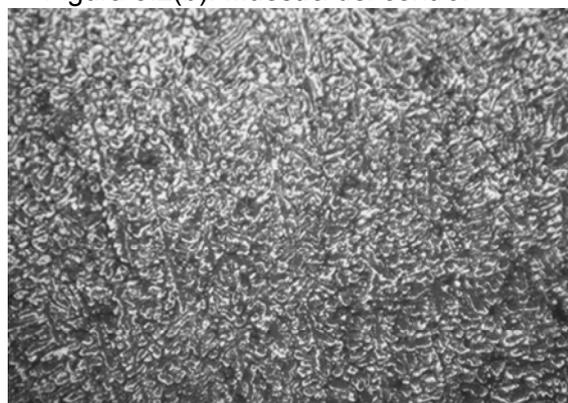


Figura 3.2 (d). Muestra del centro.

En las estructuras se observa en determinadas zonas un aspecto parcialmente dendrítico con silicio eutéctico muy fino y cierta porosidad. No se observa una estructura de fase alfa globular rodeada de microconstituyente eutéctico típica de los procesos de conformación, se observa un pequeño redondeo de las dendritas y un consecuente crecimiento del tamaño de la fase alfa, pero no muy acentuado, casi inapreciable a pocos aumentos así como un pequeño incremento en el tamaño de las partículas de silicio, justificado por el calentamiento de la muestra

El tipo de constituyente soluble formado depende no solamente de los elementos solubles sino que también depende de su relación en la composición química. Si en las aleaciones el cobre está en proporciones muy bajas (como en nuestro caso de estudio), un tratamiento de solución permite disolver los elementos solubles o esferoidizar los compuestos metaestables; de esta manera, se rompe su continuidad en la matriz para conducir a aumentar la ductilidad de la aleación. De igual manera, la deformación plástica rompe la red de compuestos frágiles y los distribuye en la

matríz, reportado por Zander y Sandström (2008).

Sin embargo, es necesario tomar en cuenta que los desbalances entre ciertos elementos aleantes y la presencia de elementos traza (Fe y Cr) pueden conducir a que en algunas aleaciones vaciadas se disminuya la vaciabilidad de ellas, para conducir a piezas de baja calidad superficial, lo que fue reportado por Meran *et al.* (2008).

### 3.3.2. Análisis microestructural de la aleación aluminio – silicio – magnesio

Se realizó el análisis de la microestructura de la aleación aluminio – silicio magnesio, las figuras 3.3 (b), 3.3 (c) y 3.3 (d) muestran este comportamiento, el cual está asociado a las fuerzas de compresión aplicada a las mismas.

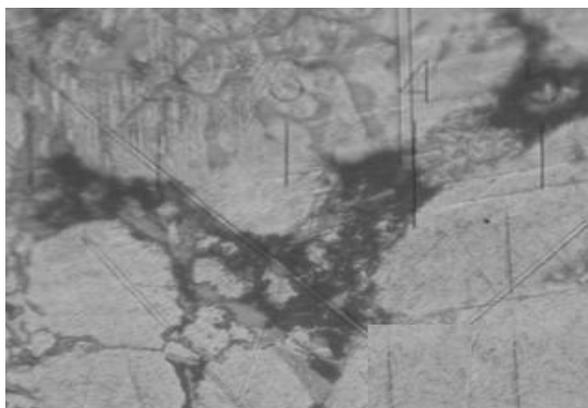


Figura 3.3(a). Muestra patrón.



Figura 3.3(b). Muestra del centro.

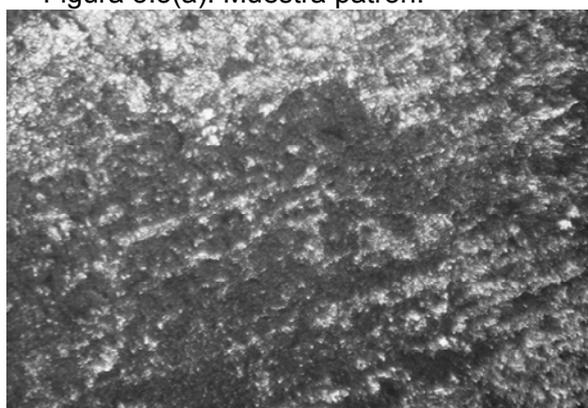


Figura 3.3(c). Muestra de la periferia.

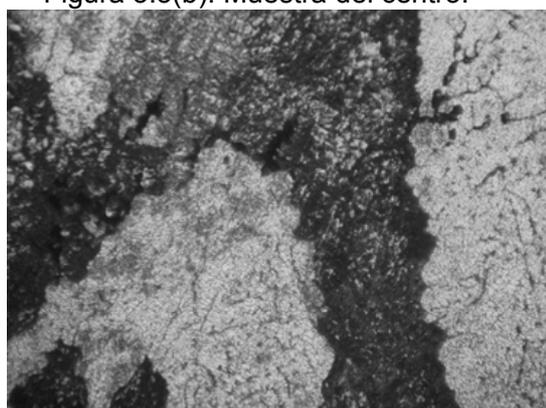


Figura 3.3(d). Muestra del centro.

Tal y como se puede observar en las micrografías, esto hace que en las zonas centrales queden zonas sin apenas silicio eutéctico y que prácticamente se observen zonas que en su totalidad son fase alfa, se observa que, junto al aluminio matríz y a cristales de  $SiAl_2$ , existen en ella otros dos constituyentes, uno de ellos

de color gris y con tendencia a tener en general formas poliédricas o acciculares, mientras que la cuarta fase presenta una coloración gris oscura con cierta tonalidad y forma irregular, con cristales de menor tamaño que el resto de los constituyentes que forman la eutéctica.

La proporción relativa de esta última fase parece ser muy variable de unos campos a otros, observándose masas en las que su presencia es muy escasa, mientras que en otras ocasiones su proporción es mucho mayor. Esta eutéctica cuaternaria aparece esporádicamente en forma globular y con constituyentes de tamaño pequeño, lo que ha sido reportado por Forn *et al.*, 2005.

### 3.4. Análisis del efecto Barkhausen aplicado a los cables

Los resultados de magnetización registrados para el ruido Barkhausen para las diferentes muestras fueron procesados según lo establecido en el epígrafe 2.9.1 del capítulo 2. La figura 3.4 se corresponde con la aleación AA 5050 (aluminio – magnesio), la misma fue caracterizada con la letra A según la denominación dada en el capítulo 2.

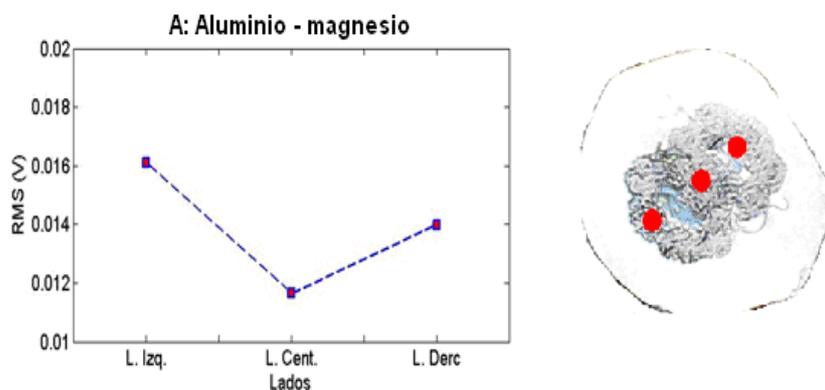


Figura 3.4. Caracterización magnética de la aleación AA 5050.

Se puede observar en la figura 3.4, que después de aplicada la magnetización en el cable, luego de ser comprimido, se ha obtenido, tanto en el lado izquierdo como en el lado derecho, un comportamiento muy similar, lo que demuestra que la aleación AA 5050 (aluminio – magnesio) ha fluido satisfactoriamente entre los alambres que componen la eslinga, lo cual está originado por la plasticidad que presenta esta aleación, la diferencia que se muestra en ambos lados, presumiblemente está

ocasionado por una imperfección o mala colocación de la estampa durante el proceso.

En la figura 3.5 se muestran los resultados de la magnetización en los cables de la aleación AA 6082 (aluminio - silicio - magnesio) luego del proceso de magnetización.

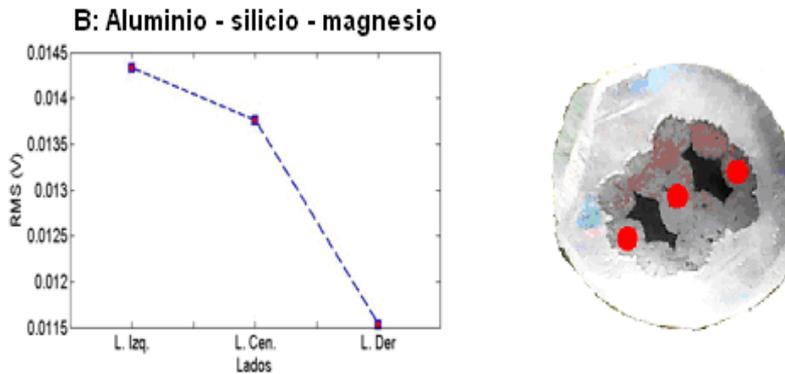


Figura 3.5. Caracterización magnética de la aleación AA 6082.

Una distribución irregular presentan los puntos obtenidos en la magnetización de la aleación, tal y como se muestra en la figura 3.5, en el cual el lado derecho presenta una menor afectación de la señal, lo cual demuestra que en este extremo, el punto de cedencia del material es mayor, lo cual indica que el material tiene una mayor pérdida de energía y por lo tanto sufrió un endurecimiento debido a la carga aplicada, no así para el lado izquierdo donde apenas hubo se puede apreciar una ligera afectación.

La alteración de los puntos puede estar asociado a la formación de cristales de  $SiAl_2$ , como se observa en las microestructuras obtenidas luego del proceso de compresión, lo cual introduce una mayor dureza en la aleación y por lo tanto una menor resistencia a la tracción de la eslinga.

Se procedió a realizar el análisis de la magnetización en la aleación AA 2014 (Aleación de aluminio - silicio - cobre). En la figura 3.6 se puede observar el comportamiento obtenido.

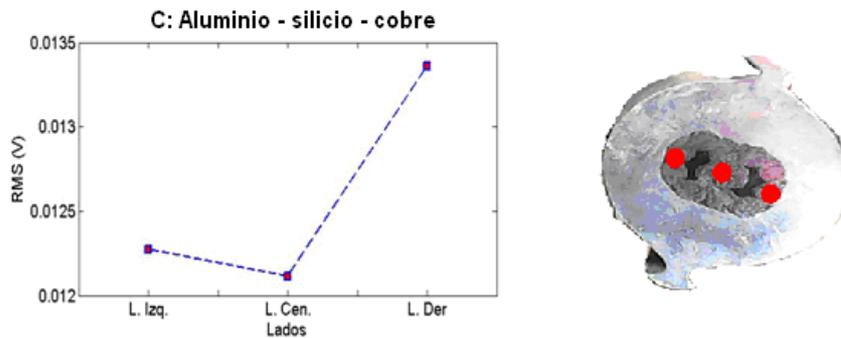


Figura 3.6. Caracterización magnética de la aleación AA 2218.

En la aleación AA 2218, se observa una distribución de los puntos parecido a la aleación AA 6082, pero para el lado derecho, afectado por la dureza que se ha alcanzado en el cable lo que puede estar ocasionado por la presencia de la estructura dendrítica con el silicio eutéctico y el elemento cobre, lo cual le confiere a la aleación una menor ductibilidad, esto ofrece mayor resistencia a ser conformado y afecta la superficie de la eslinga.

Con las figuras de la magnetización analizadas para cada aleación (3.4, 3.5 y 3.6), se puede plantear que la 3.4 ha sido la menos afectada por daños debido a esfuerzos mecánicos (compresión), se encontró que en las diferentes zonas o puntos analizados existe discrepancia significativas en las aleaciones AA 6082 y la aleación AA 2218 con respecto a la aleación AA 5050. En estos puntos, el RMB mostró un aumento en la amplitud de la señal a medida que los puntos se alejaban de la región comprimida, mientras que el ancho de cada una de ellas se reduce.

La concentración de esfuerzos es la razón principal que causa la falla por fatiga de los materiales. Sin embargo, un daño prematuro de los materiales, es complicado de predecir y de poder generar una evaluación adecuada de su estado actual.

Esto es debido a la naturaleza de los defectos que impiden el movimiento de las paredes en cada caso, en el primer caso los defectos que actúan sobre las paredes de  $180^\circ$  son partículas de segunda fase, perlita o cementita. Se ha demostrado que las paredes de  $180^\circ$  efectúan un movimiento rápido que frenan su movimiento y brevemente al hacer contacto con estos defectos produciéndose avalanchas por el movimiento de varias paredes simultáneamente.

En el segundo los saltos correspondientes a las paredes de  $90^\circ$  son casi "cuadrados". Esta forma es debido a que la pared interactúa con un defecto lineal (el borde del grano en este caso). Lo cual ha sido reportado por autores como Pérez Benitez *et al.* (2005); Maru *et al.* (2006) y Ortega *et al.* (2011).

La figura 3.7 muestra el comportamiento de las envolventes obtenidas en cada una de las aleaciones luego de ser procesada con el empleo del ruido magnético Barkhause.

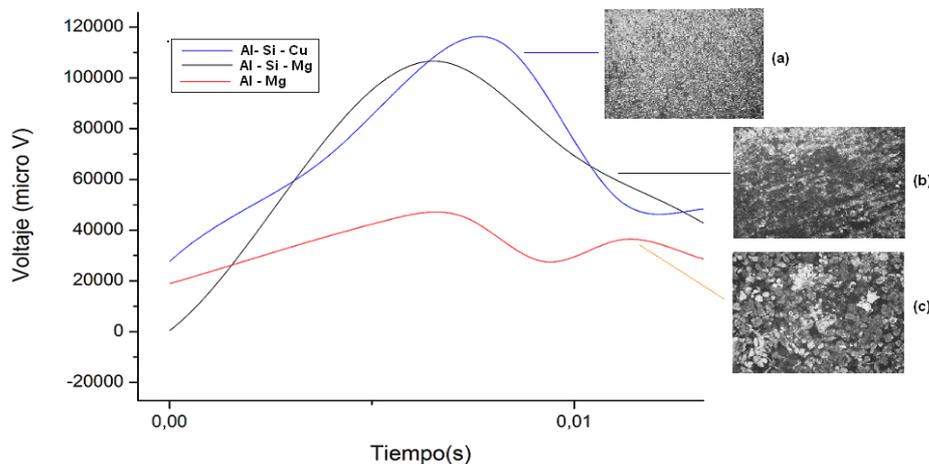


Figura 3.7. Comportamiento de las envolventes en cada aleación (cable).

Como se observa en la figura 3.7, en el cable de la aleación de aluminio – magnesio, se ha mantenido en la superficie un aumento del tamaño de grano (microestructura c), lo que condujo a un material magnéticamente más ductil. Por consiguiente, se observa la aparición más temprana del RB (línea roja) y también una disminución en las señales de RB. Tanto el valor del pico máximo como el gráfico del RMS de toda la señal, disminuyeron, mostrándose la aparición de dos picos, diferenciándose de las demás aleaciones, que presentan un solo pico, resultados que son coherentes con los de Matzkanin (1979).

En la curva azul (aleación Al – Si – Cu), se observa un pico de mayor amplitud, este resultado muestra un mecanismo diferente del movimiento de las paredes de dominios, distinto del encontrado en las otras dos muestras, originado por la aparición de tamaños de granos de menor tamaño (microestructura a), lo que induce mayor dureza, resultado casi análogo que el que muestra la curva negra (aleación

Al – Si – Mg), lo cual promueve también la aparición de dominio magnético muy semejante en cuanto a tamaño de grano y de dureza (microestructura b). En ambos casos se observa la aparición de un solo pico y el retraso leve del mismo hacia campos H mayores ya que el pico aparece más tarde. Este resultado es coherente con Isaacson *et al.* (2007).

Los contornos de grano son sitios preferidos para la nucleación de dominios y para el anclaje del movimiento de paredes de dominio. Por tanto el número de saltos barkhausen incrementan con la reducción del tamaño de grano como lo reporta Mohapatra *et al.* (2010). Además el número de dominios que existe en un grano es proporcional a la raíz cuadrada del diámetro del grano. Así, en regiones de granos finos el numero de paredes de domino que se pueden mover es mayor que en regiones de grano grueso reportado por Altpeter y Kroning (2007).

La presencia de una alta densidad de dislocaciones, ocasiona que aquellos saltos de Barkhausen sean cortos y consecuentemente de baja amplitud. Este comportamiento se ve reflejado en las señales de la figura 3.7, observándose que cada una de las emisiones de RMB contiene un gran número de saltos (señal ancha) pero de baja amplitud.

### **3.5. Comportamiento de la resistencia a la conformación**

El desarrollo de esta teoría puede seguir dos vertientes: la primera, aquella en la que se construyen relaciones explícitas entre esfuerzos y deformaciones de acuerdo con las observaciones de una forma tan cercana y minuciosa como sea posible; la segunda, en donde se desarrolla teorías matemáticas para calcular distribuciones no uniformes de esfuerzos y deformaciones sobre cuerpos deformados permanentemente. Nuestro trabajo se basa en la segunda teoría.

Para determinar la resistencia a la conformación ( $k_f$ ) de cada una de las aleaciones de aluminio (ecuación 2.17) utilizadas en la fabricación de los casquillos, donde se consideró: el grado de la conformación, la altura final de la pieza conformada y la altura inicial de la pieza a conformar, se realizaron tres ensayos en cada caso con el auxilio de un manómetro de carátula instalado convenientemente en la prensa empleada. En la tabla 3.7 se recogen los resultados.

Tabla 3.7. Resultados de los cálculos de la resistencia a la conformación.

Aleación	Experimento 1 (MPa)	Experimento 2 (MPa)	Experimento 3 (MPa)	Media (MPa)
Al – Si - Cu (AA 2218)	175	170	168	171
Al – Mg – Sí (AA 6082)	158	165	166	161
Al – Mg (AA 5050)	139	148	136	141

Luego de efectuado los cálculos de la resistencia a la conformación, según la resistencia inicial de cada una de las aleaciones de aluminio, se aprecia en la tabla anterior que la aleación Al - Mg es, de las tres, la que menor resistencia a la conformación presenta.

Durante el proceso de estampado en las prensas, estas máquinas funcionan usualmente a velocidad constante y están limitadas por la carga, donde se transfiere una gran cantidad de energía a la pieza, mediante una carga constante durante la carrera, cuya velocidad se puede controlar, permitió lograr un flujo del material en correspondencia con la dureza que posee el material, la variación obtenida en los tres experimentos se asocia a los elementos químicos que presenta cada uno de los materiales procesados, lo cual lo hace más resistente a ser deformado, reportado por Ocaña *et al.* (2004) y Pieczonka *et al.* (2008).

Se observa en la tabla que la primera aleación (Al – Si - Cu) que en la medida que se deforma, esta ofrece mayor resistencia a la conformación (175 a 168 MPa), de igual manera ocurre con la aleación (Al – Mg – Si) y en menor medida para la aleación Al – Mg que presenta mejores propiedades a este proceso. Se pudo percibir en algunas de las aleaciones de (Al – Si - Cu) y de la aleación (Al – Mg – Si) vestigios de macrogrietas y roturas en los casquillos.

Existen distintas magnitudes de tensiones que provocan el incremento de las tensiones normales y tangenciales debajo de la capa deformada, las que están relacionadas fundamentalmente con estados tensionales del tipo plano. Los cambios de las tensiones en la red cristalina se verán influenciados por la magnitud de las cargas impuestas al material y la velocidad de aplicación de dichas cargas

(esfuerzos de tracción y compresión), los átomos constituyen barreras u obstáculos al movimiento de las dislocaciones, según fue planteado por Callister (1999); Pero-Sanz (2000) y Key to steel (2002).

Las grietas de fatiga se inician en la superficie donde existen concentradores de tensiones, las cargas cíclicas pueden producir discontinuidades superficiales microscópicas resultado del deslizamiento de dislocaciones (por procesos de deformaciones plásticas locales), las cuales también pueden actuar como concentradores de tensiones y ser lugares de nucleación de grietas Monsalve *et al.* (2007) y Genel (2007).

### 3.5.1. Resultados del cálculo de la fuerza ideal de conformación

El forjado con matriz impresora o forja semicerrada es la denominada estampación, donde la pieza adquiere la forma de las cavidades del dado, al forjarse entre dos matrices con un perfil determinado. Algo del material fluye hacia el exterior formando una rebaba, que tiene un papel importante en el flujo del material en el estampado, es delgada, se enfría con rapidez y por su resistencia a la fricción, somete a grandes presiones al material de la matriz, lo que promueve así el llenado de la cavidad.

La tabla 3.8 muestra los resultados obtenidos del cálculo de la fuerza ideal de conformación para diferentes diámetros de cable empleados en la empresa "Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche".

Tabla 3.8. Resultados de los cálculos de la fuerza ideal de conformación

Diámetro del cable (mm)	Aleación	Volumen casquillo $cm^3$	Diámetro casquillo (cm)	$k_f$ MPa	V/d $cm^2$	$F_{id}$ (kN)
19	Al - Si - Cu (AA 2218)	198,213	5,9	171	33,60	56,36
13		69,272	4,2		16,49	27,66
11		54,438	3,8		14,33	24,04
19	Al - Mg - Sí (AA 6082)	198,213	5,9	161	33,60	53,07
13		69,272	4,2		16,49	26,04
11		54,438	3,8		14,33	22,63
19	Al - Mg (AA 5050)	198,213	5,9	141	33,60	46,48
13		69,272	4,2		16,49	22,81
11		54,438	3,8		14,33	19,82

De acuerdo con los resultados obtenidos en la tabla anterior se puede plantear que las tensiones máximas de compresión caracterizan el comportamiento de los

esfuerzos, se observa que en la medida que se incrementa el diámetro del cable, así como el tipo de aleación, se incrementa la fuerza ideal de conformación producto de dichas tensiones máximas. Otro comportamiento determinado, es que las mismas crecen en la medida que aumenta la fuerza de compresión y disminuye el radio de curvatura del casquillo, lo cual ha sido reportado por Fernández *et al.* (2010) y Alcántara *et al.* (2012).

Debido a la formación de rebaba y a las formas más complejas de las piezas realizadas con estas matrices de estampación, las fuerzas en este proceso son considerablemente mayores y más difíciles de analizar que en la forja libre o abierta, otro elemento que se considera está relacionado con la tensión de rozamiento, la cual produce una rotación de las direcciones de la tensión principal, que a su vez determina cuáles de los posibles planos cristalográficos son los orientados más favorablemente para que tenga lugar el deslizamiento atómico. La orientación cristalográfica de las capas superficiales del material trabajado estará influenciada, en consecuencia, por el rozamiento.

### 3.5.2. Resultados del cálculo del trabajo ideal de la conformación

Con frecuencia se requieren varios pasos de formado en la estampación para transformar la forma inicial en la pieza final deseada. Los pasos iniciales se diseñan para redistribuir el metal en la parte de trabajo y conseguir así una deformación uniforme y la estructura metálica requerida. La tabla 3.9 muestra los resultados de los cálculos obtenidos del trabajo ideal de deformación.

Tabla 3.9. Resultados de los cálculos obtenidos del trabajo ideal de deformación

Diámetro del cable (mm)	Aleación	(V) Volumen del casquillo $cm^3$	$k_f$ (MPa)	$d_o$ (cm)	$d_i$ (cm)	$\varphi$ $\left(\frac{d_i}{d_o}\right)$	$W_{id}$ (kJ)
19	Al – Si - Cu (AA 2218)	198,213	171	5,9	3,3	0,56	1 898
13		69,272		4,2	3,1	0,74	877
11		54,438		3,8	2,8	0,74	689
19	Al – Mg – Sí (AA 6082)	198,213	161	5,9	3,2	0,54	1 723
13		69,272		4,2	2,9	0,69	770
11		54,438		3,8	2,7	0,71	622
19	Al – Mg (AA 5050)	198,213	141	5,9	3,0	0,51	1425
13		69,272		4,2	2,8	0,67	654
11		54,438		3,8	2,6	0,68	522

Según los resultados obtenidos, la consecuencia más evidente del rozamiento, en la experiencia general, es la aplicación de un trabajo adicional que de otra forma no sería necesario. Cuanto mayor es el rozamiento (Al – Si – Cu), mayor es la carga requerida para producir una deformación determinada. En consecuencia, se ha dado una importancia al problema de conseguir valores bajos de los coeficientes de rozamiento (Al – Mg).

La consecuencia más grave de un elevado coeficiente de rozamiento es la adherencia del metal de la pieza a la herramienta. Esta adherencia puede ocurrir con más facilidad en algunos materiales que en otros (Al – Mg) por presentar mayor ductibilidad, pero puede limitar seriamente el intervalo posible de reducciones de sección por pasada. El movimiento tangencial posterior a lo largo de la cara de la herramienta tiende a cizallar el metal dúctil que sobresale, y deja detrás fragmentos sueltos. Esto proporciona normalmente un acabado defectuoso de la superficie.

### **3.6. Análisis del comportamiento de la carga mínima de rotura**

La carga mínima de rotura ( $F_{min}$ ) se calculó por la ecuación 2.25, para los diferentes diámetros de cables (19, 13 y 11), la calidad del cable escogida que fue el de acero de tracción ( $1\ 240\ N/mm^2$ ) y el factor de la carga de rotura  $K$  que fue de 12,6 MPa. Para el cable de diámetro No 19 la carga mínima de rotura es de 5 640, 2 kN, para el cable de diámetro No 13, la carga mínima de rotura es de 2 640, 4 kN y para el diámetro de cable No 11, la carga mínima de rotura es de 1 890, 5 kN. Lo que evidencia que en la medida que se incrementa el No del diámetro del cable incrementa su carga mínima de rotura, lo cual es independiente del tipo de aleación.

Ha sido reportado por Fang *et al.* (2003) que el cable de acero como máquina simple, al ser sometido a carga, su longitud se incrementa en una cantidad que es la suma del estiramiento estructural y del estiramiento elástico del material del cable. El estiramiento estructural está basado en el proceso de asentamiento de los hilos y de los cables entre ellos mismos en un proceso de compresión y su magnitud depende del tipo de construcción del cable. Bajo cargas normales el estiramiento varía entre 0,2 y 0,8 % de la longitud del cable y que coincide con Lee (2004).

### 3.6.1. Análisis del cálculo de la carga máxima de trabajo de las eslingas

La carga máxima del trabajo de las eslingas se calculó por la ecuación 2.26 la fuerza mínima para cada cable (determinado en la ecuación 2.25), como se calculó para los diámetros de cables seleccionados, entonces se tiene que la carga máxima para el diámetro de cable No 19 es de 1,03 t, para el diámetro de cable No 13, la carga máxima será de 0,48 t y para el cable de diámetro No 11 la carga máxima será de 0,34 t.

Si a un cable se le somete a cargas severas, el estiramiento permanente adquirirá su máximo valor en pocos días. Es menor para cables con alma metálica que para los que tienen una fibra textil como alma, también depende de la posición y forma de izar el elemento, ya que las cargas con ramales inclinados, que no trabajan en posición vertical, el esfuerzo que realiza cada ramal crece al aumentar el ángulo que forman los mismos, lo cual limita la carga máxima de trabajo de las eslingas, los movimientos a la posición deseada, hay que tener en cuenta que la capacidad de carga de una eslinga viene determinada por la de su elemento más débil. El movimiento del mecanismo que sostiene un punto alrededor del espacio de trabajo de la grúa, mientras el mecanismo de la grúa cuando alza y baja la carga para evitar obstáculos en su trayectoria y el deposito de la carga en el punto, reportado por Abdel-Rahman *et al.* (2003).

### 3.7. Análisis de las durezas en las aleaciones

Las mediciones se realizaron por el método de Vickers, se realizaron al menos tres mediciones para cada muestra en diferentes lugares.

El material base, antes de recibir tratamiento, no presenta tensiones residuales relevantes (ni de tracción ni de compresión). Tras el tratamiento se han inducido unas tensiones residuales de compresión elevadas cerca de la superficie para todas las muestras. En esta zona superficial se van observan diferencias entre los distintos casquillos. Los valores de dureza son mayores cuando se aumenta la fuerza de compresión, lo que incrementa la tensión residual mínima es similar para los distintos casquillos. En la tabla 3.10 se muestra la microdureza de las diferentes aleaciones.

Tabla 3.10. Dureza en las diferentes aleaciones antes y después de la deformación

Aleación	Posición	d <sub>1</sub>	d <sub>2</sub>	d <sub>3</sub>	d <sub>4</sub>	d (mm)	HV
Al – Mg – Sí (AA 6082)	Centro	3,52	4,56	3,49	4,48	3,545	221,7
	Cent-bord	3,55	4,51	3,55	4,54	3,535	
	Borde	3,52	4,56	3,49	4,48	3,545	
Al – Mg (AA 5050)	Centro	3,63	4,44	3,60	4,37	3,65	199,3
	Cent-bord	3,56	4,45	3,50	3,40	4,055	
	Borde	3,57	4,49	3,55	4,50	3,555	
Al – Si - Cu (AA 2218)	Centro	3,52	3,38	4,73	4,64	3,495	224,8
	Cent-bord	3,55	4,49	3,59	4,55	3,54	
	Borde	3,5	4,45	3,55	4,47	3,515	

Como se observa en la tabla anterior existe variación en la microdureza de las diferentes aleaciones luego de realizado el proceso de ensamble y compresión por estampado. Ha existido un incremento de esta propiedad mecánica desde 140 hasta 224,8 HV para la aleación Al – Si – Cu, precedido por la aleación de Al – Mg – Sí desde 100 hasta 221,7 HV y por último con una menor resistencia a la conformación la aleación Al – Mg que desde una microdureza de 90 HV, esta se incrementa hasta 199,3 HV. Lo cual demuestra que por estos resultados es más conveniente el empleo en la fabricación de eslinga esta última aleación.

La dureza que posee el casquillo en toda la longitud deformada por compresión, está asociado a la deformación de la red cristalina de las aleaciones, al compactamiento de sus granos, se puede apreciar que en correspondencia con la fuerza aplicada y la composición química se han adquirido diferentes grados de dureza, lo que es consistente con lo expuesto por Alcántara *et al.* (2008a y 2008b).

Por otra parte el estado de tensiones en el grano, presumiblemente activan otros sistemas de deslizamiento, los que interactúan con él o los sistemas ya existentes, este mecanismo dificulta aún más la movilidad de los átomos y origina el fenómeno conocido como endurecimiento latente, lo que fue expuesto por Fernández *et al.* (2008a; 2009b y 2010).

La energía libre de un material cristalino se incrementa al ser deformado en frío debido al aumento en la densidad de dislocaciones. Un material con tal densidad de dislocaciones es termodinámicamente inestable y aunque la termodinámica sugiere que estos defectos se reducirán espontáneamente, en la práctica los mecanismos

para disminuir a temperatura ambiente son muy lentos; como resultado se tiene una estructura inestable posterior al proceso de deformación, reportado por Fernández (2011).

### 3.8. Análisis estadísticos de los resultados

Se determinó estadísticamente a través del análisis de regresión, la influencia de la fuerza de compresión (P) y la dureza (HV) sobre la carga máxima que soporta la eslinga (WLL) para las diferentes aleaciones objeto de estudio (Al-Si-Cu, Al-Si-Mg y Al-Mg), en la obtención de diversas propiedades mecánicas y funcionales, el comportamiento que se describe en los modelos que se desarrollan es su capacidad de endurecimiento. Los resultados de la matriz de planificación del experimento aparecen en las tablas 3.11, 312 y 313, correspondiente a cada material.

Tabla 3.11. Resultados de la matriz de planificación de experimentos (AA 5050)

Niveles	Variables		Salida		
	P (kN)	HV	WLL (N)		
(-1)	11,89	110			
(+1)	19,0	199,3			
Ensayo					
1	11,89	110	15 500	16 725	17 000
2	19,0	110	17 225	17 500	18 000
3	11,89	199,3	18 550	19 550	20 000
4	19,0	199,3	21 550	22 000	22 560

En la aleación AA 5050 (Al-Mg) se puede observar en la tabla 3.11, que la fuerza mínima de compresión de este material sometido a proceso de conformación por forja es de 11,89 kN, la cual se incrementa hasta 19,0 kN en la medida que las estampas ejercen la fuerza sobre el casquillo con la eslinga en su interior. Asociado a esto se tiene entonces una dureza de inicio del material de 110 HV, que se traduce en un incremento hasta 199,3 HV por el efecto del apilamiento del grano y la dureza del cable de la eslinga. Esta aleación tiene una resistencia a la carga máxima de la eslinga de 22 560 N.

En la tabla 3.12 se muestran los resultados obtenidos para la fuerza de compresión y la dureza de la aleación AA 6082 (Al-Si-Mg), con la cual se empleo el mismo procedimiento que con la aleación anterior.

Tabla 3.12. Resultados de la matriz de planificación de experimentos (AA 6082)

Niveles	Variables		Salida		
	P (kN)	HV	WLL (N)		
(-1)	13,58	112			
(+1)	23,0	221,7			
Ensayo					
1	13,58	112	14 500	14 725	15 000
2	23,0	112	15 125	15 500	15 725
3	13,58	221,7	16 000	16 550	17 000
4	23,0	221,7	17 550	18 550	19 550

En esta aleación se logra una fuerza de compresión inicial de 13,58 kN y una dureza de 112 HV para el material de suministro (mayor que la aleación Al-Mg), características que hace que al someterla a proceso de compresión se requiera de una fuerza de compresión final de 23,0 kN y se obtenga una dureza final de 221,7 HV. Esta aleación permitió una carga máxima final de 19 550 N, en menor cuantía que la aleación anterior.

Fue analizada la aleación AA 2218 (Al-Si-Cu), los resultados de estos ensayos aparecen en la tabla 3.13. Se consideró los mismos parámetros que las aleaciones anteriores.

Tabla 3.13. Resultados de la matriz de planificación de experimentos (AA 2218)

Niveles	Variables		Salida		
	P (kN)	HV	WLL (N)		
(-1)	14,45	160			
(+1)	25,3	224,8			
Ensayo					
1	14,45	160	12 500	12 725	13 000
2	25,3	160	13 500	14 000	14 500
3	14,45	224,8	15 000	15 250	16 500
4	25,3	224,8	17 000	17 500	18 000

Al analizar las variables de esta aleación se puede apreciar un incremento en la fuerza inicial y final, así como en la dureza, pero una disminución en la carga máxima de la eslinga con respecto a las analizadas anteriormente, lo que demuestra la no compatibilidad de este material para fabricar casquillo de eslinga. La menor resistencia a la carga de la eslinga de esta aleación está asociado a las grietas que presentaron los casquillos luego del proceso de compresión.

### 3.8.1. Análisis de la fuerza de compresión con relación a la carga máxima

A partir de la base de datos del experimento fue posible obtener el comportamiento de las medias y los residuos de las variables fuerza de compresión con relación a la carga máxima de la eslinga. En la figura 3.8 se muestra este comportamiento.

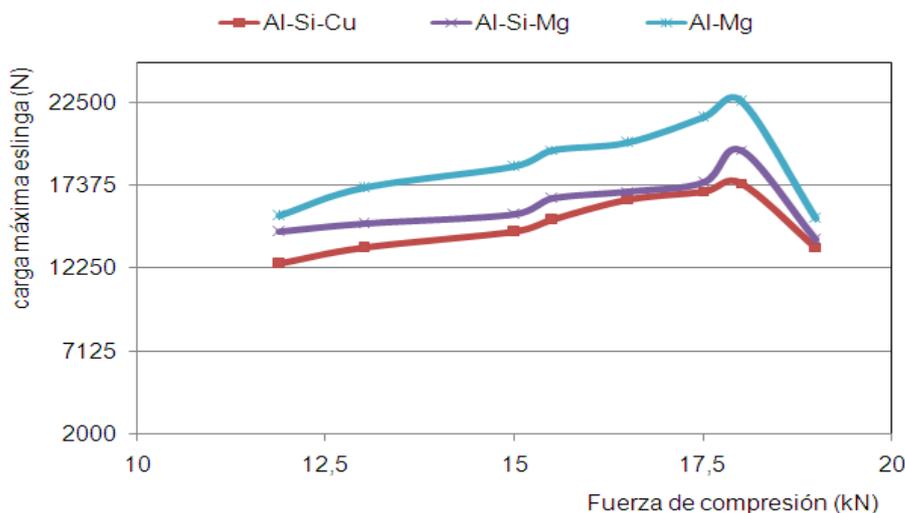


Figura 3.8. Comportamiento de la fuerza de compresión vs carga máxima de la eslinga.

Los resultados expuestos en la figura 3.8 demuestran que las tres aleaciones mantienen una tendencia lineal de incrementar la resistencia a la carga máxima, sin embargo se aprecia que para cada aleación existe un límite donde la carga provoca la rotura del ensamble casquillo – cable, para la aleación Al – Si- Cu la ruptura ocurre para una carga de 13 550 N luego de soportar una carga de 17 500 N, para la aleación Al – Si – Mg la fractura de la eslinga ocurre a una carga de 14 000 N luego de una carga de 19 550 N y en la aleación de Al - Mg la rotura del cable ocurre a una carga de 13 500 N, luego de una carga de 22 560 N.

Las limitaciones en soportar las cargas por parte de las diferentes aleaciones están motivadas por el efecto de la compresión que se ha ejercido sobre ellas, que se ha incrementado la dureza, donde este factor durante el proceso de conformación, agrieta el casquillo y debilita la capacidad de trabajo del elemento de izaje. De las tres aleaciones existe un mejor comportamiento para la aleación Al – Mg, lo cual está asociado a que la dureza que alcanza la misma no provoca este defecto, además por presentar mayor fluidez entre los hilos del cable, garantiza que la rotura ocurra a una mayor carga.

### 3.8.2. Análisis de la varianza

Se realizó el análisis de varianza, según el método de Fisher, para evaluar el nivel de significación de las variaciones provocadas por los diferentes experimentos. Se desarrolló el análisis a partir de la ecuación 2.1, epígrafe 2.5.1 del capítulo 2 del presente trabajo. En la tabla 3.14, aparece el análisis de regresión múltiple para las variables fuerza de compresión como variable independiente y la carga máxima de la eslinga como variable dependiente.

Tabla 3.14. Resultados del análisis estadístico

Análisis de Regresión Múltiple					
Variable dependiente: WLL Al Mg					
Error estadístico					
Parámetro	Estimación	estándar	T	P-Valor	
CONSTANTE	3499,36	1711,39	2,04474	0,1103	
FC AL Mg	984,507	258,669	3,80605	0,0190	
FC Al Mg Cu	-55,7416	166,32	-0,335146	0,7544	
FC Al Si Mg	94,0797	171,359	0,549022	0,6122	
Análisis de Varianza					
Fuente	Suma de cuadrados	GL	Cuadrado medio	Cociente-F	P-Valor
Modelo	4,14951E7	3	1,38317E7	101,79	0,0003
Residuo	543560,0	4	135890,0		
Total (Corr.)	4,20386E7	7			
R-cuadrado = 98,707 porcentaje					
R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 97,7372 porcentaje					
Error estándar de est. = 368,633					
Error absoluto medio = 255,526					
Estadístico de Durbin-Watson = 2,99124 (P=0,0000)					
Autocorrelación residual en Lag 1 = -0,609319					

La salida muestra los resultados del ajuste a un modelo de regresión lineal múltiple para describir la relación entre WLL Al Mg y 3 variables independientes. La ecuación del modelo ajustado es:

$$WLL = 3\,499,36 + 984,50 \cdot FCAI - Mg - 55,74 \cdot FCAI - Si - Cu + 94,07 \cdot FCAI - Si - Mg$$

Dado que el p-valor en la tabla ANOVA es inferior a 0,01, existe relación estadísticamente significativa entre las variables para un nivel de confianza del 99%.

El estadístico R-cuadrado indica que el modelo explica un 98,707 % de la variabilidad en WLL Al - Mg. El estadístico R-cuadrado ajustado, que es más conveniente para comparar modelos con diferentes números de variables

independientes, es 97,7372 %. El error estándar de la estimación muestra la desviación típica de los residuos que es 368,633. Este valor puede usarse para construir los límites de predicción para las nuevas observaciones.

El error absoluto medio (MAE) de 255,526 es el valor medio de los residuos. El estadístico Durbin-Watson (DW) examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se han introducido los datos en el fichero. Dado que el p-valor es inferior a 0,05, hay indicio de una posible correlación serial. Para decidir la simplificación del modelo, tenga en cuenta que el p-valor más alto en las variables independientes es 0,7544, perteneciente a la FC Al – Si - Cu. Puesto que el p-valor es superior o igual a 0,10, este término no es estadísticamente significativo para un nivel de confianza del 90 % o superior. Por tanto, debería considerar quitar FC Al – Si - Cu del modelo.

### 3.8.3. Análisis de la dureza con relación a la carga máxima

Se realiza una valoración de la influencia que ejerce la dureza sobre la carga máxima que soporta la eslinga, se calculan varios estadísticos y gráficos para cada muestra, y ejecutará varias pruebas para determinar si existen diferencias estadísticamente significativas entre muestras. La figura 3.9 muestra este comportamiento.

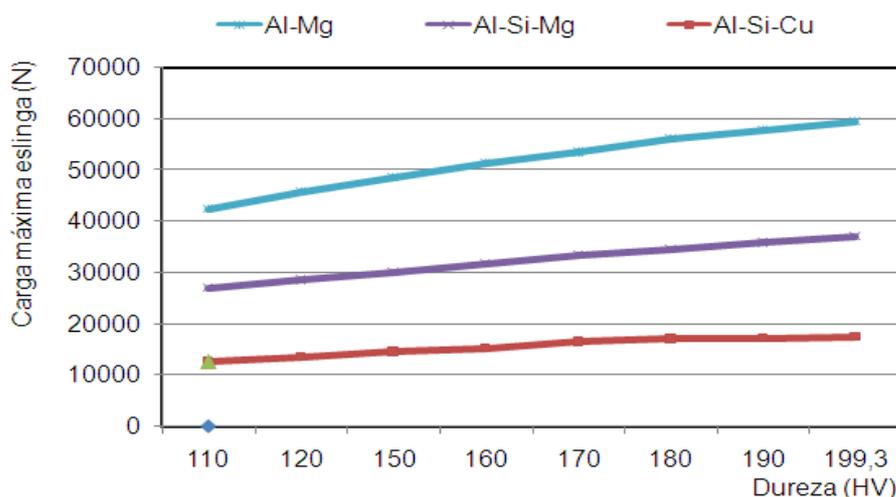


Figura 3.9. Comportamiento de la dureza vs carga máxima de la eslinga.

En la figura se muestra que para una dureza máxima de 224,8 HV perteneciente a la aleación de Al – Si – Cu, la resistencia de la eslinga a la carga es de 18 000 N (línea

roja), para una dureza de 221,7 HV esta resistencia es de 19 550 N (línea morada, Al – Si - Mg) y para una dureza de 199,3 HV la resistencia es de 22 560 N (línea azul, Al – Mg). Según estos resultados, la aleación que mayor resistencia a la carga presenta es la aleación de Al – Mg, ya que al presentar la menor dureza, se deforma más plásticamente, dañando menos el cable y garantizando la durabilidad del mismo. Esto le confiere mayor resistencia y mejor cualidades para ser empleada con relación a las dos aleaciones seleccionadas.

### 3.8.4. Análisis de la varianza

Se realizó el análisis de varianza para evaluar el nivel de significación de las variaciones provocadas por los diferentes experimentos. En la tabla 3.15 aparece el análisis estadístico de las variables carga de las eslingas con relación a la dureza.

Tabla 3.15. Resultados del análisis estadístico

Análisis de Regresión Múltiple					
Variable dependiente: WLL Al Mg					
Error estadístico					
Parámetro	Estimación	estándar	T	P-Valor	
CONSTANTE	7063,62	2465,7	2,86475	0,0457	
HV Al Mg	47,3125	22,5696	2,0963	0,1041	
HV Al Mg Cu	3,1731	31,3231	0,101302	0,9242	
HV Al Si MG	23,5128	13,5012	1,74153	0,1566	
Análisis de Varianza					
Fuente	Suma de cuadrados	GL	Cuadrado medio	Cociente-F	P-Valor
Modelo	4,15562E7	3	1,38521E7	114,86	0,0002
Residuo	482413,0	4	120603,0		
Total (Corr.)	4,20386E7	7			
R-cuadrado = 98,8525 porcentaje					
R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 97,9918 porcentaje					
Error estándar de est. = 347,28					
Error absoluto medio = 210,032					
Estadístico de Durbin-Watson = 2,04051 (P=0,2734)					
Autocorrelación residual en Lag 1 = -0,0492688					

La salida muestra los resultados del ajuste a un modelo de regresión lineal múltiple para describir la relación entre WLL Al Mg y 3 variables independientes. La ecuación del modelo ajustado es:

$$WLL = 7063,63 + 47,31 \cdot HVAI - Mg + 3,17 \cdot HVAI - Si - Cu + 23,51 \cdot HVAI - Si - Mg$$

Dado que el p-valor en la tabla ANOVA es inferior a 0,01, existe relación estadísticamente significativa entre las variables para un nivel de confianza del 99%.

El estadístico R-cuadrado indica que el modelo explica un 98,8525 % de la variabilidad en WLL Al Mg. El estadístico R-cuadrado ajustado, que es más conveniente para comparar modelos con diferentes números de variables independientes, es 97,9918 %. El error estándar de la estimación muestra la desviación típica de los residuos que es 347,28. Este valor puede usarse para construir los límites de predicción para las nuevas observaciones. El error absoluto medio (MAE) de 210,032 es el valor medio de los residuos.

El estadístico Durbin-Watson (DW) examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se han introducido los datos en el fichero. Dado que el p-valor es superior a 0,05, no hay indicio de autocorrelación serial en los residuos. Para decidir la simplificación del modelo, tenga en cuenta que el p-valor más alto en las variables independientes es 0,9242, perteneciendo a HV Al Mg Cu. Puesto que el p-valor es superior o igual a 0,10, este término no es estadísticamente significativo para un nivel de confianza del 90 % o superior. Por tanto, debería considerar quitar HV Al – Si - Cu del modelo.

Los resultados expuestos demuestran que se mantiene la tendencia a incrementar la dureza en la medida que aumenta la fuerza de compresión. Se confirma el incremento del tensionamiento de la red y el endurecimiento del material, puesto que el mismo ofrece mayor resistencia a la penetración una vez deformado plásticamente.

Además está condicionado por la aptitud del material para adquirir dureza por trabajo de deformación en frío. Se puede plantear que la variable dureza, es significativa para lograr la durabilidad de las aleaciones seleccionadas para la fabricación de casquillo de las eslingas.

Según los resultados obtenidos del proceso de magnetización y la caracterización de cada una de las aleaciones, se puede plantear que en correspondencia con las microestructuras obtenidas y el efecto Barkhausen, la aleación que presenta mejor características para ser empleada en la fabricación de los casquillos, es la aleación AA 5050 que es la de aluminio – magnesio, por lo que se cumple la hipótesis y el



objetivo planteado en el trabajo al establecer que el magnesio presente en ellas puede favorecer el proceso de estampado en frío y reducir la energía de falla concentrada y de esta manera, reunir las condiciones más favorables para ser usada para la fabricación de los casquillos para eslingas.

### **3.9. Determinación del efecto económico**

Al abordar la valoración técnico económico del proceso de fabricación de las eslingas en la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, se parte del hecho que durante la fabricación de las mismas, intervienen diferentes procesos como: el de fundición, el de maquinado, el proceso de conformación, preparación de muestra para análisis químico, para el análisis metalográfico, la mano de obra de los operarios y la del técnico de laboratorio. Todo ello sin dudas repercute económicamente en el proceso.

Para la estimación de los costos de fabricación que se desean determinar se parte de la metodología del cálculo del costo de fabricación conocida como “Ficha para costos, precios y su componente en pesos convertibles” que en formato de hoja de cálculo se utiliza como Norma empresarial en la empresa Mecánica del Níquel, para calcular las fichas de costo. Dicho documento, elaborado conjuntamente por los Ministerios de Finanzas y de Economía y Planificación, es por el cual se rige la empresa, donde se realizan sus adecuaciones según las características particulares de cada tipo de pieza.

La metodología empleada está destinada para el estimado del cálculo del costo de fabricación para diferentes procesos tecnológicos que se llevan a cabo en dicha industria, posee además una amplia y actualizada base de datos que comprende las tarifas salariales, las máquinas herramienta y sus consumos de energía eléctrica, precios de materiales, entre otros, resulta factible emplear esta norma por cuanto posee una base de información de larga data en dicha empresa.

Los costos generales que se generan durante el proceso de elaboración de las muestras son:

Costo total de materiales: \$ 26,012

Costo por operario: \$ 21,28



Salario complementario: \$ 2,128

Aporte a la seguridad social: \$ 23,408

Gasto de energía eléctrica: kW 17,1

Costo de la energía eléctrica: \$ 177,81

### **3.9.1. Valoración económica**

Dadas las características de los procesos tecnológicos que tienen lugar en los talleres de producción y auxiliares de la Empresa Mecánica del Níquel, el uso de las eslingas se hace imprescindible en los mismos, siendo las de cable de acero las más utilizadas. En dependencia de las cargas a izar y a transportar, se emplean para la fabricación de las eslingas diferentes diámetros de cable y diferentes longitudes. Hay una amplia gama de diámetros de cables que van desde 11 hasta 22,5 mm y diferentes longitudes que van desde 4 hasta 10 metros.

Para el análisis económico hemos tomado como referencia la eslinga de 5 m con cable de 11 mm de diámetro, por ser estas las de mayor uso en la empresa. Según los cálculos realizados por el área especializada; el mejor precio conque se puede adquirir una eslinga de estas características en el mercado mundial es de 70,00 USD. El costo total de la fabricación de una en la EMNÍ, con la tecnología conque se cuenta en estos momentos, es de \$ 40,00 (en moneda total); de ellos; 25,00 CUC. Significa un ahorro de \$30,00 moneda total por cada eslinga.

El cálculo del costo promedio, considerando el costo de fabricación de cada uno de los tipos de eslinga, es de \$57,00; de ellos; 34,20 CUC. En el mercado mundial valor promedio de adquisición de las eslingas en el rango dado es de 100,00 USD. Según los registros existentes, la empresa se ve en la necesidad de fabricar cada mes como promedio 50 eslingas, a un costo total de \$2 850,00; que de adquirirse en el extranjero significarían 5 000,00 USD. Esto significa un ahorro de \$2 150,00 mensuales, que en el año suman \$25 800,00.

Otras empresas del país, teniendo en cuenta el costo de adquisición de las eslingas en el mercado mundial, están interesadas en la compra de estos medios de izaje en la Empresa Mecánica del Níquel y han iniciado los procesos de contratación. Como el proceso de certificación está adelantado, está prevista la incorporación de las



eslingas en los renglones de producción y venta de la EMNí a partir del 2016. Según el estudio de mercado realizado, podrán realizar al comienzo una venta de aproximadamente 100 eslingas mensuales, a un precio unitario total promedio de \$74,00, lo que significa una ganancia de \$17,00 por unidad y de \$1 700,00 mensuales, para un total anual de \$ 20 400,00.

### **3.10. Aporte en la dimensión ambiental**

El cable utilizado en la confección de eslingas deberá cumplir los requisitos de seguridad establecidos en las normas de Prevención NTP-155 "Cables de acero".

La flexibilidad para que pueda adaptarse a la carga a elevar y la resistencia tanto a la carga por tracción como al aplastamiento son dos de las características fundamentales a tener en cuenta en la selección de cables para eslingas.

En la manipulación de las cargas con frecuencia se interponen, entre éstas y el aparato o mecanismo utilizado, unos medios auxiliares que sirven para embragarlas con objeto de facilitar la elevación o traslado de las mismas, al tiempo que hacen más segura esta operación.

Estos medios auxiliares son conocidos con el nombre de eslingas. Su rotura o deficiente utilización puede ocasionar accidentes graves e incluso mortales por atrapamiento de personas por la carga desprendida. Es necesario, por tanto, emplear eslingas adecuadas en perfecto estado y utilizarlas correctamente. Ello conlleva una formación al respecto de los trabajadores que efectúan las operaciones de eslingado y transporte mecánico de cargas.

Los ganchos de elevación o tracción se elegirán en función de la carga y de los tipos de esfuerzo que tienen que transmitir. Estarán equipados con pestillo u otro dispositivo de seguridad para evitar que la carga pueda desprenderse.

Durante la preparación de los casquillos para el ensamble de las eslingas, hay que elaborarla por el proceso de maquinado, en el mismo se produce gran cantidad de desechos sólidos, estos desechos en forma de virutas al ser depositados en un lugar específico alteran el equilibrio de ese pequeño ecosistema, ya que en su composición poseen elementos que pueden ser lixiviables, bajo la acción de las temperaturas altas y las lluvias, pasan a las aguas subterráneas contaminándolas.



Además en el taller se consume una gran cantidad de energía eléctrica, la cual se toma de la red nacional convirtiéndose en gasto de combustible y contaminación atmosférica debido al proceso de combustión para generar energía.

El empleo de tratamientos térmicos para lograr durezas superficiales en las piezas conlleva al menos a un mayor consumo de energía eléctrica donde casi siempre la pieza adquiere un temple volumétrico (como en el caso del temple y revenido) con el lógico despilfarro de energía, también porque emplean equipos que son altamente consumidores de energía eléctrica.

Adicionalmente, para diferentes variantes de tratamiento térmicos se utilizan en ocasiones una serie de productos químicos y de combustibles, sólidos y gaseosos, que generan gases contaminantes al medio ambiente (vapores de sales, monóxido de carbono), además de desechos sólidos (grasas sólidas, aceites, restos de combustibles líquidos). También es conocido que la mayor parte de los residuos generados por la industria de tratamiento térmico proviene de los baños usados (por ejemplo, soluciones de cianuro), agentes enfriadores empleados, aguas residuales de la limpieza de piezas, medios abrasivos utilizados, material refractario y procesos de revestimiento que en mayor o menor medida afectan sensiblemente a la salud humana y son potencialmente peligrosos como agentes contaminantes del entorno. Las implicaciones económicas y sociales que todo esto representa son universalmente conocidas, así como de los esfuerzos que a numerosas instancias se hacen en Cuba para disminuir el impacto negativo que estas tecnologías poseen.



### **3.10. Conclusiones del capítulo 3**

- Se caracterización espectralmente las tres aleaciones de aluminio a emplear en la fabricación de los casquillos para ser empleados como elementos de sujeción en las eslingas y se determinó que en las mismas existe diferencias entre los elementos químicos en correspondencia con lo que establecen las normas.
- El empleo del Ruido Magnético Barkhausen en el cable de la eslinga, mostró un aumento en la amplitud de la señal a medida que los puntos se alejaban de la región comprimida, lo cual puede estar asociado al efecto del error humano a la hora de realizar el proceso de compresión.
- Durante el proceso de estampado en las prensas, se logró un flujo del material en correspondencia con la dureza que posee cada aleación de aluminio, la variación obtenida en los tres experimentos se asocia a los elementos químicos que presenta cada uno de los materiales procesados, lo cual lo hace más resistente a ser deformado.



## **Conclusiones generales**

- Quedaron caracterizadas las diferentes durezas de las aleaciones de aluminio de las series AA 2218, AA 5050 y AA 6082, donde existe un incremento de esta propiedad desde 199,3 HV para la aleación Al - Mg hasta 224,8 HV para la aleación Al - Si - Cu, lo cual permite plantear que la menor dureza obtenida en la aleación Al - Mg es la más adecuada para la fabricación de los casquillos de las eslingas.
- Las microestructuras obtenidas en cada una de las aleaciones y caracterizadas por el tamaño del grano y su morfología de una orientación de las fase alfa en la aleación Al- Mg, estructura dendrítica con silicio eutéctico muy fino en la aleación Al - Si - Cu y estructura poliédricas o acciculares para la aleación Al - Si - Mg, permiten establecer que la aleación de Al - Mg presenta mejor propiedades para ser sometida a proceso de compresión sin provocar efecto de agrietamiento en ella.
- Las envolventes determinadas con el efecto magnético Barkhausen para las diferentes muestras con un valor de 120 000 microvolt en un tiempo de 0,01 s demostró que el mayor pico se corresponde con la aleación de Al - Si - Cu, precedida por la aleación Al - Si - Mg y con un menor pico para la aleación Al - Mg, lo que garantiza que esta última aleación presenta mejores propiedades mecánicas.
- El proceso de fabricación de las eslingas donde se considera la fabricación de los casquillos de aluminio con diferentes aleaciones de aluminio e intervienen procesos de mecanizado y compresión, la mano de obra, la tarifa eléctrica incurre en un costo de \$ 2 850,00, que al compararlo con la importación de este elemento se reporta un ahorro de \$ 2 150,00 mensuales, que en el año suman \$ 25 800,00.



### **Recomendaciones**

- Proponer a la empresa "Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche", los resultados obtenidos en el presente trabajo, lo cual permita el empleo de la aleación Al – Mg como material adecuado para la fabricación de los casquillos de las eslingas.
- Continuar con las investigaciones del presente tema en aleaciones de acero o de cobre, con el efecto de la variación en las características estructurales de las piezas y su proyección hacia las características mecánicas de las mismas, particularmente, sobre la resistencia, a través de mediciones de dureza.
- Garantizar durante el proceso de compresión del casquillo de las eslingas, la concentricidad entre la estampa y el material, de forma tal que este error provoque defecto en el acabado del producto final y su posterior rotura.

# Referencias bibliográficas



## REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Abdel-Rahman, E.; Nayfeh, A.; Masoud, Z. Dynamics and Control of Cranes: A Review, Journal of Vibration and Control, Vol.9, No.7, 863-908, 2003.
2. Alcántara, D.; Fernández, T.; Rodríguez, I., Comportamiento de las capas deformadas por rodadura en los equipos de laboreo minero. 21 (01) 26 – 32, 2008. [www.uni.edu.ni/Nexo](http://www.uni.edu.ni/Nexo). Consultado el 4 de julio 2008.
3. Alcántara, D.; Fernández, T.; Rodríguez, I., Comportamiento de las capas superficiales deformadas plásticamente por el desgaste en elementos circulares. 17 (4) 1 – 4, 2008(b). <http://www.ciencias.holguin.cu/> Consultado el 2 de Febrero de 2009.
4. Alcántara, D.; Comportamiento del desgaste en pasadores de equipos de laboreo minero fabricados de acero AISI 1045. Tesis en opción al título de máster en electromecánica. ISMM. 2012.
5. Alexander, J., The effect of Coulomb friction in the plane strain compression of a plastic-rigid material, J. Mech. Phys. Solids., 3 (1955) 233.
6. Altpeter, I.; Kroning, M. Nondestructive evaluation of ageing steel structure. En: IV Conferencia de Ensayos No Destructivos. Buenos Aires, Argentina. Octubre de 2007.
7. Anglada-Rivera, J.; Padoveseb, L.; Capó Sánchez, J. Magnetic Barkhausen Noise and hysteresis loop in commercial carbon steel: influence of applied tensile stress and grain size, Journal of Magnetism and Magnetic Materials 231 (2001) 299–306
8. Armengou, L. Eslingas. Comunicación a la ponencia Máquinas y Medios Auxiliares de elevación Reunión Anual de expertos en prevención de riesgos profesionales de las Empresas del S.E.O.P.A.N. Instituto Eduardo Torroja, abril, 1981.
9. Backerud, L., Chai G., Tamminen J. Solidification Characteristics of Aluminum Alloys. AFS/SKANALUMINIUM. 2:71-229. 1990.
10. Caicedo, J. Influencia de la Temperatura de Colado Sobre la Fluidéz de las Aleaciones de Aluminio-Magnesio-Silicio, Tesis de grado, Facultad de Ingeniería Mecánica, 2003.
11. Calladine, C. Plasticity for Engineer Theory and Applications, Horwood Publishing,



- Chichester, 2000.
12. Callister, W., Materials Science and Engineering. An Introduction. Fifth Edition. Department of Metallurgical Engineering. University of Utah John Wiley & Sons, Inc. 1999. 8195 p. ISBN 0 – 471 - 32013 - 7.
  13. Chang, L. Industrial Mineralogy: materials, processes and uses. Prentice Hall (New Jersey) 472 p. 2002
  14. Corrochano, J., Cerecedo, C., Valcárcel V., Lieblich M., Guitián F., Whiskers of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> as reinforcement of a powder metallurgical 6061 aluminium matrix composite, Materials Letters, 62-1(2008)103-105
  15. Dahle A.K., Nogita K., McDonald S.D., Dinnis C., Lu L. Eutectic Modification and Microstructure Development in Al-Si Alloys. Materials Science and Engineering. A 413-414:243-248. 2005.
  16. Datta, J., Datta S., Banerjee M. K., Bandyopadhyay H., Beneficial effect of scandium addition on the corrosion behavior of Al–Si–Mg–SiCp metal matrix composites, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 35-9 (2004) 1003-1008
  17. Fang, Y.; Dixon, W.; Dawson, D.; Zergeroglu, E. Nonlinear Coupling Control Laws for an Under actuated Overhead Crane System, IEEE/ASME TRANSACTIONS ON MECHATRONICS, VOL. 8, NO.3, 418-423, 2003.
  18. Fernández, T.; Rodríguez, I.; Alcántara, D.; Fernández, E., Procedimiento para endurecer el acero 45 mediante la deformación plástica con rodillo simple. Revista Ingeniería e Investigación. 28 (1) 15 – 21, 2008(a).
  19. Fernández, T.; Rodríguez, I.; Alcántara, D., Variaciones mecánicas superficiales del acero AISI 1045 endurecido superficialmente por rodadura. Revista Geología Minería. 26 (3) 65 – 74, 2010.
  20. Fernández, T.; Rodríguez, I.; Alcántara, D., Tensión – Deformación durante la deformación plástica superficial con rodillo. Revista de Ingeniería Mecánica. 12 (3) 13 - 22, 2009(b).
  21. Fernández, T. Mecanismo de endurecimiento del acero AISI 1045 deformado por rodadura. Tesis en opción al título de Dr. C. ISMM. 2011.
  22. Forn, A.; Baile, M.; Picas, J.; Martín, E. Propiedades mecánicas y análisis fractográfico de Componentes Al-Si-Mg conformados en estado semisólido.



- Anales de la Mecánica de la Fractura Vol. 22 (2005). CDAL y UPC.(2005)
23. Gatelier-rothea, C., Fleischmann, P., Chicois, J., Fougères, R., Nondestructive Testing Evaluation, v. 8-9, pp. 591-602, 1992.
  24. Genel, K. The effect of pitting on the bending fatigue performance of high-strength aluminum alloy. Scripta Materialia, Volume 57, Issue 4, Pages 297-300. 2007.
  25. Green, K. A theoretical investigation of the compression of a ductile material between smooth flat dies, phil. Mag., 42 – 900, 1951.
  26. Green, K. On symmetrical extrusion in plane strain, J. Mech. Phys. Solids., 3 (1954) 189.
  27. Gruzleski J., Closset, B. The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys. American Foundrymen's Society. Inc. Des Plaines, Illinois, USA. 1990.
  28. Haque, M., Maleque, M. Effect of Process Variables on Structure and Properties of Aluminum-Silicon Piston Alloy. Journal of Materials Processing Technology. 77:122-128. 1998.
  29. Harben, P.; Kuzvart, M. Industrial minerals a global geology. International Minerals Information (London) 462 p. (1997)
  30. Isaacson, S.; Piotrkowski, R.; Gómez, M.; López Pumarega, M.; Ruzzante, J. Análisis frecuencial, mediante multi-resolución de señales de ruido Barkhausen, In: Quinto Encuentro del Grupo Latinoamericano de Emisión Acústica, E-GLEA 5, Oberá, Misiones, Argentina, 29 de agosto-1 de septiembre, 2007.
  31. Johnson, W. Plane-Strain slip-line fields: Theory and bibliography, Edward Arnold, London, 1970.
  32. Kachanov, M. Fundamentals of the Theory of Plasticity, Dover Publications, Inc. Mineola, New York, 2004.
  33. Kalpakjian, S.: Engineering and Technology, Addison-Wesley, Reading (Massachusetts). 2000.
  34. Key to Steel. Influence of Alloying Elements on Steel Microstructure. Key to Steel Web Site. 2002. Disponible en la World Wide Web en: <http://www.key-to-steel.com/>.
  35. Kuznik, F., Virgone J., Noel J., Optimization of a phase change material wallboard for building use, Applied Thermal Engineering, 28 11-12 (2008) 1291-1298



36. Knuutinen A., Nogita K., McDonald S.D., Dahle A.K. Porosity Formation in Aluminum Alloy A356 Modified with Ba, Ca, Y and Yb. *Journal of Light Metals*. Elsevier Science. 1(4):241-249. Noviembre 2001.
37. Lee, H. A New Motion-Planning Scheme for Overhead Cranes With High-Speed Hoisting, *Journal of Dynamic Systems, Measurement, and Control*, Vol.126, 359-364, 2004.
38. López, F.; Peña, M.; López-Delgado, A. Hydrolysis and Heat Treatment of Aluminium Dust. *J. Air & Waste Manage. Assoc.* 51: 903-912, 2001.
39. Lu L., Nogita K., Dahle A.K. Combining Sr and Na Additions in Hypoeutectic Al-Si Foundry Alloys. *Materials Science and Engineering*. A 399:244-253. 2005.
40. Nadai, A. The forces required for rolling steel strip under tension, *J. Appl. Mech.* 61 (1939) 54.
41. Nogita K., Knuutinen A., McDonald S.D., Dahle A.K. Mechanism of Eutectic Solidification in Al-Si Alloys modified with Ba, Ca, Y and Yd. *Journal of Light Metals*. 1:219-228. 2001.
42. Mann, R., Hexemer, R., Donaldson, I.; Bishop, D. Hot deformation of an AlCuMg powder metallurgy alloy. *Materials Science and Engineering A*. 528 5476 5483, 2011.
43. Maru, M.; Linilson, P.; Perez-Benitez, Capo-Sánchez, J. Evaluating plastic deformation by the magnetic Barkhausen noise In: European Conference on non-Destructive Testing. Berlin, 2006. <http://www.ndt.net/ecndt2006/doc/Tu.1.6.4.pdf>
44. Mason, L. Focus on hazardous materials research: Treatments of aluminium dust: a hazardous residue from secondary aluminium industry. Nova Publishers 2007
45. Matzkanin, G., Beissner, R., Teller, C., The Barkhausen effect and its applications to nondestructive evaluation, *Nondestructive Testing Information Analysis Center*, October 1979.
46. Meran C., Ozturk O., Yuksel M., Examination of the possibility of recycling and utilizing recycled polyethylene and polypropylene, *Materials & Design*, 29-3 (2008) 701-705
47. Modern Casting. Know your Competition. 37th Census of World Casting Production 2002. Modern Casting Staff Report. Modern Casting. Diciembre 2003. Pp.



23-25

48. Mohapatra, J.; Bandyopadhyay, N.; Gunjan, M. Study of high temperature ageing and creep on bainitic 5Cr-0.5Mo steel by magnetic NDR techniques. Journal of magnetism and magnetic materials. 2010. vol. 322, p. 589-595. ISSN 0304-8853.
49. Monsalve A., Gutiérrez I., Application of a modified rigid plastic model to the out-plane fracture of “easy open cans”, Int. Journal of Fracture, Vol. 102, pp. 323-339, 2000.
50. Monsalve, A.; Páez, M.; Toledano, M.; Artigas, A.; Sepúlveda, P.; Valencia, N. “S-N-P Curves in 7075 T351 and 2024 T3 aluminium alloys subjected to surface treatments”. Fatigue Fracture Engineering Mater. Struct, 30, pgs. 748-758. 2007.
51. Muñoz, J., PFC: Propiedades mecánicas de componentes de aleación A356 producidos por el procedimiento industrial sub líquido casting (SLC). (2008)
52. Ocaña, J.; Molpeceres, C.; Porro, J.; Gómez, G.; Morales, M. Experimental assessment of the influence of irradiation parameters on surface deformation and residual stresses in laser shock processed metallic alloys, Appl. Surf. Sci. 238, 501-505 (2004).
53. Orro, A.; Solana, L.; Bugarín, M.; Chao, M. Adecuación de los sistemas de transporte por cable a fines turísticos no deportivos, en J.V. Colomer, A. García (ed.) «Calidad e innovación en los transportes» Actas del IV Congreso de Ingeniería de los Transportes CIT2000. Valencia, Junio de 2000
54. Ortega, M.; Neyra, N.; Nuñeza, J.; Ruzzantea, C., López, D., Gomeza, M.; Torres, D. Analysis of Barkhausen noise signals o samples Fe – 1 wt % Cu .V. I. 11th International Congress on Metallurgy & Material SAM/CONAMET 2011.Sciverse Science Direct.
55. Pérez-Benitez, J.; Capó-Sánchez, J.; Anglada Rivera, J. Padovese, L. A model for the influence of microstructural defects on magnetic Barkhausen noise in plain steels, J. Magn. Magn. Mater. 288, 433-442 (2005).
56. Pero-Sanz, J., Ciencia de los materiales. Metalurgia Física: Estructura y Propiedades, Editorial DUSSAT SA, 2000, 3ra Edición. p 393 - 502. España.
57. Pieczonka T.; Schubert T.; Baunack S.; Kieback B. Dimensional behaviour of aluminium sintered in diferent atmospheres, Materials Science and Engineering



- A, 478 (2008) 251-256
58. Polmear, I. Light Alloys, From traditional Alloys to Nanocrystals. Ed. Elsevier (2006)
59. Roubicek, V., Raclavska H., Juchelkova D., Filip P., Wear and environmental aspects of composite materials for automotive braking industry, *Wear*, 265 1-2 (2008)167-175
60. Ruiz-Navas, E., Delgado, M., Torralba, J. 2014 based MMCs: properties improvement by (TiCN)<sub>p</sub> and trace additions, *Journal of Materials Science* 41 (2006) 3735-3741
61. Sankar R., Singh P., Synthesis of 7075 Al/SiC particulate composite powders by mechanical alloying, *Materials Letters* 36 (1998) 201-205
62. Schaffer G.B., Hall B.J., Bonner S.J., Huo S.H., Sercombe T.B., The effect of the atmosphere and the role of pore filling on the sintering of aluminium, *Acta Materialia* 54 (2006) 131–138
63. Schatzberg E., Symbolic Cultura and Technological Change: The Cultural History of Aluminium as an Industrial Metal, *Enterprise and Society* 4 (2003) 226-271
64. Semiatin, S. Introduction to forming and forging processes. ASM Handbook, vol 14 Forming and forging 1988. 1988
65. Tarín, R.; Badía-Pérez, J. Apuntes Aleaciones Ligeras (guiones y figuras) E.T.S.I. de Aeronáuticos (2006).
66. Tayibi, H. Tratamiento de los polvos procedentes de la Metalurgia Secundaria del Aluminio. Tesis Doctoral. Universidad Complutense de Madrid, España 2004
67. Tiitto, S., On the Influence of microstructure on magnetization transitions in steel, *Acta Polytechnica Scandinavia, Applied Physics*, v. 80, n. 119, 1977.
68. Weinert, K., Biermann, D., Bergmann, S., Machining of High Strength Light Weight Alloys for Engine Applications, *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 56-1 (2007) 105-108
69. Yamaura, S.; Furuya, Y.; Watanabe, T. The effect of grain boundary microstructure on barkhausen noise in ferromagnetic materials, *Acta mater.* 49 3019–3027 ,2001.
70. Youseffi M., Showaiter N., PM processing of elemental and prealloyed 6061 aluminium alloy with and without common lubricants and sintering aids, *Powder*



Metallurgy, 49 3 (2006) 240-252

71. Zander, J.; Sandström, R. One parameter model for strength properties of hardenable aluminium alloys. *Materials and Design*. 29 15401548, 2008.
72. Ziani A., Pelletier S., Supersolidus Liquid Phase Sintering Behavior of degassed 6061 Al powder, *International Journal of Powder Metallurgy*, 35 8 (1999) 49-58
73. Zindel J.W., Dahle A.K. Eutectic Nucleation and Growth in Hypoeutectic Al-Si Alloys at Different Strontium Levels. *Metallurgical and Materials Transactions*. 32A:949-960. 2001.
74. Zukas, J. *High Velocity Impact Dynamics*. John Willey & Sons, NY (1990)