



---

---

**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE  
MÉXICO**

**FACULTAD DE QUÍMICA**

“Efecto de la relación Mg/Ti sobre las propiedades mecánicas  
(dureza, resistencia al impacto y desgaste) de un CGI  
(compacted graphite iron)”

**TESIS**

**QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE  
INGENIERA QUÍMICA METALÚRGICA**

**PRESENTA**

YESSICA LIZBETH AVILA AVILA



**CDMX.**

**2019**



Universidad Nacional  
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

**Biblioteca Central**



**UNAM – Dirección General de Bibliotecas**  
**Tesis Digitales**  
**Restricciones de uso**

**DERECHOS RESERVADOS ©**  
**PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

**JURADO ASIGNADO:**

**PRESIDENTE:** M. EN M. EUSEBIO CÁNDIDO ATLATENCO TLAPANCO

**VOCAL:** DR. ADRIÁN MANUEL AMARO VILLEDA

**SECRETARIO:** M. EN I. AGUSTÍN GERARDO RUIZ TAMAYO

**1er. SUPLENTE:** DR. ÁNGEL GABRIEL LARA RODRÍGUEZ

**2° SUPLENTE:** M. EN C. MANUEL MARIANO HERRERO TERÁN

**SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA: DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA QUÍMICA METALÚRGICA, EDIFICIO D, FACULTAD DE QUÍMICA, UNAM.**

ASESOR DEL TEMA:

**M. EN M. EUSEBIO CÁNDIDO ATLATENCO TLAPANCO**

---

SUSTENTANTE:

**YESSICA LIZBETH AVILA AVILA**

---



# ÍNDICE

<b>INTRODUCCIÓN.....</b>	<b>6</b>
<b>HIPÓTESIS .....</b>	<b>8</b>
<b>OBJETIVO.....</b>	<b>8</b>
<b>CAPÍTULO 1. FUNDAMENTOS TEÓRICOS.....</b>	<b>9</b>
<b>1.1. Hierros colados.....</b>	<b>10</b>
1.1.1. Diagrama de fases estable (Fe – C <sub>g</sub> ).....	11
1.1.2. Diagrama metaestable (Fe – Fe <sub>3</sub> C).....	13
1.1.3. Carbono equivalente.....	15
1.1.4. Clasificación de los hierros colados. ....	16
<b>1.2. Hierro blanco.....</b>	<b>17</b>
1.2.1. Composición química y el efecto de los elementos de aleación. ....	18
1.2.2. Morfología.....	18
<b>1.3. Hierro gris. ....</b>	<b>19</b>
1.3.1. Composición química y el efecto de los elementos de aleación. ....	19
1.3.2. Morfología.....	21
<b>1.4. Hierro dúctil.....</b>	<b>22</b>
1.4.1. Composición química y el efecto de los elementos de aleación. ....	23
1.4.2. Morfología.....	25
<b>1.5. Hierro vermicular.....</b>	<b>26</b>
1.5.1. Composición química y el efecto de los elementos de aleación. ....	27
1.5.2. Morfología.....	28
<b>1.6. Propiedades mecánicas de los hierros colados.....</b>	<b>29</b>
<b>1.7. Tratamientos al metal líquido. ....</b>	<b>33</b>
1.7.1. Inoculación. ....	33
1.7.2. Procesos de inoculación. ....	34
1.7.3. Nodularización. ....	36
1.7.4. Procesos de nodularización. ....	36
1.7.5. Elementos antiesferoidizantes. ....	39
1.7.6. El uso de titanio como antiesferoidizante.....	40
<b>1.8. Solidificación del hierro vermicular (CGI).....</b>	<b>41</b>
<b>1.9. Ensayos mecánicos.....</b>	<b>43</b>
1.9.1. Ensayo de Dureza.....	44

1.9.2.	Ensayo de impacto.....	45
1.9.3.	Ensayo de desgaste. ....	46
<b>CAPÍTULO 2. DESARROLLO EXPERIMENTAL Y METODOLOGIA DE TRABAJO. .... 47</b>		
<b>2.1.</b>	<b>Elaboración del modelo en madera para fabricar probetas de impacto. ....</b>	<b>48</b>
2.1.1.	Dimensiones de la probeta de impacto tipo charpy.....	48
2.1.2.	Consideraciones y variables.....	48
2.1.3.	Cálculos realizados.....	49
2.1.4.	Fabricación de la placa modelo. ....	49
<b>2.2.</b>	<b>Elaboración de moldes por medio del proceso de arena en verde. ....</b>	<b>50</b>
2.2.1.	Pruebas de moldeo.....	50
2.2.2.	Fabricación de moldes. ....	50
<b>2.3.</b>	<b>Fabricación de hierro vermicular (CGI).....</b>	<b>51</b>
2.3.1.	Composición química del hierro base.....	51
2.3.2.	Niveles de nodularización e inoculación.....	51
2.3.3.	Selección de los niveles de titanio.....	52
2.3.4.	Balance de carga teórico. ....	52
2.3.5.	Cálculo de la cantidad de nodulizante, inoculante y antiesferoidizante. ....	52
2.3.6.	Preparación de capsulas de antiesferoidizante.....	55
2.3.7.	Ajuste de carga y adición de antiesferoidizante. ....	56
2.3.8.	Dimensiones y precalentamiento de la olla de tratamiento. ....	57
2.3.9.	Temperatura de trabajo.....	59
2.3.10.	Preparación de inoculante y nodulizante.....	60
2.3.11.	Tratamientos al metal líquido. ....	60
2.3.12.	Colada de piezas.....	61
2.3.13.	Obtención de muestras para análisis por espectrometría. ....	61
2.3.14.	Desmoldeo. ....	62
<b>2.4.</b>	<b>Caracterización metalográfica.....</b>	<b>63</b>
2.4.1.	Corte de muestras representativas. ....	63
2.4.2.	Desbaste de piezas y pulido fino. ....	63
2.4.3.	Fotomicrografías con y sin ataque. ....	63
<b>2.5.</b>	<b>Cuantificación del porcentaje de nodularidad. ....</b>	<b>64</b>
2.5.1.	Equipo y condiciones empleadas. ....	64
2.5.2.	Determinación del porcentaje de nodularidad. ....	64

<b>2.6. Ensayo de dureza Brinell.</b>	65
2.6.1. Selección del material a ensayar.	65
2.6.2. Equipo y condiciones empleadas.	65
<b>2.7. Ensayo de impacto tipo Charpy.</b>	67
2.7.1. Limpieza de las probetas.	67
2.7.2. Elaboración de la muesca.	67
2.7.3. Realización del ensayo de impacto.	68
<b>2.8. Ensayo de desgaste.</b>	70
2.8.1. Selección del material para la fabricación de las probetas.	70
2.8.2. Dimensiones de la probeta.	70
2.8.3. Realización del ensayo de desgaste.	70
<b>2.9. Determinar las posibles correlaciones entre la reacción Mg/Ti y las propiedades mecánicas del material.</b>	73
<b>CAPÍTULO 3. RESULTADOS.</b>	74
<b>3.1. Composición química.</b>	75
<b>3.2. Relación molar Mg/Ti.</b>	75
<b>3.3. Metalografías.</b>	76
<b>3.4. Ensayo de dureza Brinell.</b>	79
<b>3.5. Ensayo de impacto tipo Charpy.</b>	84
3.5.1. Resultados de la primera prueba del ensayo de impacto.	85
3.5.2. Resultados de la segunda prueba del ensayo de impacto.	88
3.5.3. Fracturas de las probetas de acorde a la relación molar Mg/Ti y al porcentaje en peso de titanio (%Ti).	92
<b>3.6. Ensayo de desgaste</b>	94
3.6.1. Resultados del ensayo de desgaste.	94
<b>CAPÍTULO 4. ANALISIS DE RESULTADOS.</b>	103
<b>4.1. Composición química.</b>	104
<b>4.2. Relación molar Mg/Ti.</b>	105
<b>4.3. Metalografías.</b>	106
<b>4.4. Ensayo de dureza Brinell.</b>	108
<b>4.5. Ensayo de impacto tipo Charpy.</b>	109
<b>4.6. Ensayo de desgaste.</b>	111
<b>CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES.</b>	113
<b>BIBLIOGRAFIA</b>	115

<b>ANEXO 1. Cálculos para el sistema de colada.....</b>	<b>118</b>
<b>ANEXO 1.A. Dimensiones de las piezas, corredores y entradas. ....</b>	<b>121</b>
<b>ANEXO 1.B. Defectos sin vientos. ....</b>	<b>125</b>
<b>ANEXO 2. Balance de carga teórico.....</b>	<b>126</b>
<b>ANEXO 3. Determinación del porcentaje de nodularidad. ....</b>	<b>129</b>
<b>ANEXO 4. Análisis químicos de la primera y segunda fusión. ....</b>	<b>135</b>
<b>ANEXO 5. Guía de apariencia de la fractura norma ASTM E23-07.....</b>	<b>140</b>

## INTRODUCCIÓN.

El presente trabajo de investigación estudia el hierro vermicular o *compacted graphite iron* (CGI por sus siglas en inglés) debido a su importancia en la industria de la fundición, una de las aplicaciones más importantes del CGI es la fabricación de piezas como monoblocks, discos de freno para aerogeneradores, cabezas para motores de vehículos pesados y livianos, etc. Se aprovechan las mejores propiedades mecánicas de este material, ya que presenta una óptima combinación entre resistencia mecánica, ductilidad y propiedades térmicas, las cuales se conjugan para proveerle una elevada resistencia a la fatiga térmica.

La fabricación del CGI es similar a la obtención del hierro dúctil; sin embargo, esta morfología se obtiene al introducir elementos esferoidizantes como el Mg o Ce y elementos degeneradores de grafito como Ti y S. Se han encontrado tanto ventajas como desventajas al emplear Ti como degenerador de grafito, una de las ventajas es aumentar el rango de trabajo del Magnesio; sin embargo, la principal desventaja es la formación de carburos de titanio, ya que dificulta su maquinabilidad y desgasta con facilidad el herramienta empleado durante el maquinado.

Para obtener un grafito compacto se deben de considerar una serie de factores como velocidad de enfriamiento, elementos modificadores de la morfología del carbono grafito, habilidad para formar centros de nucleación (eficiencia y potencia de la inoculación) y relación Mg/Ti.

En este trabajo de investigación se busca examinar la correlación que existe entre la relación Mg/Ti y las propiedades mecánicas del material en específico la dureza, resistencia al impacto y resistencia al desgaste. Para ello es necesario diseñar adecuadamente el experimento, el cual consiste en obtener una relación molar óptima de Mg/Ti para la fabricación de un CGI; por lo tanto, fue necesario realizar 2 fusiones, cada una de estas con 3 niveles de %Ti en peso distintos, para dichas fusiones la adición de titanio se debe llevar a cabo en el horno; con tratamientos al metal líquido de inoculación temprana y una nodularización por el método sándwich.



Para estudiar las propiedades mecánicas del CGI obtenido, se fabricaron moldes de arena en verde de las piezas correspondientes a las probetas de impacto, en los cuales se vació en metal líquido (material obtenido de colada) y posteriormente se realizó el ensayo de impacto a temperatura ambiente de acorde a la norma ASTM E23, de estas mismas probetas se maquinaron los “pines” empleados para el ensayo de desgaste de acorde a la norma ASTM G132. La dureza Brinell del material se determinó mediante la norma ASTM E10, es importante realizar cada prueba por triplicado para determinar si la prueba es reproducible y representativa del material.



## **HIPÓTESIS**

Las propiedades mecánicas del CGI se ven afectadas por la presencia de carburos de titanio y se puede establecer la presencia de estos a través de la relación molar Mg/Ti con respecto a las propiedades mecánicas de dureza, resistencia al impacto y desgaste.

## **OBJETIVO**

Determinar la relación entre el cociente de la relación Mg/Ti y las propiedades mecánicas (dureza, resistencia al impacto y desgaste) de un CGI (compacted graphite iron).



## **CAPÍTULO 1. FUNDAMENTOS TEÓRICOS.**

En este capítulo se presentan las características generales de los hierros colados y su clasificación. Posteriormente se presentan las características principales de los siguientes materiales metálicos.

**1.2.** Hierro blanco.

**1.3.** Hierro gris.

**1.4.** Hierro dúctil.

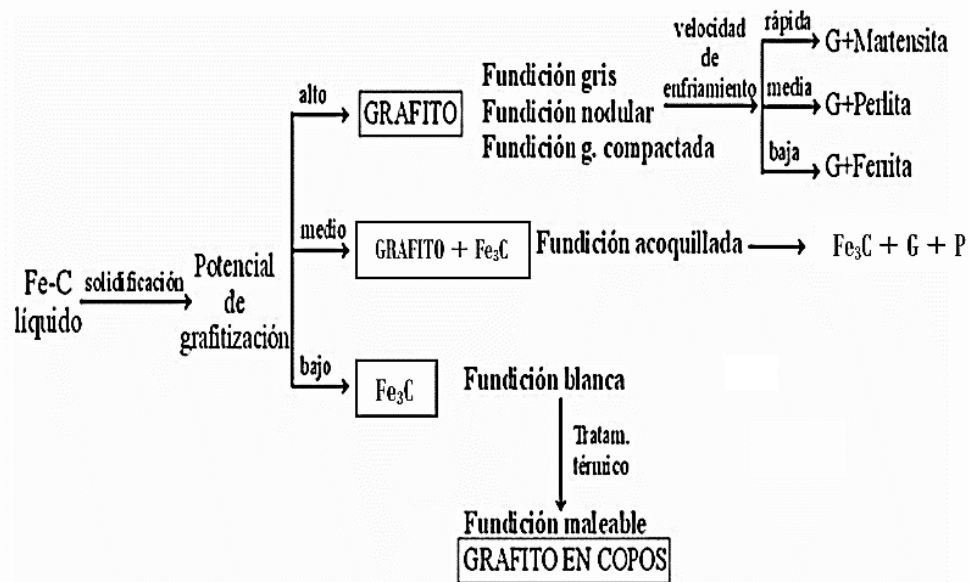
**1.5.** Hierro vermicular

Así como los tratamientos al metal líquido necesarios para su fabricación, también se menciona la solidificación del hierro vermicular y finalmente de manera breve se mencionan algunos ensayos mecánicos.

## 1.1. Hierros colados.

Los hierros colados son aleaciones ferrosas con múltiples componentes, dentro de los elementos más importantes se encuentran el carbono con un contenido del 2% al 4%, silicio del 0.5% al 3%, manganeso con un contenido menor al 1% y el azufre con un contenido menor al 0.015%. En este tipo de aleaciones se busca obtener una solidificación eutéctica.

Dependiendo de factores como composición química, velocidad de enfriamiento y el tratamiento de la fusión, el metal líquido tiende a seguir una solidificación termodinámicamente estable o metaestable, cuando se sigue el camino de la solidificación estable la fase de carbono es rico en carbono grafito ( $C_g$ ); sin embargo, cuando se sigue el camino de solidificación metaestable el carbono es rico en carburo de hierro o cementita ( $Fe_3C$ ). En cuanto al potencial de grafitización se dice que cuando un hierro tiene un alto potencial el grafito es rico en carbono, mientras que con un bajo potencial el hierro es rico en carburo de hierro, en la **Figura 1.1** se muestra la obtención de los principales hierros comerciales hierro gris, hierro maleable, hierro atruchado o moteado “acoquillado” y hierro blanco, excepto al hierro dúctil o nodular, de acuerdo con su solidificación y a su potencial de grafitización.



**Figura 1.1.** Microestructura y procesamiento por obtenido común de hierros comerciales. [1]

### 1.1.1. Diagrama de fases estable (Fe – C<sub>g</sub>).

Para el estudio de las microestructuras de los hierros colados, es necesario conocer y manejar adecuadamente el diagrama de fases hierro-carbono. La **Figura 1.2** representa el diagrama estable (Fe-C<sub>g</sub>).

En el diagrama de fases Fe – C<sub>g</sub> se observan las formas alotrópicas del hierro, BCC (cúbico centrado en el cuerpo) y FCC (cúbico centrado en las caras), a distintas temperaturas:

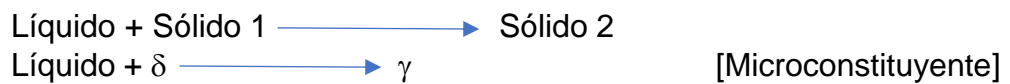
- **Hierro alfa (α):** Su estructura cristalina es BCC con una distancia interatómica de 2.86 Å. Se presenta en temperaturas inferiores a 768°C, en estas condiciones disuelve poca cantidad de carbono y su carácter es magnético. Como microconstituyente se le llama ferrita.
- **Hierro beta (β):** Se presenta entre los 768°C a 910°C, cristaliza en el sistema BCC, es muy similar al hierro alfa; sin embargo, su carácter es no magnético por tal motivo en algunos textos se le llama hierro alfa no magnético.
- **Hierro gamma (γ):** También conocido como Austenita. Se presenta de 900°C a 1492°C. Cristaliza en el sistema FCC con mayor volumen que la estructura hierro alfa, disuelve fácilmente al carbono. Sus propiedades mecánicas dependen del contenido de carbono, pero se pueden establecer valores medios representativos: Una dureza de 300HB, una carga de rotura de 900MPa a 1100 MPa y alargamientos comprendidos entre 30 y 60%.
- **Hierro delta (δ):** Está localizada desde 1400°C y presenta una reducción en la distancia interatómica que la hace retornar a una estructura cristalina BCC. Su máxima solubilidad de carbono es 0.08% a 1492°C. No posee una importancia industrial relevante. A partir de 1539°C se inicia la fusión del Hierro puro.

Tomando como base el diagrama estable Fe – C<sub>g</sub>, se denominan aceros a las aleaciones binarias con contenidos en carbono menor que 1.76%, mientras que los hierros colados tienen contenidos en carbono superiores al 2%. Este diagrama muestra con claridad el comportamiento fuertemente

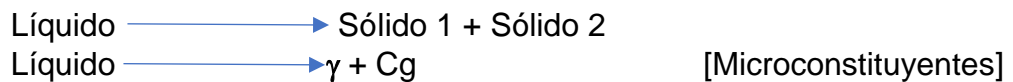
gammágeno del carbono ya que la adición de carbono al hierro  $\gamma$  aumenta el dominio térmico de estabilidad de la austenita. La temperatura de transformación del hierro  $\gamma$  en hierro  $\delta$  aumenta hasta 1492°C para un contenido en carbono del 0.18% (punto peritético del diagrama), mientras que la de la transformación de la austenita en ferrita disminuye hasta 723°C para la aleación con 0.89% de carbono.

El diagrama estable Fe – C<sub>g</sub> muestra las siguientes reacciones:

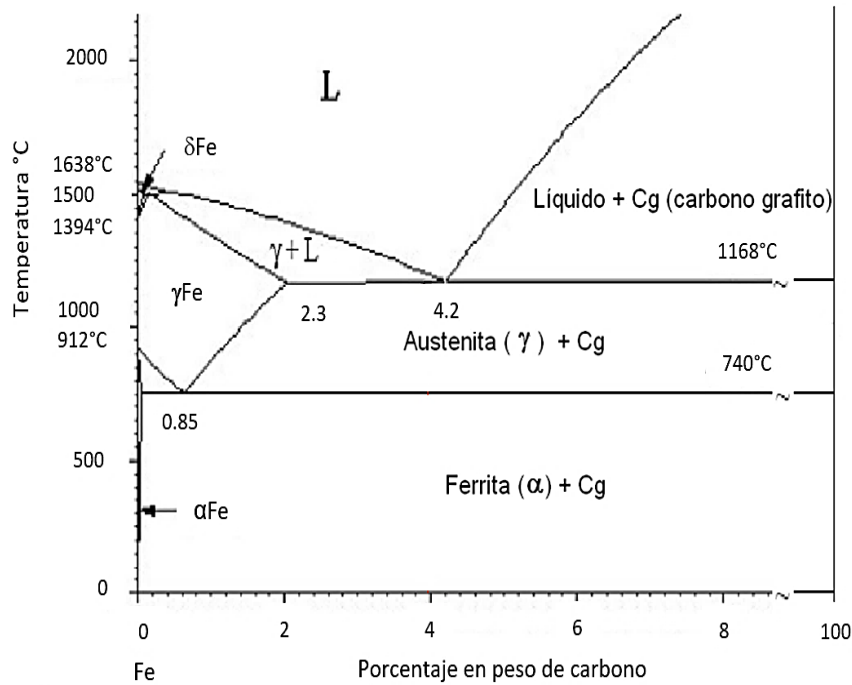
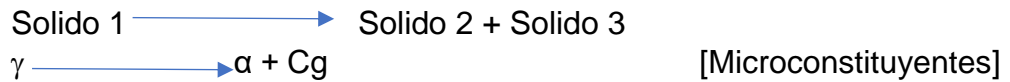
- Reacción Peritética.



- Reacción Eutética.



- Reacción Eutectoide.



**Figura 1.2.** Diagrama de fases estable (Fe – C<sub>g</sub>).

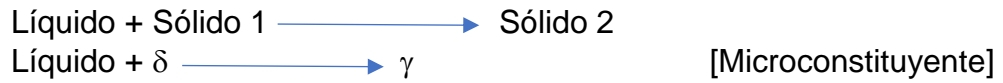
### 1.1.2. Diagrama metaestable (Fe – Fe<sub>3</sub>C).

El diagrama de fase Fe – Fe<sub>3</sub>C contiene cuatro fases sólidas; Ferrita  $\alpha$ , austenita  $\gamma$ , cementita Fe<sub>3</sub>C y ferrita  $\delta$  como se aprecia en la **Figura 1.3**.

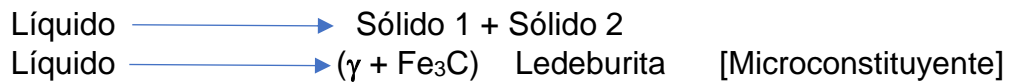
- **Ferrita  $\alpha$ :** La solución sólida de carbono en el hierro  $\alpha$  lleva el término de ferrita  $\alpha$  o simplemente ferrita. Esta fase tiene una estructura cristalina BCC y a 0% C corresponde a hierro  $\alpha$ . El diagrama de fase indica que el carbono es ligeramente soluble en la ferrita, ya que la máxima solubilidad sólida de carbono en ferrita  $\alpha$  es 0.0218 por ciento a 723°C. La solubilidad de carbono en ferrita  $\alpha$  baja con la disminución de la temperatura, hasta que éste presenta 0.008 por ciento a 0°C.
- **Austenita:** La solución sólida de carbono en hierro  $\gamma$  es designada como austenita. Tiene una estructura de cristal FCC (cúbica centrada en las caras), y mucho mayor solubilidad sólida para el carbono que ferrita  $\alpha$ . La solubilidad de carbono en austenita llega a un máximo de 2.11 por ciento a 1148°C y después decrece a 0.8 por ciento a 723°C. Como en el caso de ferrita  $\alpha$ , los átomos de carbono están disueltos, pero en mayor grado en la red cristalina FCC. Esta diferencia en la solubilidad sólida de carbono en austenita y ferrita  $\alpha$  es la base del endurecimiento de la mayoría de los aceros.
- **Cementita:** El compuesto intermetálico Fe<sub>3</sub>C, contiene 6.67% C y 93.3% Fe. La cementita, es un compuesto duro y frágil.
- **Ferrita  $\delta$ :** La solución sólida de carbono en hierro  $\delta$  es llamada ferrita  $\delta$ . Tiene una estructura BCC, y su máxima solubilidad sólida de carbono en  $\delta$  ferrita es 0.09 % a 1495°C.
- **Ledeburita:** Es una mezcla eutéctica de 48% austenita y 52% cementita, contiene 4.3% de carbono y se forma a 1147°C.
- **Pseudoledeburita:** Proviene de la ledeburita. A la temperatura crítica inferior (727°C) la austenita se transforma en perlita, a temperatura ambiente la ledeburita como tal no existe, debido a que se transforma en cementita y perlita; estas agrupaciones adoptan forma de eutéctico, dando pie a la existencia previa de la ledeburita.

El diagrama de fases metaestable Fe – Fe<sub>3</sub>C muestra las siguientes reacciones:

- Reacción Peritética.



- Reacción Eutéctica.



- Reacción Eutectoide.

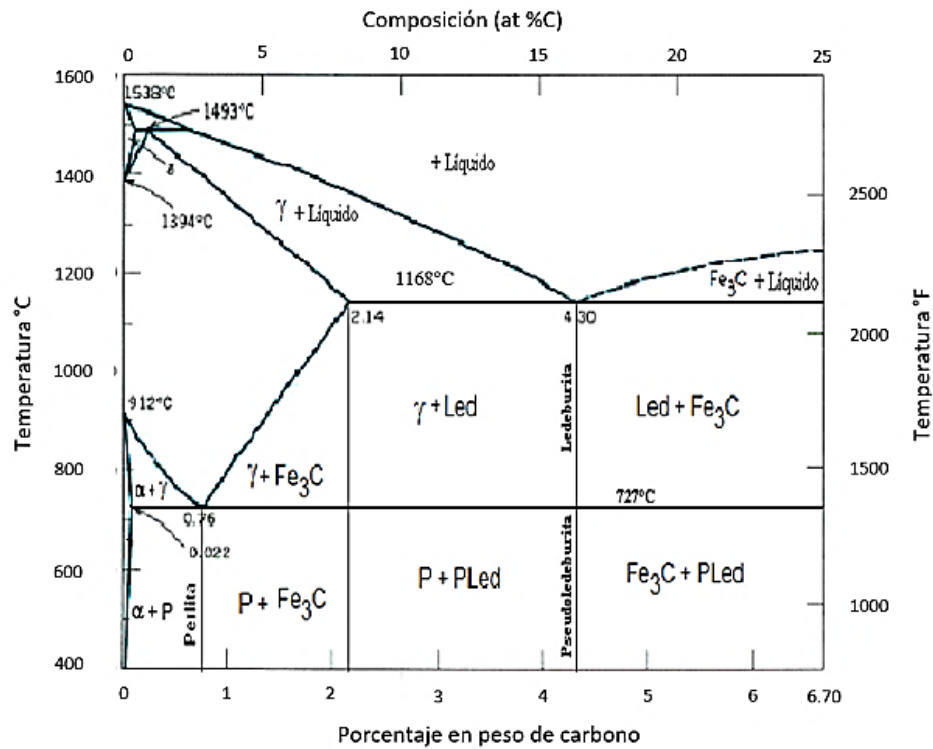
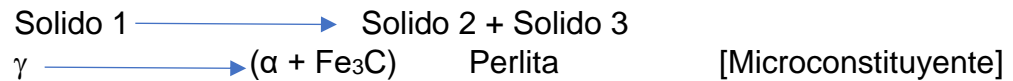


Figura.1.3. Diagrama metaestable (Fe – Fe<sub>3</sub>C).



### 1.1.3. Carbono equivalente.

Como se mencionó al principio uno de los elementos más importantes en la fabricación de los hierros colados es el silicio. Este elemento produce 2 efectos importantes en la aleación. Primero, sustituye parcialmente al carbono por lo que al emplear el diagrama al equilibrio el porcentaje en peso del carbono debe sustituirse por el porcentaje de carbono. El carbono equivalente, se calcula a partir del contenido de carbono modificado por el contenido de silicio, según la siguiente expresión:

$$CE = \%C + \frac{1}{3} \%Si \quad \text{Ec. 1}$$

*Donde:*

*CE = Carbono equivalente*

*%C = Porcentaje en peso de carbono*

*% Si = Porcentaje en peso de silicio*

En el segundo efecto, el silicio favorece la formación de carbono grafito como segunda fase.

Cuando existen cantidades apreciables de fosforo en la aleación, se toma en cuenta al igual que el silicio para determinar el efecto de estos sobre el carbono, dando como resultado la siguiente expresión:

$$CE = \%C + \frac{\%Si + \%P}{3} \quad \text{Ec. 2}$$

*Donde:*

*CE = Carbono equivalente*

*%C = Porcentaje en peso de carbono*

*% Si = Porcentaje en peso de silicio*

*%P = Porcentaje en peso de fosforo*

Considerando la ecuación 2, si un hierro tiene un CE de 4.0 es una aleación hipoeutéctica, cuando el CE es igual a 4.3 se dice que es eutéctica, mientras que al poseer un CE de 4.6 se convierte en una aleación hipereutéctica.

#### 1.1.4. Clasificación de los hierros colados.

La primera clasificación que se le dio a los hierros fundidos se basó en su fractura, clasificándolos en dos tipos:

- Hierro blanco. Presenta una fractura blanca y plana ya que la fractura ocurre a lo largo de las placas de carburo de hierro ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) y es producto de una solidificación metaestable.
- Hierro gris. Presenta una fractura gris y ligeramente rugosa debido a que la fractura ocurre a lo largo de las hojuelas de grafito ( $\text{C}_g$ ) y es producto de una solidificación estable.

Posteriormente surgieron otras clasificaciones las cuales no se mencionan ya que no son de relevancia para este trabajo. La clasificación más importante y más empleada es aquella que considera las características microestructurales y forma del carbono grafito.

- $\text{Fe}_3\text{C}$  (hierro blanco), grafito sin precipitar.

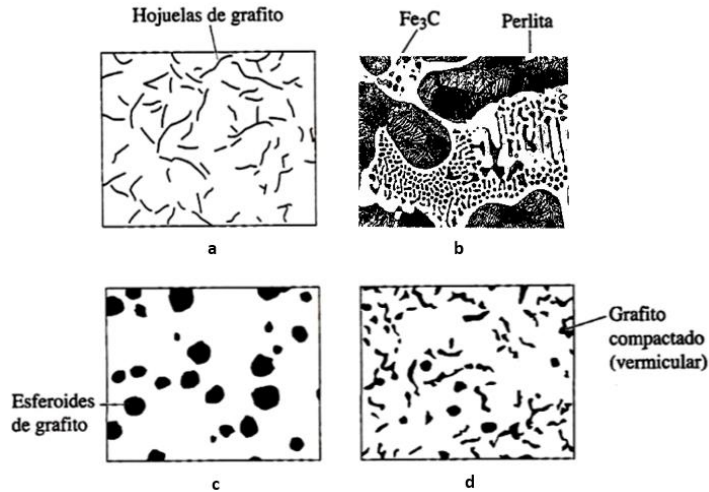
Forma del carbono grafito:

- Grafito laminar (hierro gris).
- Grafito esferoidal (hierro dúctil).
- Grafito compacto "CGI" (hierro vermicular).

Matriz:

- Ferrítica.
- Perlítica.
- Austenítica.
- Martensítica.
- Bainítica.

En la **Figura 1.4** se muestra la forma del grafito precipitado de los hierros comerciales y en la **Tabla 1.1** se aprecia la clasificación de los hierros comerciales.



**Figura 1.4.** Dibujos esquemáticos de los cuatro tipos de hierros fundidos: a) hierro gris, b) hierro blanco, c) hierro dúctil o nodular y d) hierro con grafito compacto (CGI).

**Tabla 1.1.** Clasificación de los hierros fundidos comerciales. Microestructura y fractura. [2]

Nombre comercial	Morfología del carbono	Matriz <sup>(a)</sup>	Fractura	Productos obtenidos de
Hierro blanco	Fe <sub>3</sub> C	P, M	Blanca	Solidificación
Hierro gris	Grafito laminar	P	Gris	Solidificación
Hierro dúctil	Grafito esferoidal	F, P, A	Plateado-gris	Solidificación
Hierro con grafito compacto	Grafito compacto (vermiculos)	F, P	Gris	Solidificación

(a) F, ferrita; P, perlita; A, austenita; M, martensita.

## 1.2. Hierro blanco.

Se forma al enfriar rápidamente la fundición de hierro, su solidificación sigue el diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C metaestable como se muestra en la **Figura 1.3**; la austenita solidifica en forma de dendritas. A consecuencia de la gran cantidad de Fe-Fe<sub>3</sub>C presente en la aleación esta es extremadamente dura y frágil por tal motivo es prácticamente imposible maquinarla; sin embargo, posee una elevada resistencia al desgaste y a la abrasión.

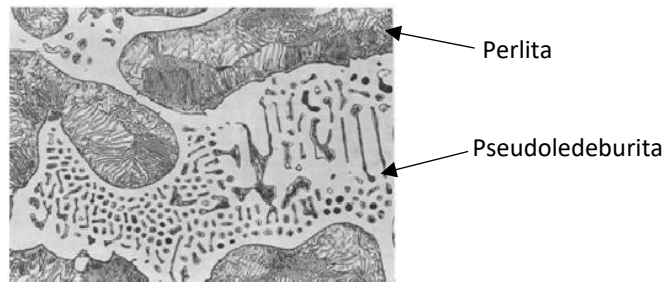
### 1.2.1. Composición química y el efecto de los elementos de aleación.

- Carbono. Su contenido de carbono oscila entre 2.5% y 3%.
- Silicio. Posee un contenido bajo, menor a 1%.
- Manganeso. Con cantidades hasta 2%.

### 1.2.2. Morfología.

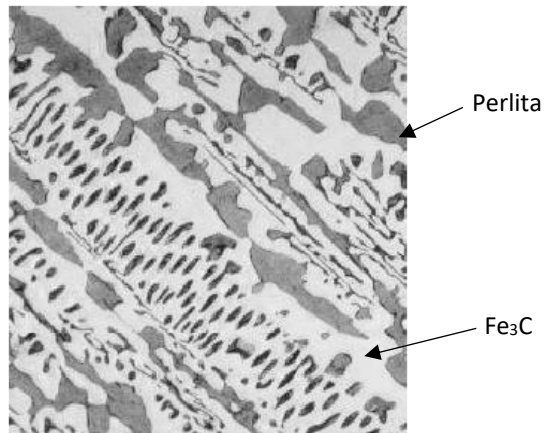
La morfología y distribución de las fases está determinada por la etapa de enfriamiento en que se formaron, estas microestructuras se clasifican en:

- Hipoeutéticas. Constituidas por dendritas de austenita primaria transformada en perlita y pseudoledeburita como se aprecia en la **Figura 1.5**. Es la microestructura más común para este tipo de aleación.



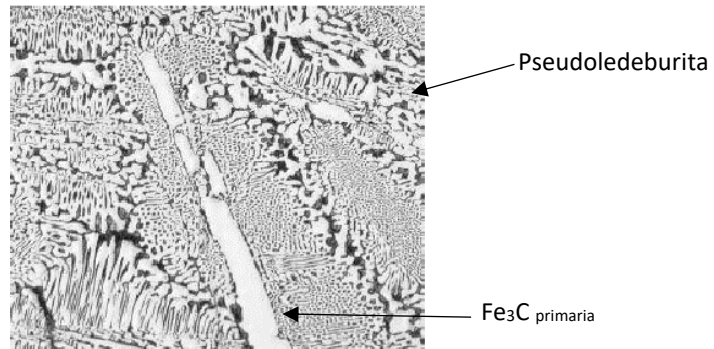
**Figura 1.5.** Hierro blanco hipoeutético a 200 aumentos. [3]

- Eutéticas. Constituida por una estructura de pseudoledeburita, dicha microestructura se observa en la **Figura 1.6**.



**Figura 1.6.** Hierro blanco eutético a 200 aumentos.

- Hipereutecticas. Constituida por cristales de cementita primaria y pseudoledeburita tal como se muestra en la **Figura 1.7**.



**Figura 1.7.** Hierro blanco hipereutética a 200 aumentos.

### 1.3. Hierro gris.

Es una de las aleaciones ferrosas más empleadas, debido a la facilidad de su fabricación y el bajo costo de esta; sin embargo, para su fabricación es necesario realizar un tratamiento al metal líquido de inoculación del cual se hablará posteriormente.

Esta aleación tiene una solidificación termodinámicamente estable, por tal motivo sigue el diagrama de fases estable mostrado en la **Figura 1.2**.

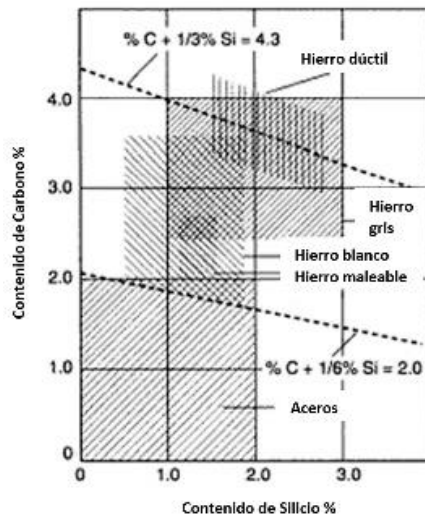
#### 1.3.1. Composición química y el efecto de los elementos de aleación.

La composición química del hierro gris debe seleccionarse de tal forma que satisfaga los siguientes tres requerimientos estructurales básicos:

- Forma y distribución requerida del carbono grafito.
- Una estructura libre de carburos (libre de zonas con alta velocidad de enfriamiento o libre de zona “chill”).
- Matriz requerida.

Carbono y silicio. Son los principales elementos de aleación con un contenido de carbono del 2% al 4% y de silicio del 1% al 3%; los altos contenidos de estos aumentan el potencial de grafitización del material por lo tanto

disminuye la tendencia a tener zonas frías o a generar zonas “chill”; sin embargo, las resistencias mecánicas se ven afectadas negativamente, esto se debe a la promoción de ferrita y al engrosamiento de la perlita. En la **Figura 1.8** se aprecian los contenidos de carbono y silicio para distintos hierros, en la parte inferior se muestra una línea discontinua la cual separa al acero de los hierros con respecto al contenido de carbono.



**Figura 1.8.** Aproximación de los rangos de carbono y silicio para los aceros y algunos hierros.

- **Manganeso.** El manganeso varía en función de la matriz deseada, va de 0.1% para hierros ferríticos hasta 1.2% para hierros perlíticos, debido a que es un fuerte promotor de perlita.
- **Fosforo y azufre.** Son elementos minoritarios en la aleación, siempre están presentes y deben tener un contenido máximo de 0.15% para hierros de baja calidad y por debajo de este valor para hierros de alta calidad como el hierro dúctil o vermicular.
- **Otros.** Aluminio, antimonio, arsénico, bismuto, plomo, magnesio, cerio y calcio, en cantidades apreciables alteran significativamente la morfología del carbono grafito, así como la microestructura de la matriz.

En la **Tabla 1.2** se muestra el rango de composición química para el hierro gris no aleado.

**Tabla 1.2.** Composición química para el hierro gris sin alear.

<b>ASTM clase</b>	<b>Composición química en porcentaje</b>					
	<b>Carbono equivalente</b>	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>
<b>A 48</b>						
20 B	4.5	3.1 - 4.3	2.5 - 2.8	0.5 - 0.7	0.9	0.15
55 B	3.6	< 3.1	1.4 - 1.6	0.6 - 0.75	0.1	0.12

### 1.3.2. Morfología.

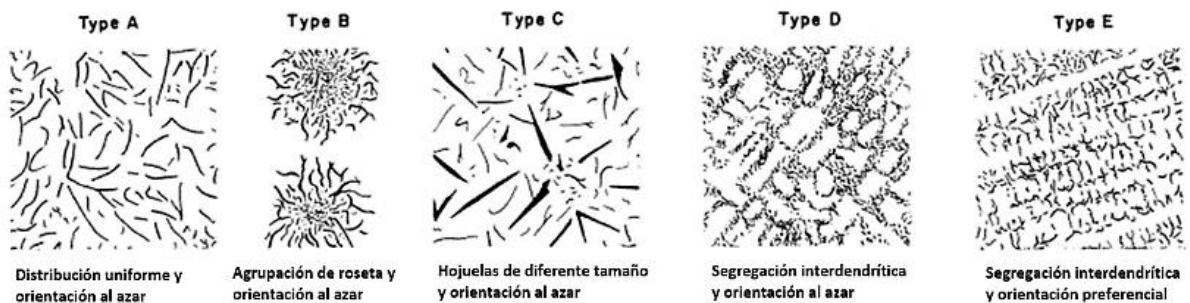
La morfología del carbono grafito precipitado se clasifica en:

- Grafito tipo A. Tiene forma de hojuelas con tamaño uniforme, se asocia a propiedades mecánicas homogéneas. Para la formación de este tipo de carbono grafito es necesario un alto grado de nucleación, por tal motivo se emplea la inoculación, otra variable importante es el enfriamiento el cual debe ser moderado durante la solidificación de lo contrario se pueden generar zonas “chill”.
- Grafito tipo B. Forma un patrón de roseta, el tamaño de estas es grande debido al bajo grado de nucleación. La formación de rosetas reduce las propiedades mecánicas como tracción y causa picaduras en las superficies maquinadas. El patrón de roseta está formado por hojuelas finas dentro de la roseta porque la solidificación eutéctica comienza un gran subenfriamiento; la recalcancia eleva la temperatura de crecimiento eutéctica dando como resultado unas hojuelas gruesas con crecimiento radial, las hojuelas tipo “C” lo cual influye en el tamaño y distribución del carbono grafito eutéctico.
- Grafito tipo C. Tiene forma de hojuelas grandes y gruesas, así como también hojuelas pequeñas y delgadas “grafito tipo kish”, se producen en los hierros hipereutécticos; debido a que al atravesar la temperatura liquidus se precipita el carbono grafito primario (grueso) y al efectuarse la reacción eutéctica se precipitan el carbono grafito primario (delgado). El

mecanismo anterior reduce las propiedades mecánicas como tracción y causa picaduras en las superficies maquinadas, pero puede traer beneficios cuando se busca tener una alta conductividad térmica.

- Grafito tipo D. Se forma cuando en la solidificación se tiene un alto grado de subenfriamiento. Esta morfología interdendrítica no es deseable porque interfiere con la formación de una matriz perlítica ya que acorta el rango de solidificación del carbono promoviendo la formación de ferrita.
- Grafito tipo E. Se forma de láminas hipoeutéticas generando una estructura interdendrítica austenítica primaria orientada a raíz de un elevado subenfriamiento. Una de las desventajas de esta microestructura es su escasa resistencia mecánica.

En la **Figura 1.9**, se muestran las distintas morfologías de carbono grafito que se pueden presentar en un hierro gris, descritas anteriormente.



**Figura 1.9.** Tipos de carbono grafito que puede presentar un hierro gris de acorde a la norma ASTM A 247. [4]

#### 1.4. Hierro dúctil.

También se conoce como hierro nodular o hierro de grafito esferoidal, en este tipo de hierro fundido el grafito se encuentra presente como pequeños esferoides, para lograr esta morfología es necesario realizar tratamientos al metal líquido de inoculación y nodularización de los cuales se mencionará

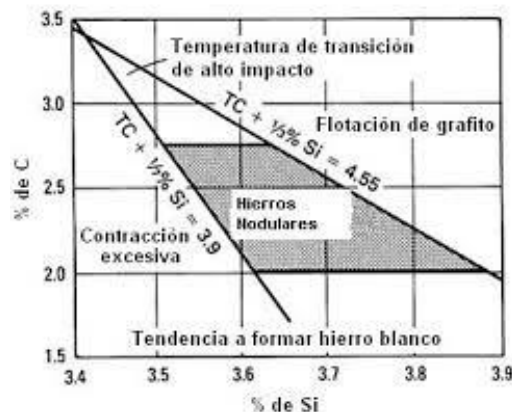


posteriormente. Al tener esferoides de carbono grafito el material posee una mayor resistencia y tenacidad con respecto al hierro gris.

Al igual que el hierro gris, este material tiene la ventaja de poseer una excelente fluidez. De este modo es posible obtener piezas de reducidos espesores, siempre que se asegure un flujo de metal líquido adecuado para el llenado de los moldes, este flujo es imprescindible para evitar el endurecimiento de los bordes y la formación de carburos en las secciones más delgadas; al momento de su solidificación el material posee una solidificación termodinámicamente estable y sigue el diagrama de fases estable Fe-C<sub>γ</sub> como se observa en la **Figura 1.2**.

#### 1.4.1. Composición química y el efecto de los elementos de aleación.

Su composición química es similar a la del hierro gris; sin embargo, los elementos de aleación influyen de manera distinta sobre la morfología del carbono grafito. El carbono equivalente (CE) tiene una ligera influencia sobre las propiedades mecánicas y la microestructura del hierro nodular; sin embargo, las cantidades de carbono y silicio deben ser seleccionadas adecuadamente para evitar una contracción excesiva, una alta tendencia a zonas con alta velocidad de enfriamiento (zonas “chill”), flotación de grafito o un gradiente de temperatura muy elevado, [5]. La **Figura 1.10** muestra los porcentajes de carbono y silicio para la fabricación del hierro dúctil.



**Figura 1.10.** Rango preferente de carbono y silicio (zona sombreada) para la fabricación de hierro dúctil.

La influencia de varios elementos aleantes se muestran en la **Tabla 1.3**, el primer grupo puede cambiar la forma del grafito de hojuelas a esferoides, el siguiente grupo consta de elementos neutrales, posteriormente el último grupo, que corresponde a los antiesferoidizantes o degeneradores de carbono grafito los desestabilizan los esferoides de carbono grafito por lo tanto deben ser empleados con moderación como se aprecia en la **Tabla 1.4**.

**Tabla 1.3.** Influencia de varios elementos de aleación en la morfología del carbono grafito en un hierro dúctil. [5]

<b>Categoría de elementos</b>	<b>Elementos</b>
<i>Esferoidizantes</i>	Magnesio, calcio, tierras raras (cerio, lantano, etc.), itrio
<i>Neutrales</i>	Hierro, carbón, manganeso, etc.
<i>Antiesferoidizantes (degenerador de grafito)</i>	Aluminio, arsénico, bismuto, telurio, titanio, plomo, sulfuro y antimonio.

**Tabla 1.4** Cantidades recomendadas de los elementos antisferoidizantes en un hierro dúctil. [6]

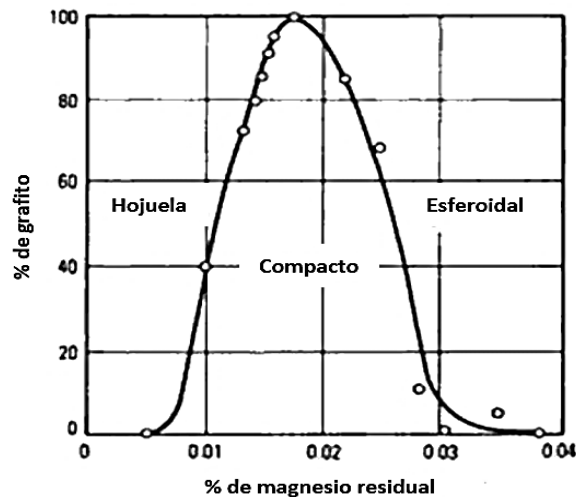
<b>Elemento</b>	<b>Composición en porcentaje</b>
<i>Aluminio</i>	0.05
<i>Arsénico</i>	0.02
<i>Bismuto</i>	0.002
<i>Cadmio</i>	0.01
<i>Plomo</i>	0.002
<i>Antimonio</i>	0.001
<i>Selenio</i>	0.03
<i>Telurio</i>	0.02
<i>Titanio</i>	0.03
<i>Zirconio</i>	0.10

El magnesio es el elemento más empleado para la fabricación de hierro dúctil, el nivel adecuado va a depender de la velocidad de enfriamiento, para velocidades de enfriamiento altas se requiere un nivel de magnesio bajo. La cantidad de magnesio requerido está en función al nivel inicial de azufre, del

magnesio residual y en particular de la eficiencia del proceso empleado, se muestra en la ecuación 3:

$$\%Mg_{adicionar} = \frac{\%Mg_{deseado}}{(\eta_{Mg})^{(0.01)}} + \%S_{metal\ base} \quad \text{Ec. 3}$$

Con un magnesio residual bajo se produce una baja nodularidad en la **Figura 1.11** se aprecia el porcentaje de grafito con respecto al magnesio residual lo cual da como resultado una morfología de carbono grafito determinada, lo cual da como resultado un deterioro en las propiedades mecánicas; sin embargo, si el contenido de magnesio es demasiado alto promueve la formación de carburos.

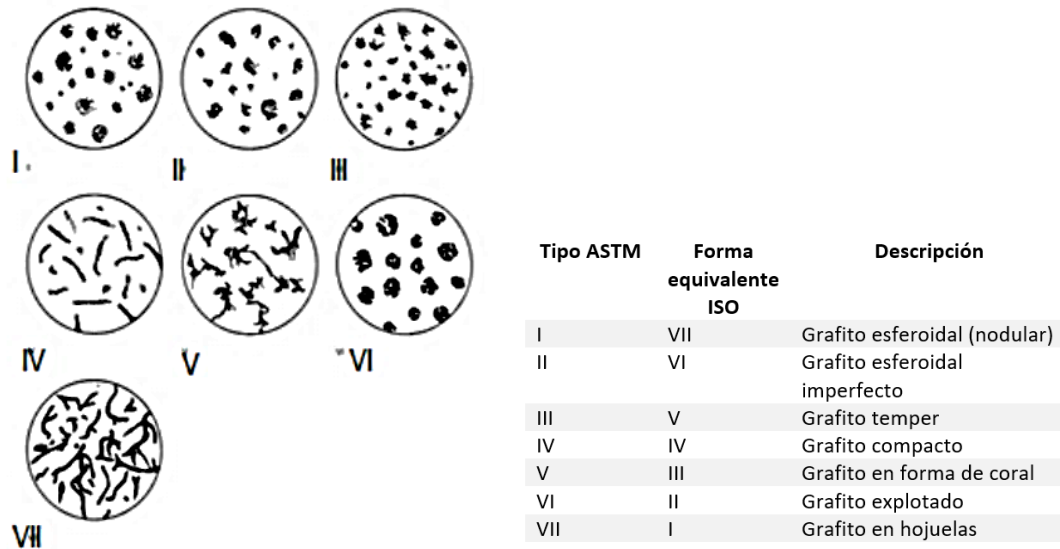


**Figura 1.11.** Influencia del magnesio residual en el grafito. [7]

#### 1.4.2. Morfología.

Los elementos de aleación en menor proporción pueden alterar significativamente la morfología del carbono grafito, solidificación y estructura de la matriz; también, pueden promover la esferoidización o la antesferoidización del material como se muestra en la **Tabla 1.3**. El **Figura 1.12** se muestran los distintos tipos de grafito de acorde a la norma

ASTM A 247 y su equivalencia en la norma ISO, la formación de grafito es el factor más importante que afecta las propiedades mecánicas del hierro.



**Figura 1.12.** Morfología típica del carbono grafito de acorde a la norma ASTM A 247 y su equivalente en ISO.

### 1.5. Hierro vermicular.

Hierro vermicular también conocido como Hierro con grafito compacto (CGI por sus siglas en inglés), se distingue por tener una buena conductividad térmica y resistencia mecánica, propiedades que en conjunto hacen que este material posea una alta resistencia a la fatiga térmica, lo que ha abierto la perspectiva de fabricar piezas sometidas a condiciones de trabajo de calentamiento y enfriamiento debido a los ciclos térmicos, habitualmente elaboradas en hierro gris.

En cuanto a sus propiedades mecánicas, posee mayor resistencia a la tensión que los hierros grises y es similar a los de alta resistencia, pero menor al hierro nodular. Posee mayor capacidad térmica y de amortiguamiento que el hierro gris y nodular.

### 1.5.1. Composición química y el efecto de los elementos de aleación.

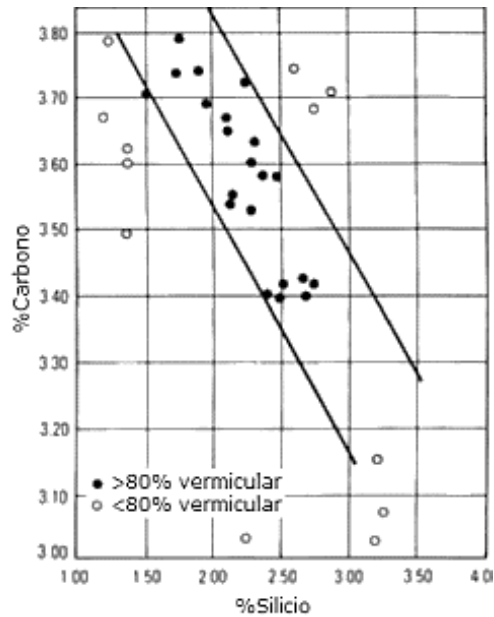
La composición química de un hierro vermicular debe ser similar a la de un hierro dúctil tal como lo muestra la **Tabla 1.5**.

**Tabla 1.5.** Composición química de los hierros colados.

#### Composición química en porcentaje

Tipo de hierro	C	Si	Mn	P	S
<i>Blanco</i>	1.8 – 3.6	0.5 – 1.9	0.25 – 0.8	0.006-0.2	0.06 – 0.2
<i>Gris</i>	2.5 – 4.0	1.0 – 3.0	0.2 – 1.0	0.002-1.0	0.02 -0.25
<i>Dúctil</i>	3.0 – 4.0	1.8 – 2.8	0.1 – 1.0	0.01 – 0.1	0.01 -0.03
<i>Grafito compacto</i>	2.5 – 4.0	1.0 – 3.0	0.2 – 1.0	0.01 – 0.1	0.01 -0.03

En cuanto al carbono equivalente, este influye menos que en el hierro gris pero más que en el hierro dúctil, los niveles van desde 3.7% para aleaciones hipoeutécticas hasta 4.7% para aleaciones hipereutécticas. Al igual que el carbono equivalente, es sumamente importante seleccionar las cantidades adecuadas de carbono y silicio para la fabricación del hierro vermicular, en la **Figura 1.13** entre 2 líneas paralelas se aprecia la zona indicada para obtener un porcentaje de vermicularidad mayor al 80%, el cual depende el porcentaje de carbono y silicio en la aleación.



**Figura 1.13.** Rangos indicados de carbono y silicio para la fabricación de un hierro vermicular. [8]

El cobre, molibdeno, estaño, antimonio, titanio y aluminio contribuyen al cambio de la matriz, reduciendo la tendencia a formar ferrita y promoviendo la formación de perlita. La combinación de molibdeno y cobre tienen un efecto de mayor endurecimiento por el carácter grafitizante que puede ser usado en sustitución parcial para que el silicio compense la tendencia al enfriamiento sin promover ferrita libre. Además, son promotores efectivos de la perlita en las fundiciones de hierro

El estaño (0.1 %) y antimonio (0.05%) promueven la formación de perlita, restringiendo la difusión de carbono en la matriz. El estaño en combinación con el silicio, pueden ayudar a la formación de hierro nodular y hierro con grafito compacto

### 1.5.2. Morfología.

El hierro vermicular contiene en su estructura la precipitación de partículas de grafito alargadas, orientadas al azar e interconectadas, las cuales son cortas y relativamente delgadas con esquinas redondeadas, usualmente referidas como gusanos “worm”, de acorde a la norma ASTM su forma de

representativa es el número IV en la **Figura 1.12**; su microestructura se aprecia en la **Figura 1.14**.

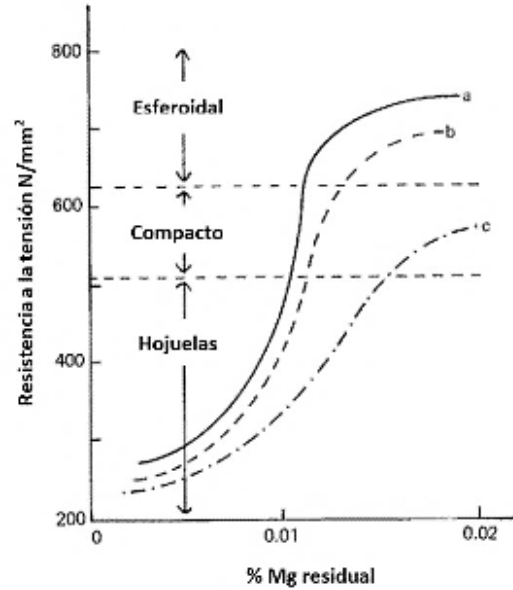


**Figura 1.14.** *Microestructura de un hierro con grafito compacto (CGI) a 100 aumentos.*

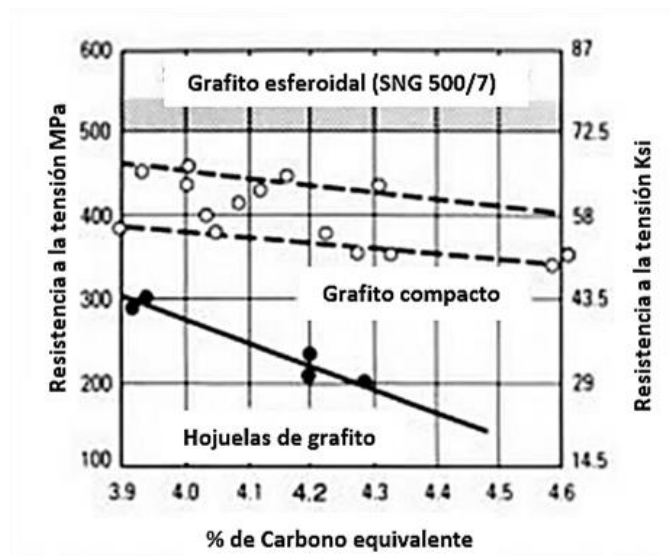
Para un enfoque microestructural es la transición morfológica del grafito en forma de hojuela y esferoide, llamado grafito compacto o vermicular. Esta microestructura es posible mediante tratamientos al metal líquido, se debe llevar a cabo una inoculación y nodularización al igual que en la fabricación del hierro dúctil; sin embargo, para lograr esta transición del esferoide se debe emplear un antiesferoidizante o también conocido como degenerador de carbono grafito.

## **1.6. Propiedades mecánicas de los hierros colados.**

Como se mencionó anteriormente los elementos de aleación tienen una gran influencia sobre las propiedades mecánicas de los hierros colados, sobre todo el magnesio residual y el carbono equivalente. En las **Figuras 1.15 y 1.16** respectivamente se muestra el efecto de estos elementos.



**Figura 1.15.** Curva a. Cambio en la estructura del hierro gris con la adición de magnesio, curva b. Cambio de la resistencia a la tracción con la adición de magnesio para un hierro gris con matriz perlítica, curva c. Cambio en la estructura con la adición de Mg-Ti-Ce.



**Figura 1.16.** Influencia del carbono equivalente en la resistencia a la tensión en el hierro gris, hierro vermicular y hierro dúctil.

De acuerdo con las propiedades mecánicas de los hierros colados será la aplicación que se le va a dar, en **Tabla 1.6** se muestran algunas de las propiedades más importantes. Como se aprecia el hierro vermicular posee



propiedades mecánicas intermedias; es decir, mayores a las del hierro gris pero menores a las de hierro dúctil.

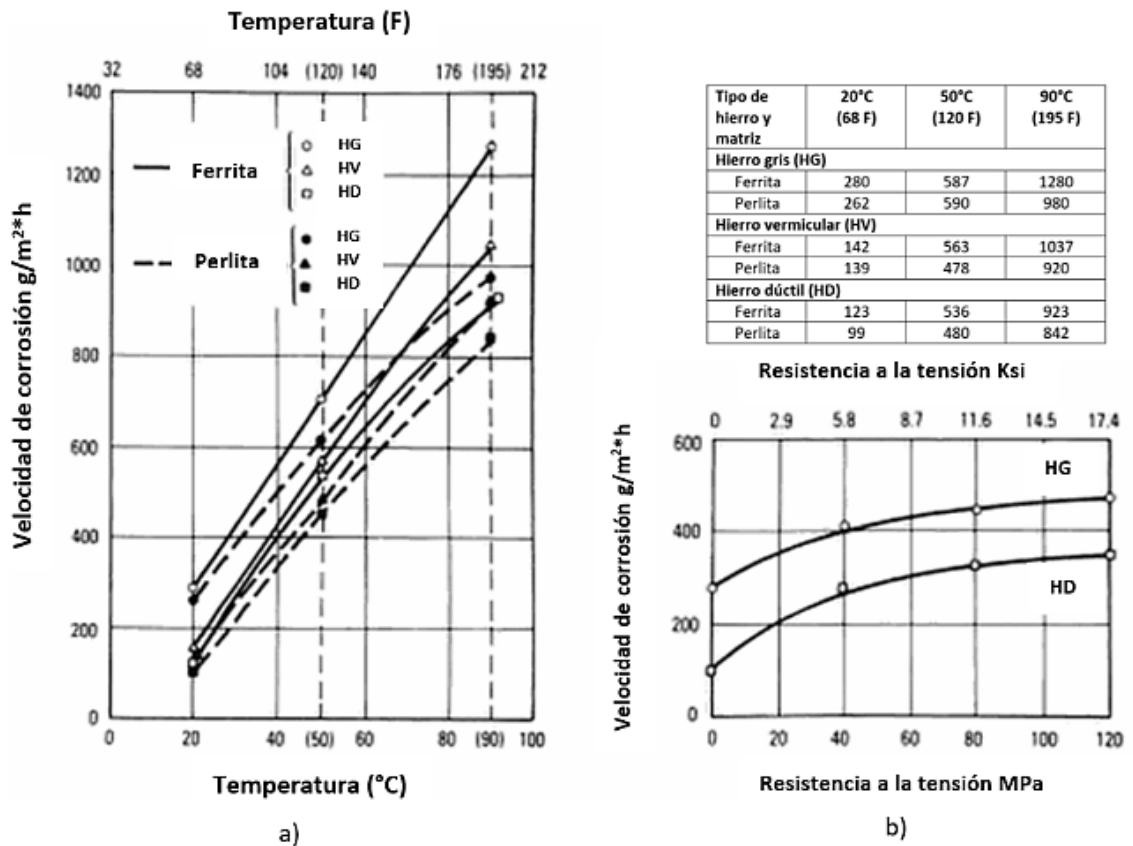
El hierro vermicular (CGI) presenta un incremento en la resistencia a la tensión y en el porcentaje de elongación, con respecto al hierro gris, lo cual hace que sea una buena opción para la fabricación de motores a diésel como el empleado en el AUDI V8 y en el BMW V8, este último es un motor a inyección, pero ambos operan a alta presión.

Una de las aplicaciones más importantes de los hierros vermiculares (CGI) es en la fabricación de piezas como monoblocks, cabezas para motor, cigüeñales, etc., ya que este material presenta una alta resistencia a la fatiga térmica.

**Tabla 1.6.** Tabla comparativa de las propiedades mecánicas y físicas de los hierros colados. [9]

<b>Propiedad</b>	<b>Hierro gris</b>	<b>Hierro vermicular</b>	<b>Hierro Dúctil</b>
<b>Resistencia a la tensión (MPa)</b>	250	450	750
<b>Módulo elástico (GPa)</b>	105	145	160
<b>% de Elongación</b>	0	1.5	5
<b>Conductividad térmica</b>	48	37	28
<b>Capacidad de amortiguamiento relativa</b>	1	0.35	0.25
<b>Dureza (BHN/10/3000/10)</b>	179 – 202	217 – 241	217 – 255
<b>Resistencia a la fatiga (MPa)</b>	110	200	250

Al igual que las propiedades mecánicas, las propiedades químicas son sumamente importantes, sobre todo la resistencia a la corrosión ya que ayuda a determinar el tipo de atmosfera o de ambiente al cual es resistente el material y a partir de ello se pueden encontrar múltiples aplicaciones; en la **Figura 1.17** se muestra dicho comportamiento.



**Figura 1.17.** a) *Influencia de la temperatura en la velocidad de corrosión, b) influencia de la resistencia a la tensión en la velocidad de corrosión para distintos hierros en ácido sulfúrico al 5%. [6]*

Las propiedades mecánicas, de los hierros colados se derivan del comportamiento mecánico de estos; es decir, se refiere a la respuesta del material al aplicar una carga, donde factores como estructura cristalina, límites de grano, tipo de matriz, forma y distribución del carbono grafito, etc.

son quienes definen el comportamiento del material y a su vez proveen las propiedades mecánicas.

## **1.7. Tratamientos al metal líquido.**

Como se sabe los hierros colados poseen carbono grafito precipitado y para esto es necesario realizar una serie de tratamientos al metal líquido. Anteriormente se mencionó que para la fabricación del hierro gris es necesario realizar un tratamiento de inoculación, para el hierro dúctil se debe realizar una nodularización e inoculación, finalmente para la fabricación del hierro vermicular se deben realizar dos tratamientos al metal líquido, nodularización e inoculación.

Dichos tratamientos se realizan con cierta finalidad como es generar centros de nucleación, favorecer la precipitación del carbono grafito y definir la morfología del carbono grafito.

### **1.7.1. Inoculación.**

La inoculación consiste en la adición de ciertos elementos en el metal líquido; estos elementos pueden generar centros de nucleación para precipitar el carbono grafito, favoreciendo la formación de grafito laminar en el caso del hierro gris, grafito esferoidal en el caso del hierro nodular y grafito compacto en el caso del hierro vermicular.

Existen dos tipos de inoculantes:

- Los simples tales como Calcio, Bario, Estroncio, Cerio, Aluminio.
- Los complejos a base de Ferro-silicio los cuales contienen cantidades de los inoculantes simples.

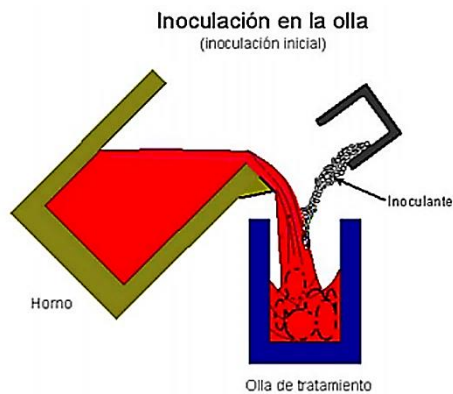
Se ha encontrado que la eficiencia de los inoculantes depende del tiempo, teniendo su mayor efecto inmediatamente después de ser disuelto en el baño de metal líquido. El funcionamiento de los inoculantes es más eficiente,

cuanto menor es el valor del carbono equivalente (CE) y el grado de saturación eutéctico.

La inoculación reduce el subenfriamiento durante la solidificación y ayuda a evitar la presencia de carburos ledeburíticos en la microestructura, especialmente en secciones delgadas.

### 1.7.2. Procesos de inoculación.

*Inoculación temprana.* En este proceso la inoculación se realiza del horno a la olla de tratamiento, adicionando el inoculante directo al chorro de metal líquido como lo muestra la **Figura 1.18**.



**Figura 1.18.** Método de inoculación temprana.

Antes de adicionar el inoculante a la olla de tratamiento debe tener una porción de metal líquido en el fondo, para generar cierta turbulencia y permitir el mezclado. La cantidad de inoculante a adicionar depende del material que se desea obtener y la calidad de este, normalmente las adiciones oscilan entre 0.15 y 0.4%.

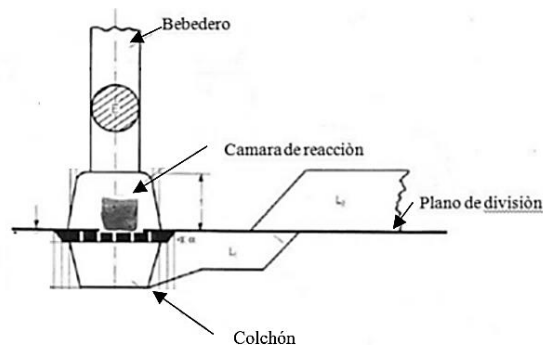
Entre los factores que más influyen en una buena inoculación se encuentra el tamaño de partícula, no se ha determinado un tamaño crítico, pero si es de granulometría muy pequeña puede flotar en la superficie u oxidarse y perder su eficiencia. La temperatura de trabajo es importante ya que esta garantiza una buena disolución. El tiempo entre el tratamiento y la colada debe ser

mínimo ya que el inoculante puede perder su efecto en un lapso de 15 a 30 minutos, como se mencionó anteriormente el efecto máximo del inoculante es después de que este se disuelve en la aleación.

*Inoculación tardía.* Se asocia comúnmente al vaciado o llenado manual, donde para maximizar el efecto, la adición del inoculante se realiza durante el trasvase de la olla de tratamiento a los moldes. Es considerada una práctica satisfactoria en el caso de hierro nodular ya que los inoculantes no presentan disminución en el efecto.

*Inoculación en el molde.* Se hace en este caso uso de insertos ya sea de forma irregular que de forma regular cilíndrica o prismática. Estos últimos son más eficientes, son obtenidos por fusión en moldes metálicos.

Se aplican normalmente al pie del bebedero o bajada como se muestra en la **Figura 1.19** pero se pueden aplicar también sobre filtros.



**Figura 1.19.** *Inserto en cámara al pie del bebedero o bajada.*

La inoculación en el molde con respecto a la inoculación tardía permite obtener resultados estructurales más constantes (matriz, así como en el número de centros de nucleación y forma del carbono grafito). Todo esto utilizando una pequeña cantidad de inoculante. En efecto, puede bastar 0.1% para ejercer un efecto evidente especialmente si se quiere asegurar una matriz ferrítica. En el caso de piezas grandes esta técnica permite obtener valores de ductilidad satisfactorios.

Otra forma de incorporar los insertos es en forma de pastillas, se eligen las pastillas de tal modo que el tiempo de llenado no exceda demasiado el tiempo de disolución de la pastilla con el riesgo de una inoculación incompleta. En estos casos la estructura se presenta heterogénea (zonas ferríticas y perlíticas).

### **1.7.3. Nodularización.**

Consiste en modificar el carbono grafito precipitado adicionando varios elementos como el calcio, cerio y algunas tierras raras; sin embargo, actualmente el magnesio es el elemento más utilizado; ya sea puro o como ferroaleación con Silicio, o algún otro modificador de la morfología. Este proceso es seguido o combinado con la inoculación, para asegurar una estructura libre de carburos.

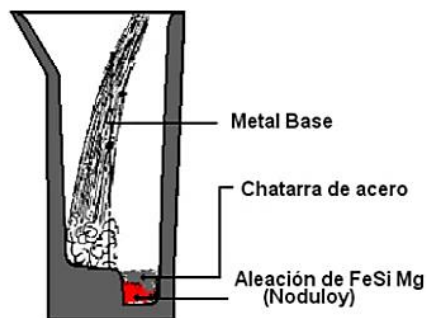
La nodularización se emplea en la fabricación de hierro dúctil y hierro vermicular, como se mencionó anteriormente regularmente se emplea el magnesio. Este es el responsable de la esferoidización del carbono grafito también, es un poderoso desulfurante y desoxidante.

La cantidad de magnesio que se debe adicionar al baño debe ser bien dosificada para evitar formas indeseadas de grafitos y variaciones imprevistas en la matriz.

### **1.7.4. Procesos de nodularización.**

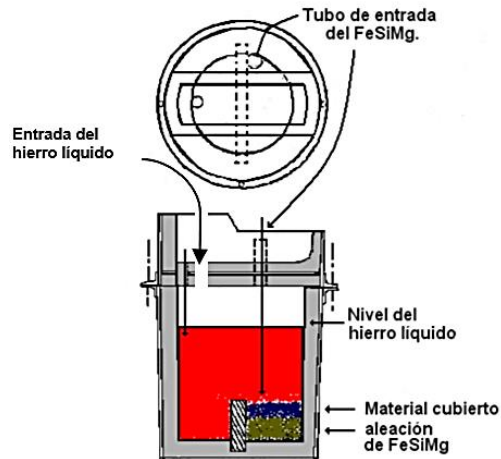
*Método tipo sándwich.* Es uno de los procesos más utilizados en la industria de la producción de hierro dúctil debido a su simplicidad. El termino sándwich se basa en el hecho de que el material nodulizante o esferoidizante se cubre con chatarra de acero (troquel) en un contenido aproximado al 1.5% del peso

total de la carga, teniendo como finalidad principal de retardar el comienzo de la reacción y asimismo enfriar el metal líquido en contacto con el troquel. La recuperación de magnesio en este proceso va del 40% hasta el 45%, teniendo como principal ventaja que el tiempo de tratamiento es corto, simple y con menos producción de escoria. El proceso consiste en colocar el nodularizante en el fondo de la olla de reacción, posteriormente se cubre con una cama de chatarra o troquel de acero y se coloca una tapa en la parte superior de la olla de reacción para evitar la absorción de oxígeno en el baño de metal líquido como se observa en la **Figura 1.20**.



**Figura 1.20.** Olla para tratamiento tipo sándwich.

*Método tipo tundich-cover.* Es una modificación del método tipo sándwich, el principio de este método se basa en limitar los contenidos de oxígeno disponible, mientras ocurre la reacción entre el metal líquido y el esferoidizante, ya que la olla es parcialmente cerrada. El metal base se vacía en un recipiente que contiene la tapa y a través de un orificio de llenado se dirige al fondo de la olla, por el extremo opuesto al lugar donde se encuentra el agente nodularizante, como se muestra en la **Figura 1.21**.



**Figura 1.21.** Olla para tratamiento tipo tundich-cover.

Los beneficios de este método son:

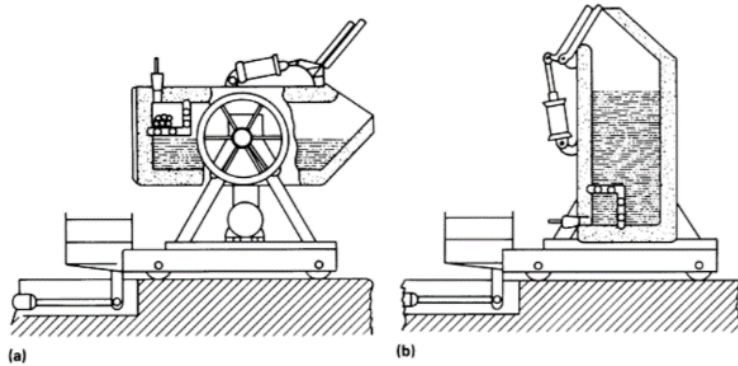
- Disminuye la generación de óxidos de magnesio, y el que se produce queda depositado en la parte superior de la tapa de la olla y produce menos humos.
- Al disminuir la cantidad de magnesio, que se combina con el  $O_2$  de aire lo cual aumenta el coeficiente de recuperación de del Mg, aproximadamente al 80%.
- Desaparecen por completo las emisiones de luz producida por la reacción entre el magnesio y oxígeno además de las proyecciones de metal líquido hacia el exterior.
- Los costos disminuyen en comparación con los métodos sándwich y olla abierta.

*Método por convertidor.* Para este método se emplea un convertidor Fisher, el cual es un recipiente cilíndrico que gira  $180^\circ$  sobre su propio eje tal como se muestra en la **Figura 1.22**, es capaz de usar magnesio puro debido a su resistencia a reacciones violentas.

La adición de los elementos nodulizantes en este proceso se colocan cuando está en posición horizontal por medio de una cámara y conforme empieza el giro del reactor el metal empieza a tener contacto con la cámara que contiene



al magnesio; una vez que está en posición vertical se genera la reacción de nodularización. La eficiencia del esferoidizante por este método es del orden de 90%, teniendo como ventaja la habilidad de desulfurar un hierro con altos contenidos de azufre; sin embargo, su principal desventaja son las reacciones violentas que se generan en su interior, además la limpieza debe ser cuidadosa para evitar acumulación de escoria y productos de reacción.



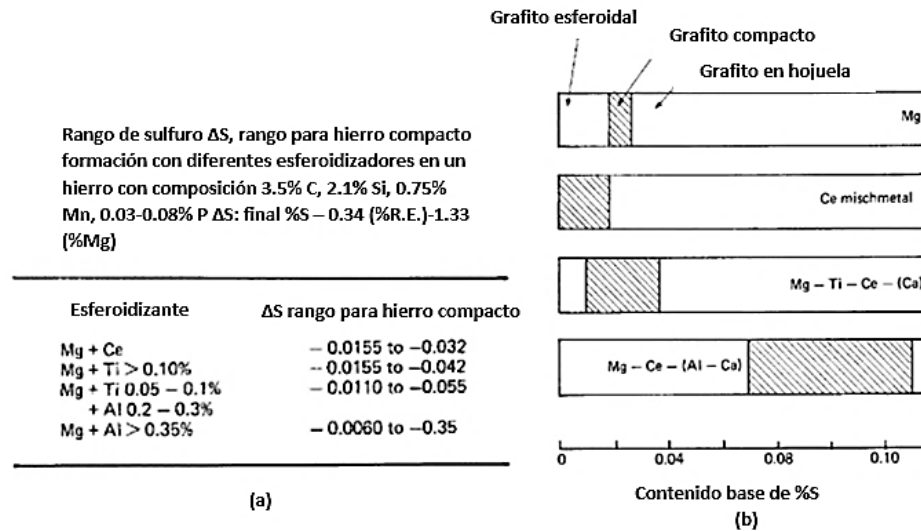
**Figura 1.22.** Esquema convertidor Fisher a) posición de llenado, b) posición de tratamiento.

#### 1.7.5. Elementos antiesferoidizantes.

En los procesos más comerciales de fabricación de hierro dúctil se emplean elementos esferoidizantes de carbono grafito como el magnesio o tierras, de igual forma se emplean elementos antisferoidizantes o degeneradores de carbono grafito como el titanio, es sumamente importante adicionar una cantidad controlada de estos ya que puede llegar a desestabilizar la formación del carbono grafito.

Se han realizado tratamientos al metal líquido empleando solamente magnesio, pero esto presenta dificultades ya que su eficiencia tiende a bajar. De igual forma este método presenta una situación muy inestable con el azufre ya que comienza a fluctuar como se muestra en la **Figura 1.23** otro

factor que contribuye a esta inestabilidad es el magnesio residual ya que puede modificar la morfología del material.

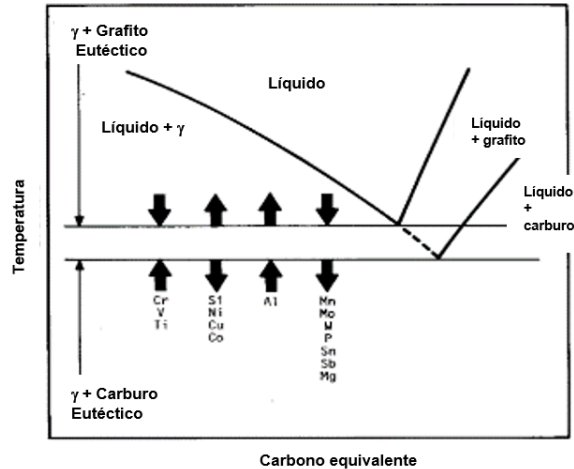


**Figura 1.23.** a) Comparación de azufre de diferentes métodos de fabricación del hierro vermicular, b) rangos de azufre empleados para la producción de hierro vermicular usando diferentes agentes esferoidizantes.

### 1.7.6. El uso de titanio como antiesferoidizante.

El uso de titanio como elemento de aleación es clave, tiene ventajas y desventajas. La combinación de magnesio y titanio ayudan a ampliar el rango de trabajo del magnesio para lograr una producción exitosa de piezas fundidas CGI como se aprecia en la **Figura 1.24**. Una preocupación importante con respecto a las adiciones de titanio es la formación de carburos de titanio, generando una menor capacidad de mecanizado.

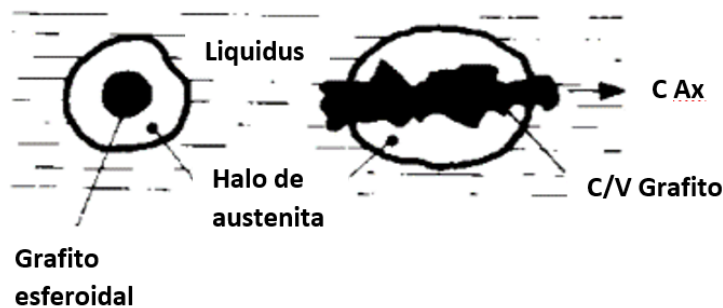
La literatura proporciona datos limitados sobre la influencia de la adición de titanio en cuanto a la alta velocidad de enfriamiento de los hierros vermiculares.



**Figura 1.24.** Influencia de los elementos aleantes en las temperaturas eutécticas.

### 1.8. Solidificación del hierro vermicular (CGI).

Los antisferoidizantes modifican la solidificación del grafito ya sea a partir de láminas o nódulos con respecto al crecimiento del eutético. La austenita forma un halo parcial sobre el grafito en la dirección de mínimo crecimiento eje “a”, de modo que sólo existe un contacto parcial con los laterales de la partícula de grafito, mientras que las extremidades de este permanecen en contacto con el líquido, produciéndose así un eutético parcialmente acoplado. Al mismo tiempo, sugiere que las extremidades crecientes son rodeadas por la austenita terminando en un extremo redondeado (C Ax) lo cual se muestra en la **Figura 1.25**.



**Figura 1.25.** Crecimiento del eutético en un hierro vermicular.

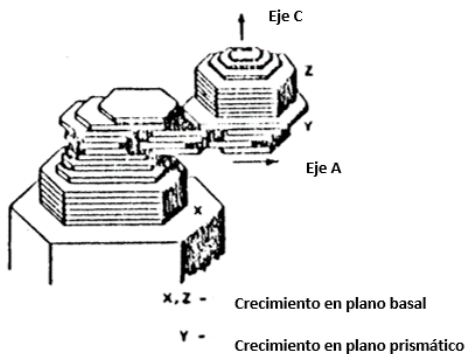
Recientemente se ha propuesto una nueva teoría sobre la modificación morfológica del eutéctico que explica cómo se produce la transición de grafito laminar a vermicular y cómo es el modo de solidificación de esta última. Los elementos constituyentes de las aleaciones que se agregan para producir la modificación morfológica actúan removiendo elementos superficialmente activos, como oxígeno y azufre, que se hallan alojados en la interfaz grafito/líquido. La remoción de estos elementos produce un aumento tal de las energías interfaciales que hace inviable la existencia de una interfaz común austenita-grafito, como sucede en la solidificación del hierro gris. De modo que el eutéctico vermicular sería producto de un crecimiento divorciado del grafito y la austenita.

Simultáneamente, la desorción de los elementos superficialmente activos induce una transición no-facetada → facetada en el modo de crecimiento cristalino del grafito. En la variedad vermicular se ha observado que el grafito crece libre en el seno del líquido, bajo la forma de delgadas laminillas facetadas, llamadas dendritas foliadas. Como la austenita crece independientemente, puede evolucionar con cualquier grado de inestabilidad morfológica (dendritas, células, etc.) a medida que la solidificación progresa. Las dendritas foliadas son compactadas dentro de los canales líquidos existentes entre ramas dendríticas o entre células, dando un compactado de cristales facetados que se verá como un cuerpo de formas redondeadas, dado que su forma final copia las formas de las paredes de la austenita.

El grafito vermicular crece con subenfriamientos intermedios entre los laminares y esferoidales, por lo que se puede decir que esta morfología de grafito requiere de un balance entre los elementos promotores de láminas (azufre y oxígeno), y elementos esferoidizantes (magnesio y cerio). En la producción de grafito vermicular, estos últimos contribuyen al subenfriamiento cinético. Minkhoff ha propuesto las siguientes características morfológicas para el grafito vermicular, las cuales se muestran en la **Figura 1.26**.

- El grafito vermicular está formado mayoritariamente por laminillas y ramificaciones que crecen en la dirección “a”.
- Los cuerpos de las laminillas se ramifican durante su crecimiento, principalmente por sus extremidades, las que se curvan y cambian de dirección de crecimiento hacia la dirección “C”. La mayoría de estas ramas crece con el plano (0001) como interfaz de crecimiento. Algunas ramificaciones pueden formarse sobre las superficies laterales de las laminillas y crecer en la dirección “c”, mientras que otras pueden crecer a partir de sus extremidades no curvadas y continuar el crecimiento en la dirección “A”.

Esta teoría establece que el grafito vermicular está caracterizado tanto por el crecimiento sobre los planos prismáticos (dirección “A”), como sobre los planos basales (dirección “C”). [10]



**Figura 1.26.** Crecimiento del grafito vermicular en dirección “a” y “c”.



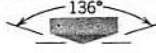



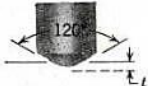





## 1.9. Ensayos mecánicos.

La producción y el uso de los materiales depende de sus propiedades mecánicas, tales como resistencia, dureza y ductilidad. En muchos casos es posible obtener valores numéricos que describan estas propiedades mecánicas, para ello se realizan pruebas o ensayos como dureza, impacto, desgaste y fatiga entre otros. [11]

### 1.9.1. Ensayo de Dureza.

Se basa en la deformación plástica localizada y mide la resistencia del material a la penetración. El penetrador generalmente es una esfera, pirámide o cono, regularmente es más duro que el material a ensayar, los materiales más comunes de los que están fabricados son acero endurecido, carburo de tungsteno o diamante, en la **Tabla 1.7** se muestran las condiciones para los ensayos de dureza.

**Tabla 1.7. Ensayos de dureza.**

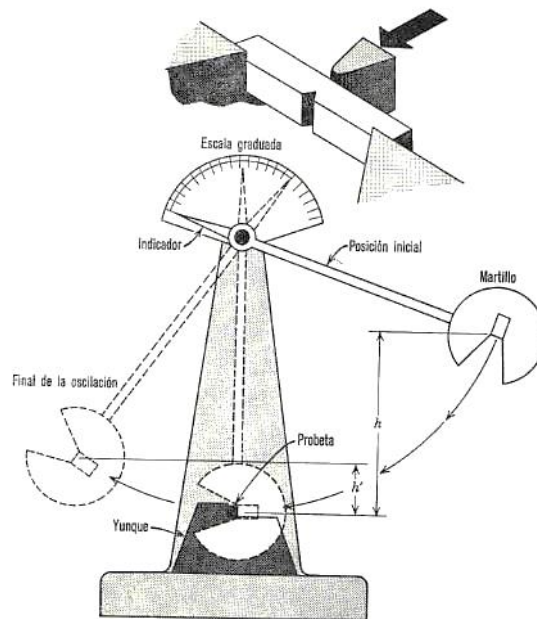
Prueba	Punta	Forma de penetración		Carga	Fórmula para número de dureza
		Vista lateral	Vista superior		
Brinell	Esfera de 10mm de acero o carburo de tungsteno			$P$	$NDB = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$
Vickers	Pirámide de diamante			$P$	$NDV = 1.72P/d_1^2$
Microdureza Knoop	Pirámide de diamante			$P$	$NDK = 14.2P/t^2$
Rockwell					
A } C } D }	Cono de diamante			60 kg 150 kg 100 kg	$R_A =$ $R_C =$ $R_D =$
B } F } G }	Esfera de acero de 1/16" diámetro			100 kg 60 kg 150 kg	$R_B =$ $R_F =$ $R_G =$
E }	Esfera de acero de 1/8" diámetro			100 kg	$R_E =$

En el ensayo la carga se aplica lentamente por el penetrador, perpendicularmente a la superficie ensayada, por un tiempo determinado, de los resultados se puede calcular el valor de la dureza, conociendo la carga aplicada y la profundidad de la impresión de la huella. Las penetraciones microscópicas de dureza se hacen empleando cargas muy pequeñas y se utilizan para determinar variaciones localizadas de dureza de materiales monofásicos (una fase) y multifásicos (dos o más fases).

La prueba de dureza produce deformación plástica en el material donde se reflejan todas las variables que afectan a este tipo de deformación, más adelante se hablara de ello.

### 1.9.2. Ensayo de impacto.

Mide la energía necesaria para romper una probeta mediante una carga bajo impulso, dicha probeta tiene una geometría de prisma rectangular en algunos casos posee una muesca. El ensayo provee información para determinar la tenacidad en presencia de muescas de un material sometido a cargas de choque, en la **Figura 1.27** se muestra el equipo empleado para el ensayo al igual que la geometría y posición de la probeta.



**Figura 1.27.** Dibujo esquemático del equipo empleado para el ensayo de impacto.

Existen dos probetas para realizar ensayos de Impacto:

- Probeta tipo Charpy. La probeta se coloca transversalmente a unas quijadas paralelas, posteriormente el péndulo es liberado desde una cierta altura el cual golpea y rompe la probeta antes de su oscilación

ascendente; en la caratula del equipo se puede leer la energía que absorbe el material.

- Probeta tipo Izod. La probeta por ensayar se coloca en sentido vertical sobre la sección de prueba y el Impacto lo recibe por la cara en la cual está colocada la ranura.

La presencia de la muesca en la probeta y la naturaleza del impacto aumentan la severidad de la prueba. La concentración de esfuerzo en la base de la muesca produce una fractura con muy poca deformación plástica.

La prueba de impacto indica la sensibilidad a la presencia de muescas de un material, generando zonas de concentración de esfuerzos internos dichas zonas son afectadas por inclusiones, límites de grano, fisuras internas y fases secundarias.

### **1.9.3. Ensayo de desgaste.**

Es el resultado de esfuerzos cíclicos generados por el contacto de dos superficies distintas. El coeficiente de fricción es sumamente importante ya que si este es alto se tiene una zona de intensa deformación plástica e incluso puede llegar a haber desprendimiento de material.

En el ensayo de desgaste se determina la pérdida de peso del material a ensayar (probeta) durante cierto lapso, en el cual la probeta está en contacto directo sobre una superficie de mayor dureza, dicha superficie está en constante movimiento y puede ser en forma de disco o rodillo, sobre la probeta se debe aplicar una carga estática.

Esta prueba no arroja un valor numérico, pero al ensayar dos o más materiales se puede comparar el desgaste entre ellos.



## **CAPÍTULO 2. DESARROLLO EXPERIMENTAL Y METODOLOGIA DE TRABAJO.**

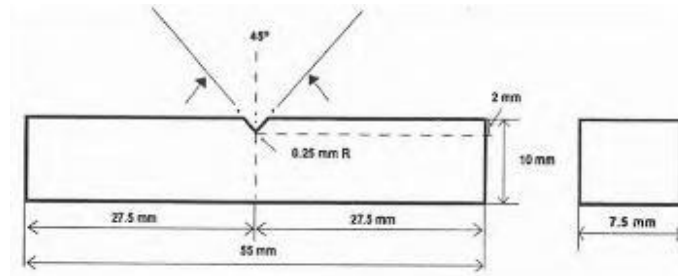
En este capítulo se describe el procedimiento experimental y la metodología de trabajo llevada a cabo, destacando las etapas fundamentales del proceso:

- 2.1.** Elaboración del modelo en madera para fabricar probetas de impacto.
- 2.2.** Elaboración de moldes por medio del proceso de arena en verde.
- 2.3.** Fabricación de hierro vermicular (CGI).
- 2.4.** Caracterización metalográfica.
- 2.5.** Cuantificación del porcentaje de nodularidad.
- 2.6.** Ensayo de dureza Brinell.
- 2.7.** Ensayo de impacto.
- 2.8.** Ensayo de desgaste.

## 2.1. Elaboración del modelo en madera para fabricar probetas de impacto.

### 2.1.1. Dimensiones de la probeta de impacto tipo Charpy.

Considerar las dimensiones de la probeta tipo Charpy, de acuerdo con la norma ASTM E23. Se busca asemejar las dimensiones mostradas en la **Figura 2.1.**



**Figura 2.1.** Dimensiones de la probeta tipo Charpy, norma ASTM E23. [12]

### 2.1.2. Consideraciones y variables.

Para realizar la placa modelo se tomaron en cuenta las siguientes consideraciones y variables:

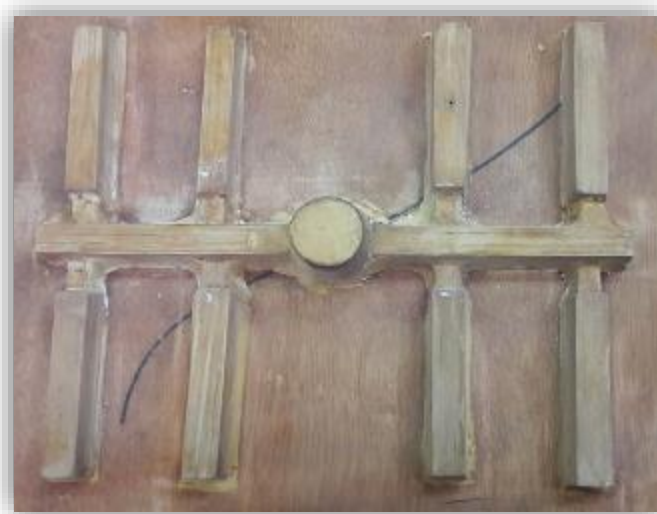
- Moldeo horizontal.
- Mezcla de arena en verde para el proceso de moldeo para aleaciones ferrosas.
- Sistema no presurizado (aleación ferrosa), relación 1:2:3.
- Contracción del material.
- Fluidez del material.
- Dimensiones de la caja de moldeo.
- La bajada se coloca en la parte superior de la línea de partición (Cope).
- Las piezas y sistema de colada se colocan en la parte inferior de la línea de partición (drag).
- 8 piezas por placa (debido a las dimensiones de la placa modelo).
- Dimensiones de las piezas.
- Un ángulo de salida de las piezas de 2°.

### 2.1.3. Cálculos realizados.

Se realizaron los cálculos pertinentes para el sistema de colada para la placa modelo (corredores, entradas, bajada, colchón, etc.), considerando el punto 2, ver **Anexo 1**. De igual forma se realizó un sobredimensionamiento en las piezas considerando la pérdida de material por limpieza y el ángulo de salida.

### 2.1.4. Fabricación de la placa modelo.

La fabricación de la placa modelo consistió en cortar y desbastar las tiras de madera hasta obtener las dimensiones deseadas, tanto de las piezas como de los corredores y entradas (ver dimensiones en el **Anexo 1.A.**). Posteriormente se ensamblaron las piezas sobre la placa de madera tal como se muestra en la **Figura 2.2**.



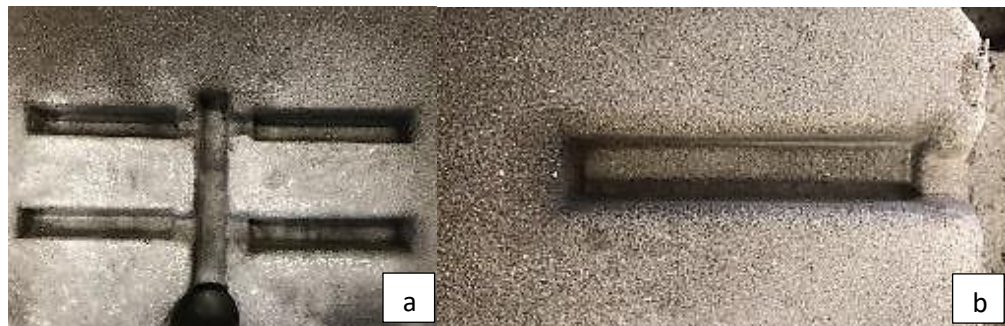
**Figura 2.2.** *Placa modelo para obtener las probetas tipo Charpy.*

## 2.2. Elaboración de moldes por medio del proceso de arena en verde.

### 2.2.1. Pruebas de moldeo.

Se realizaron pruebas de moldeo para determinar posibles defectos de la placa modelo fabricada en la sección 2.1. apartado 2.1.4. Los posibles defectos analizados son ángulos de salida y arrastre de arena principalmente y posteriormente corregirlos; en la **Figura 2.3** se muestra la impresión de las piezas obtenidas de las pruebas de moldeo.

La mezcla de arena utilizada para dichas pruebas es la empleada para aleaciones ferrosas, arena silica con granulometría 60-70, con un porcentaje de humedad aproximado al 3%, adicionando arcillas como bentonita cálcica, bentonita sódica en una proporción del 5% al 10% y aproximadamente 3% de carbón marino.

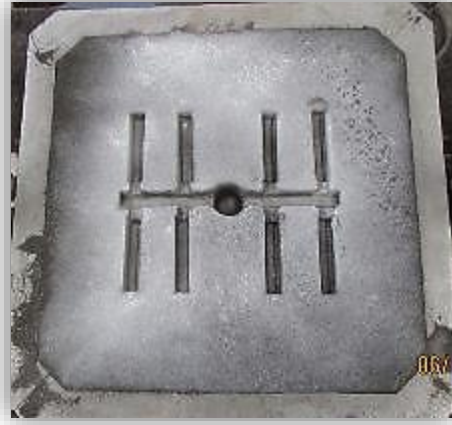


**Figura 2.3.** Molde realizado por el proceso de moldeo en verde, empleando la placa modelo para la fabricación de probetas de impacto, no se aprecian defectos significativos de moldeo en los corredores y entradas (a), tampoco se aprecian posibles defectos en la pieza (b).

### 2.2.2. Fabricación de moldes.

Los moldes se realizaron empleando la mezcla del paso 2.2.1. En la parte inferior a la línea de partición (drag) quedó impresa la placa modelo (corredores, entradas y piezas) tal como se muestra en la **Figura 2.4**, en la parte superior a la línea de partición (cope) se colocó la bajada y en el

extremo de cada pieza se realizaron vientos a 0.5 cm de la orilla con la finalidad de evitar defectos en la pieza (ver defectos sin vientos en el anexo 1.B.).



**Figura 2.4.** Molde realizado. Se observa la parte inferior a la línea de partición (Drag) donde se encuentra la impresión de las probetas tipo Charpy.

### 2.3. Fabricación de hierro vermicular (CGI).

#### 2.3.1. Composición química del hierro base.

Para la fabricación del hierro vermicular, se usó como base la composición química de un hierro dúctil clase 100-70-03 con la composición química de la **Tabla 2.1.**

**Tabla 2.1.** Composición química hierro dúctil clase 100-70-03.

Clase	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Mg	%Cu	%Sn
100-70-03	3.65-3.90	1.70-1.90	0.3-0.5	<0.06	<0.03	0.035-0.050	0.30-0.40	0.03-0.06

#### 2.3.2. Niveles de nodularización e inoculación.

El método de nodularización empleado fue método sándwich y la inoculación se realizó una vez finalizada la reacción de nodularización, adicionando el inoculante de manera temprana en el chorro metálico al momento de vaciar

a la olla de tratamiento. Se mantuvieron fijas las variables de nodularización e inoculación mostradas en la **Tabla 2.2**.

**Tabla 2.2.** Variables fijas para cada fusión.

	Inoculación	Nodularización
<b>Primera y segunda fusión.</b>	0.16 %Si	0.02% Mg <sub>residual</sub>

### 2.3.3. Selección de los niveles de titanio.

Los niveles empleados para la primera y segunda fusión se basaron en trabajos previos acerca del tema como se observa en la **Tabla 2.3**. sin embargo, la sección de la probeta de impacto tipo Charpy es más delgada y posee una velocidad de enfriamiento mayor. Por tal motivo fue necesario realizar un ajuste en los cálculos, en cuanto al porcentaje de titanio a adicionar para respetar las relaciones molares Mg/Ti.

**Tabla 2.3.** Porcentajes teóricos de Titanio empleado para cada fusión.

	Niveles de Ti empleados		
<b>Primera fusión</b>	0.05%	0.10%	0.15%
<b>Segunda fusión</b>	0.20%	0.25%	0.30%

### 2.3.4. Balance de carga teórico.

El Balance de carga teórico se presenta en el **Anexo 2**.

### 2.3.5. Cálculo de la cantidad de nodulizante, inoculante y antiesferoidizante.

Para la primera fusión se empleó una carga inicial de 80 Kg en el horno de inducción, el método de adición de titanio se lleva a cabo en el horno, encapsulando FeTi (70%Ti) con presentación en polvo, en tubos de acero de bajo carbono, ajustando el nivel de titanio en el horno en cada colada. Para

la primera fusión se realizaron los ajustes de titanio con una carga de 64.5, 49 y 33.5 kg de metal líquido en el horno.

En la segunda fusión, los niveles de titanio se ajustaron en las cargas de 50, 34.5 y 19 kg de metal líquido en el horno. Para esta segunda fusión se empleó el material obtenido de la primera fusión, por lo que solo fue necesario realizar un ajuste de carga para los principales elementos de aleación.

La **Tabla 2.4** muestra las adiciones de antiesferoidizante (FeTi) empleadas para la primera y segunda fusión dependiendo de la cantidad de carga en el horno.

**Tabla 2.4.** Adiciones de FeTi para ajuste en horno de fusión.

Cantidad de carga en el horno (kg)	Nivel de titanio requerido (%Ti)	FeTi a adicionar (g)
<i>Primera fusión</i>		
64.5	0.05	50.7
49	0.1	38
33.5	0.15	26.3
<i>Segunda fusión</i>		
50	0.20	117.8
34.5	0.25	27.1
19	0.30	14.9

La cantidad de %Ti a adicionar depende del %Ti en el metal base; es decir, si se desean 0.10%Ti pero el metal base tiene 0.05 solo se agrega la cantidad necesaria para llegar al 0.10 %Ti, en este caso 0.05%Ti.

Para conocer la cantidad en gramos de FeTi teóricos que se debe agregar al horno, se emplea la ecuación 4. Los cálculos a detalle se muestran en el **Anexo 2.A**.

$$gFeTi = \frac{(\%Ti \text{ a adicionar})(g \text{ de carga})}{(\%Ti \text{ en FeTi})(\eta Ti)} \quad \text{Ec. 4}$$

Donde:

$\%Ti \text{ a adicionar} = \%Ti \text{ deseado} - \%Ti \text{ metal base}$

$g \text{ de carga} = \text{gramos de metal liquido en el horno}$

$\%Ti \text{ en FeTi} = 70\%$

$\eta Ti = 90.94\%$

El método de inoculación empleado fue temprana; es decir, se agregó inoculante al chorro de metal líquido al momento de vaciarlo a la olla de tratamiento, el nivel de inoculación empleado fue de 0.16%Si. Los gramos de FeSi a adicionar se calcularon mediante la ecuación 5.

$$g FeSi_{inoc} = \frac{(\%Inoc.)(g \text{ metal en la olla})}{(\%Si \text{ en el inoculante})(\eta)} \quad \text{Ec. 5}$$

Donde:

$$\% Inoc. = 0.16\%$$

$$\%Si \text{ en el inoculante} = 75\%$$

$$\eta = 98\%$$

La **Tabla 2.5** se muestra el porcentaje de inoculación y los gramos a adicionar.

**Tabla 2.5.** Niveles de inoculación.

	% inoculación	Inoculante a adicionar (g)
<b>Primera fusión</b>	0.16	33.7
<b>Segunda fusión</b>	0.16	33.7

La nodularización en ambas fusiones por el método sándwich en olla abierta, cubriendo el nodulizante con una ligera capa de troquel de acero bajo carbono, el nivel se fijó en 0.02%Mg residual, se tomaron en cuenta las siguientes consideraciones:

- Nodulizante (7.57%Mg, Mg(η)= 53% y 45.73%Si)
- 15.500 kg de metal que demanda la olla.
- 200g de troquel de acero bajo carbono

Para determinar el porcentaje de magnesio requerido para el tratamiento al metal líquido se emplea la ecuación 6. En la **Tabla 2.6** se muestra el porcentaje de nodularización y los gramos a adicionar.

$$\%Mg_{adicionar} = \frac{\%Mg \text{ deseado}}{(\eta_{Mg})(0.01)} + \%S_{metal \text{ base}} = 0.05\% Mg_{adicionar} \quad \text{Ec. 6}$$



Para calcular el porcentaje de nodularizante se emplea la ecuación 7.

$$\%nodularizante = \%Mg_{adicionar} \times \frac{100}{\% Mg \text{ en } FeMg} \quad \text{Ec. 7}$$

Con la ecuación 8 se obtiene finalmente los gramos de nodulizante.

$$g \text{ nodulizante} = \% \text{ nodularizante} \times \frac{(g \text{ de metal en la olla})}{100} \quad \text{Ec. 8}$$

**Tabla 2.6.** Cantidad de nodulizante.

	% Nodularización	Nodulizante (g)
Primera fusión	0.02 %Mg residual	94.7
Segunda fusión	0.02 %Mg residual	102.37

### 2.3.6. Preparación de capsulas de antiesferoidizante.

Se usaron tubos de acero bajo carbono, el tamaño de estos dependía de la cantidad de FeTi (antiesferoidizante) a agregar; para preparar los tubos previo a la incorporación del FeTi, se realizó lo siguiente:

- Limpieza del tubo. Se realizó para quitar la suciedad, grasa, óxidos, rebaba, etc. se llevó a cabo con ayuda de un desengrasante (acetona).
- Secado. Este paso se realizó con la finalidad de eliminar la humedad que se pudo haber generado en el paso anterior.



**Figura 2.5.** Tubo limpio y seco el cual se empleó como capsula para el antiesferoidizante.

Con los tubos limpios y secos como se muestra en la **Figura 2.5**, deben cerrarse de un extremo, tal como lo muestra la **Figura 2.6**, se cerraron forjándolos con un mazo, impidiendo que el antiesferoidizante salga, una vez

agregado, se cierra del otro extremo y se adiciona al momento de ajustar la carga, posteriormente se realiza el mismo proceso en cada adición de titanio.



**Figura 2.6.** *Capsulas para el antiesferoidizante (FeTi), se muestra una capsula sellada por la parte inferior, antes de agregar el material.*

Debido a la granulometría en polvo del antiesferoidizante (FeTi) fue necesario realizar este tipo de cápsulas, de lo contrario puede que el material no se incorpore al metal líquido y flote a la superficie junto con la escoria.

### **2.3.7. Ajuste de carga y adición de antiesferoidizante.**

Se realizó usando:

- FeMn 73%. Aleación de ferromanganeso para ajuste de manganeso en el horno, posee una granulometría superior a una pulgada.
- FeSi 75%. Aleación de ferro-silicio para ajuste de silicio en el horno, posee una granulometría superior a una pulgada.
- Cu. Cobre cátodo para ajuste de cobre en el horno, posee un tamaño aproximado de ½ pulgada.
- Recarburante (99.98 %C). Es usado para el ajuste de carbono, posee una granulometría aproximada de 1/8 de pulgada.
- Escorificador. Funciona como una aglutinante de escoria, forma una capa viscosa facilitando la extracción de la escoria.

Para adicionar las ferroaleaciones (FeMn y FeSi), así como el carbono, se emplea la ecuación 9.

$$g_{\text{Ferroaleación}} = \frac{(\% \text{Ferroaleaciones a adicionar}) (g \text{ de carga})}{(\% \text{Elemento a añadir de Ferroaleaciones}) (\eta \text{ Fealeaciones})} \quad \text{Ec. 9}$$

La adición de los elementos aleantes se realiza en el horno, en el seno del metal líquido, deben poseer una granulometría grande de lo contrario no se incorporan adecuadamente.

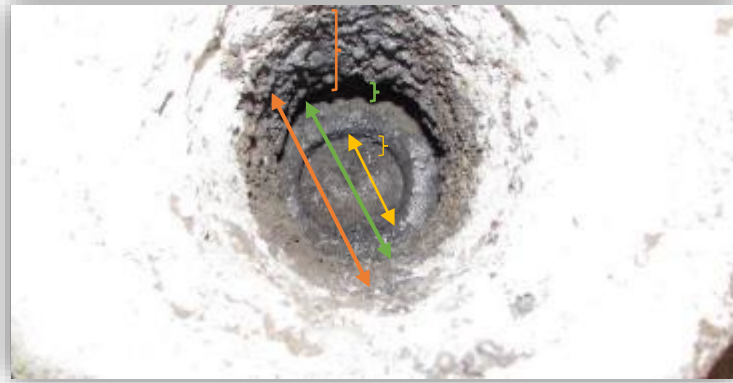
El antiesferoidizante se adiciona al horno antes de vaciar el metal líquido a la olla de tratamiento, posterior al ajuste de carga.

La adición del escorificador se realiza antes de vaciar a la olla de tratamiento, para eliminar partículas sólidas o residuos sólidos que afecten el vaciado.

### 2.3.8. Dimensiones y precalentamiento de la olla de tratamiento.

Es necesario conocer las dimensiones de la olla de tratamiento para calcular adecuadamente los gramos de metal líquido en el horno; es decir, los gramos de la carga inicial menos los gramos de la olla de tratamiento son igual a los gramos del metal líquido en el horno. De esta forma se calculó adecuadamente los gramos de antiesferoidizante necesarios.

La olla de tratamiento presenta una forma irregular, para obtener el volumen total, la olla se seccionó en 3 cilindros tal como se muestra en la **Figura 2.7**, se calculó el volumen de cada uno y dichos valores se sumaron tal como se muestra en la **Tabla 2.7**.



**Figura 2.7.** Olla de tratamiento para hierros nodulares con capacidad para 60 kg. En amarillo se muestra el diámetro 1 y la altura 1, en verde se muestra el diámetro 2 y la altura 2 y en naranja se muestran el diámetro 3 y la altura 3.

**Tabla 2.7.** Dimensiones de la olla de vaciado.

Cilindro	Diámetro (cm)	Altura (cm)	Volumen (cm <sup>3</sup> )
1	9	5	318.09
2	15	10	1767.14
3	13.25	20	2757.73
<b>Vol. Total</b>			<b>4842.96</b>

Posteriormente se determinó el volumen necesario para obtener 15.500kg, considerando lo siguiente:

$$\frac{\text{Gramos deseados}}{\rho_{Fe}} = \frac{15500 \text{ g}}{7.85 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3}} = 1974.52 \text{ cm}^3$$

Al sumar el volumen del cilindro 1 y 2 se obtiene un valor semejante al requerido, por tal motivo la altura tomada fue de aproximadamente 15 cm, dicha altura fue medida desde el fondo de la olla, Posteriormente se colocó una varilla en la boca de vaciado hasta la marca.

Para corroborar dicho valor, se colocó un indicador en la olla de tratamiento, el metal base se vació hasta la marca y se llenó una lingotera como se

aprecia en la **Figura 2.8**, posteriormente se pesó para corroborar que la altura marcada fuera la indicada para el peso deseado.



**Figura 2.8.** *Vaciado de lingotes del metal base no tratado.*

El precalentamiento de la olla de tratamiento se realizó colocando la olla de forma horizontal sobre una base de acero de tal forma que la boca de la olla este en dirección hacia la salida de gas del quemador el cual genera una flama, que eleva la temperatura de la olla. Este paso tiene como finalidad evitar un choque térmico en la olla de tratamiento y que se solidifique el material líquido.

### **2.3.9. Temperatura de trabajo.**

Para medir la temperatura de trabajo se empleó un pirómetro de inmersión en forma de lanza, la cual usa un bulbo con termopar tipo S. Dicho pirómetro se debe conectar a un adquisidor de datos y a su vez a una computadora para registrar la temperatura a la cual se encuentra el metal fundido en el horno, la temperatura de trabajo empleada fue de  $1480 \pm 10^{\circ}\text{C}$ .

### **2.3.10. Preparación de inoculante y nodulizante.**

Se pesaron las cantidades registradas en las **Tablas 2.5 y 2.6** con ayuda de la balanza analítica.

El nodulizante se agregó en la cavidad inferior de la olla de tratamiento posteriormente se cubrió con troquel de acero bajo carbono y se reserva en la zona de vaciado hasta el momento de colar.

### **2.3.11. Tratamientos al metal líquido.**

Una vez registrada la temperatura deseada ( $1480 \pm 10^{\circ}\text{C}$ ) se procede al vaciado a la olla de tratamiento, vertiendo aproximadamente 7kg de metal líquido, previo al vaciado de la olla se realizó la preparación mencionada en el apartado 2.3.10.

Posterior al tratamiento de nodularización se agrega el inoculante en el chorro metálico como lo muestra la **Figura 2.9** hasta llegar a la marca indicada con la varilla (aproximadamente 15.500 kg). Finalmente se vació el material en los moldes de arena en verde.



**Figura 2.9.** *Tratamiento de inoculación al metal líquido.*

### **2.3.12. Colada de piezas.**

Una vez realizados los tratamientos al metal líquido, se vació el material a los moldes de arena, el flujo del material debe ser constante y a una velocidad media; la distancia entre el molde y la olla de vaciado no debe exceder los 20 cm debido a que aumenta la presión hidrostática. Los moldes deben tener un contrapeso para evitar la fuga de material como se observa en la **Figura 2.10.**



**Figura 2.10.** *Vaciado de moldes.*

### **2.3.13. Obtención de muestras para análisis por espectrometría.**

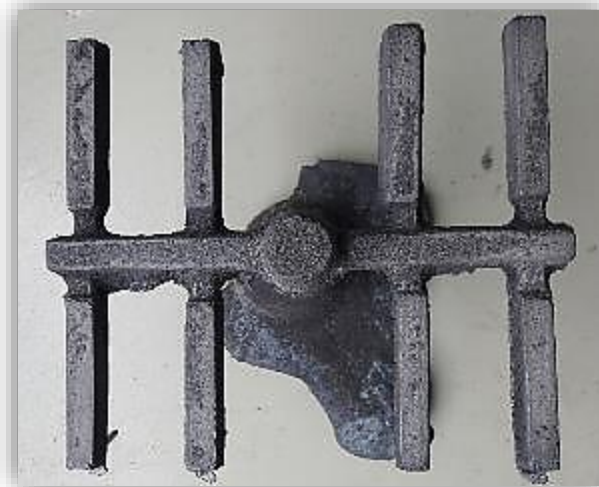
Se obtuvo una probeta para análisis químico, a partir de un molde permanente. Al momento de verter el metal fundido sobre las lingoteras se tomó una muestra del chorro metálico con ayuda de una cuchara cubierta de fibra cerámica vaciando el material en el molde permanente como lo muestra la **Figura. 2.11**, posteriormente se desmoldó y preparó para analizar químicamente mediante el espectrómetro de emisión atómica marca “spectro Analytical Instrument” y “Bruker”.



**Figura 2.11.** *Obtención de la probeta para análisis químico.*

#### **2.3.14.** Desmoldeo.

Una vez que el material solidificó y llegó a temperatura ambiente, se procedió a desmoldear las piezas como se muestra en la **Figura 2.12**, la limpieza de estas se realizó empleando un cepillo de alambre, retirando la arena que quedo incrustada en la superficie de la pieza, posteriormente se retiró el sistema de colada.



**Figura 2.12.** *Pieza desmoldeada obtenida de colada, antes de ser limpiada.*



## **2.4. Caracterización metalográfica.**

### **2.4.1. Corte de muestras representativas.**

Una vez separadas las probetas del sistema de colada se tomó una probeta al azar, la muestra se secciono en 2 partes iguales, realizando un corte transversal.

### **2.4.2. Desbaste de piezas y pulido fino.**

Para realizar la preparación metalográfica se emplearon distintas lijas de agua. Partiendo de la lija grado 240, posteriormente 320 y 400 para desbaste grueso, para el desbaste fino se emplearon lijas grado 600, 1000 y 1200; posteriormente, se procedió al pulido fino usando un paño (buehler) y alúmina de 1 $\mu$ m. Una vez lista la superficie se realizó un micro ataque, empleando nital 2 hasta alcanzar el nivel de ataque deseado.

### **2.4.3. Fotomicrografías con y sin ataque.**

Estas se obtienen mediante la cámara LissCam 1000-1 la cual cuenta con aumento de 20.8 y es colocada en la parte superior del microscopio Hinotek Modelo XJL-17BT, el uso del microscopio se realiza bajo el software LissView8.

Las probetas fueron evaluadas a 100X; sin embargo, al considerar el aumento de la cámara el aumento real es de 208X, para dicha evaluación se realizó un barrido en la superficie de la probeta en distintas zonas. La evaluación del material (% de nodularidad) se realizó sin ataque, para evaluar el tipo de matriz se atacó químicamente como lo indica el apartado anterior (2.4.2.).

## 2.5. Cuantificación del porcentaje de nodularidad.

La cuantificación del porcentaje de nodularidad se basó en la norma ISO 16112.

### 2.5.1. Equipo y condiciones empleadas.

Para poder cuantificar el porcentaje de nodularidad es necesario emplear un software de imagen, este caso se utilizó el Image Pro Pluss versión 6.1, las imágenes analizadas fueron las obtenidas mediante la cámara Liss Cam 1000-1 (apartado 2.4.3).

La norma ISO 16112 anexo B apartado B.6. indica la clasificación del carbono grafito la cual se utilizó para la determinación del porcentaje de nodularidad, dicha clasificación se presenta en la **Tabla 2.8**.

**Tabla 2.8.** Clasificación del carbono grafito de acorde al factor de redondez de forma.

<b>Factor forma-redondez</b>	<b>Forma del grafito</b>
<b>0.625 a 1</b>	Nodular (ISO apartado VI)
<b>0.525 a 0.625</b>	Intermedio (ISO apartado IV y V)
<b>&lt;0.525</b>	Compacto (ISO apartado III)

Las partículas de grafito en hojuela y las partículas de grafito con longitud máxima del eje inferior a 10 µm no se incluyen en el análisis.

### 2.5.2. Determinación del porcentaje de nodularidad.

Una vez cuantificado el área de partículas nodulares, intermedias y compactas de acorde a su factor de forma-redondez se emplea la siguiente ecuación para determinar el porcentaje de nodularidad.

$$\text{Porcentaje de nodularidad} = \frac{\sum A^{\text{nódulos}} + 0.5 \times \sum A^{\text{intermedias}}}{\sum A^{\text{total de las partículas}}} \times 100 \quad \text{Ec. 10}$$

Donde:

$A^{\text{nódulos}}$  es el área de las partículas clasificadas como grafito esferoidal (nodular)

$A^{intermedias}$  es el área de las partículas clasificadas como grafito de forma intermedia

$A^{total\ de\ las\ partículas}$  es el área total de todas las partículas mayores a 10  $\mu\text{m}$

En el **Anexo 5** se muestra un ejemplo de la determinación del porcentaje de nodularidad.

## 2.6. Ensayo de dureza Brinell.

### 2.6.1. Selección del material a ensayar.

De las piezas obtenidas de fundición se seleccionan aquellas que posean una superficie plana y lisa, la superficie no debe contar con la costra formada en el proceso de fundición ni con líneas de desbaste grueso. Se toma una muestra de cada relación Mg/Ti (0.80, 0.53, 0.31, 0.27, 0.20 y 0.36).

### 2.6.2. Equipo y condiciones empleadas.

Para el ensayo de dureza se requiere utilizar el durómetro Brinell TIME de la **Figura 2.13** con un penetrador de bola de 2.5 mm, una carga de 187.5 kg durante un tiempo de aplicación de 15 segundos para generar la huella.

### 2.6.3. Realización del ensayo de dureza Brinell.

Se realizó la prueba por triplicado en cada pieza como lo muestra la **Figura 2.14**; es decir, por cada pieza se deben realizar 3 huellas [12], posteriormente con un microscopio de campo medir la huella generada tal como lo muestra la **Figura 2.15**, dicho microscopio posee una reglilla calibrada en milímetros y usando la ecuación 11 se obtiene el valor de dureza Brinell.

$$HB = \frac{P}{\left(\frac{\pi D}{2}\right)(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

Ec. 11

Donde:

$HB$  = Dureza Brinell ( $kg/mm^2$ )

$P$  = Carga ( $kg$ )

$D$  = Diámetro del indentador ( $mm$ )

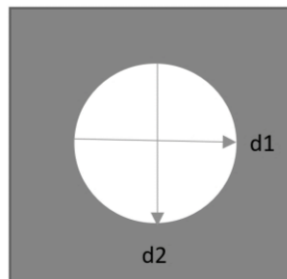
$d$  = Diámetro de la huella ( $mm$ )



**Figura 2.13.** Durómetro empleado.



**Figura 2.14.** Huellas generadas durante el ensayo de dureza.



**Figura 2.15.** Medición de la huella generada por el durómetro Brinell.

## 2.7. Ensayo de impacto tipo Charpy.

### 2.7.1. Limpieza de las probetas.

Las probetas se desbastaron en la desbastadora automática con lija de banda grado 60 para quitar la costra formada durante el proceso de enfriamiento-solidificación (costra formada en la interfaz metal-molde) y eliminar las posibles rebabas, la probeta limpia se aprecia en la **Figura 2.16**.



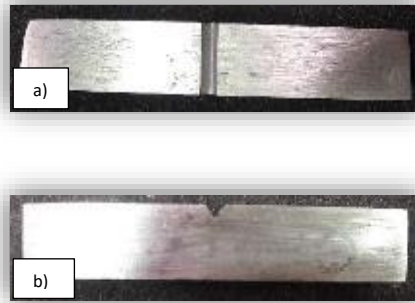
**Figura 2.16.** Probeta de impacto después del desbaste.

### 2.7.2. Elaboración de la muesca.

Las probetas se sujetaron con la prensa de banco, dejando la cara lateral en la parte superior de la prensa, con una lima para joyero marca OBI 140mm diamantada de forma triangular se realizó la muesca, tal como lo muestra la **Figura 2.17**. Las dimensiones de la muesca fueron de  $45^\circ$  y 2 mm de profundidad, de acuerdo con la norma ASTM E23, la forma final de la muesca se aprecia en la **Figura 2.18**.



**Figura 2.17.** *Elaboración de la muesca en la probeta de impacto tipo charpy.*

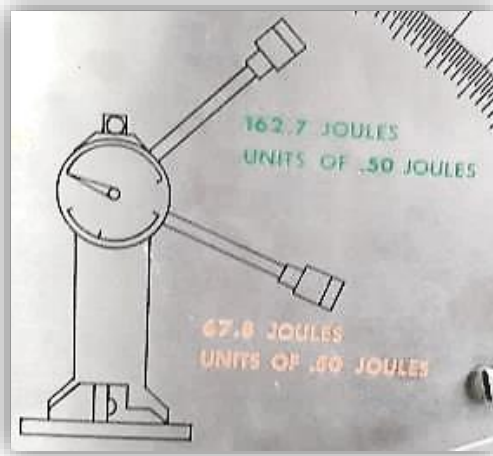


**Figura 2.18.** *a) Vista superior de la muesca, b) vista lateral de la muesca de la probeta tipo Charpy.*

### **2.7.3. Realización del ensayo de impacto.**

Para estos ensayos se realizaron 2 pruebas por triplicado; Se llevo a cabo con el péndulo para impacto marca SATEC SYSTEMS, INC., modelo SI-1D3; el martillo empleado se colocó en la posición de la **Figura 2.20** a las condiciones de la **Figura 2.19**.

Como lo indica la norma ASTM E23 la probeta se colocó de manera horizontal en el soporte [13], con la muesca del lado contrario al impacto tal como se muestra en la **Figura 2.21**.



**Figura 2.19.** *Las condiciones empleadas para el experimento se encuentran de color naranja.*



**Figura 2.20.** Péndulo empleado para el ensayo de impacto.



**Figura 2.21.** Posición de la probeta de impacto (norma ASTM E23).

Se realizaron dos pruebas a temperatura ambiente, como lo muestra la **Tabla 2.9.**

**Tabla 2.9.** Pruebas realizadas para el ensayo de impacto.

<b>Prueba</b>	<b>Relación molar Mg/Ti</b>	<b>Porcentaje en peso de Ti (%Ti)</b>
<b>1</b>	0.80   1	0.048
	0.27   1	0.295
	0.20   1	0.371
	0.36   1	0.384
<b>2</b>	0.80   1	0.048
	0.53   1	0.913
	0.31   1	0.122
	0.27   1	0.295
	0.20   1	0.371
	0.36   1	0.384

## 2.8. Ensayo de desgaste.

### 2.8.1. Selección del material para la fabricación de las probetas.

Partiendo del material sobrante del ensayo de impacto, se seleccionaron aquellas mitades con dimensiones similares a las deseadas (2 mitades de cada nivel de % Ti), considerando el trabajo de maquinado.

Esta selección es de suma importancia ya que se busca obtener muestras que representen el comportamiento del material y sean coherentes con las pruebas realizadas.

### 2.8.2. Dimensiones de la probeta.

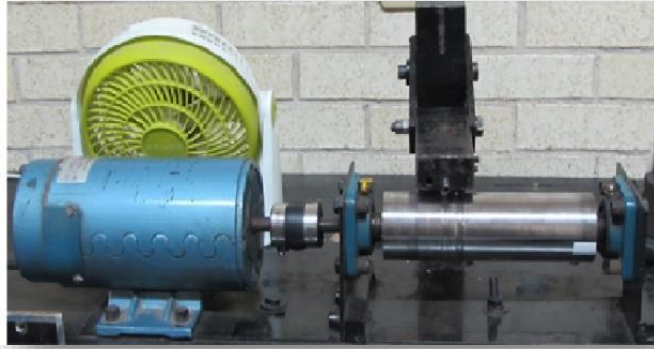
Se maquinaron las probetas para el ensayo de desgaste (“pines”), obteniendo dimensiones similares a las señaladas en la norma ASTM G 132-96 (0.64 cm de diámetro y 2.51 cm de longitud). [14]

### 2.8.3. Realización del ensayo de desgaste.

Se ensayaron las probetas obtenidas de maquinado, debido los defectos presentes en las probetas la prueba no se realizó por duplicado.

Se empleo el equipo para desgaste de la **Figura 2.22** el cual fue fabricado con anterioridad bajo la norma ASTM G 99-95 [15], al ser fabricado provoca que este sea una variante en el ensayo debido a que no está estandarizado.





**Figura 2.22.** Equipo empleado para el ensayo de desgaste, fabricado bajo la norma ASTM G99-95.

Las condiciones empleadas para esta prueba son las descritas en la norma ASTM G132- 96, mostradas a continuación:

- Carga: 66.7 N.
- Velocidad:  $100 \pm 10$  RPM.
- Tiempo: 60 min.

Para el ensayo de desgaste se emplearon los siguientes pasos:

- Desengrasar la probeta con acetona.
- Pesar la probeta 5 veces en la balanza analítica, la cual cuenta con 4 cifras significativas como la que se muestra en la **Figura 2.23**.



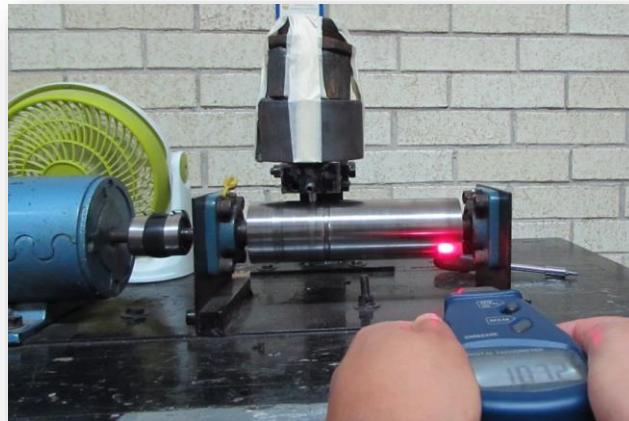
**Figura 2.23.** Balanza analítica marca Ohaus, modelo PA 224.

- Colocar la probeta de desgaste en el brazo del equipo en una posición perpendicular al área de contacto (90° de la superficie del rodillo), ver **Figura 2.24**.



**Figura 2.24.** a) *Vista frontal de la posición de la probeta de desgaste, b) vista lateral de la posición de la probeta de desgaste.*

- Posteriormente colocar las pesas.
- Ensayar la pieza durante 15 minutos a  $100 \pm 10$  RPM, para medir las RPM se empleó un tacómetro digital marca photo tachometer modelo SM 6234 E, tal como lo muestra la **Figura 2.25**.



**Figura 2.25.** *Equipo empleado para la prueba de desgaste se miden las RPM y se utilizan las condiciones descritas anteriormente.*

- Una vez transcurridos los 15 minutos se retira la probeta, se desengrasa y se pesa nuevamente por quintuplicado.

- Registrar el peso inicial y los pesos obtenidos en cada lapso de 15 minutos.

Se realizó la misma metodología hasta completar los 60 minutos de ensayo (4 lapsos de 15 minutos) para cada probeta, ensayando los 6 niveles de %Ti empleado (0.048, 0.0913, 0.1223, 0.295, 0.371, 0.384).

## **2.9. Determinar las posibles correlaciones entre la reacción Mg/Ti y las propiedades mecánicas del material.**

Para este paso se consideran los resultados obtenidos de las pruebas realizadas; es decir, las propiedades mecánicas del material (dureza, resistencia al impacto y resistencia al desgaste) con respecto a la relación Mg/Ti y a la posible presencia de carburos de titanio, analizando el efecto de estos sobre dichas propiedades.

En la sección de resultados (**Capítulo 3**) se muestran los gráficos y correlaciones obtenidas entre la relación Mg/Ti y las propiedades mecánicas del material, las cuales se analizan detalladamente en el **Capítulo 4**.

### **CAPÍTULO 3. RESULTADOS.**

Los resultados mostrados en este capítulo corresponden al trabajo experimental descrito en el **Capítulo 2**, destacando lo siguiente.

- 3.1.** Composición química.
- 3.2.** Relación molar Mg/Ti.
- 3.3.** Metalografías.
- 3.4.** Ensayo de dureza Brinell.
- 3.5.** Ensayo de impacto tipo Charpy.
- 3.6.** Ensayo de desgaste

Con el fin de lograr los objetivos planteados en este trabajo se presenta la información de los resultados de acorde a cada sección, se especifica la agrupación de los datos obtenidos, así como el manejo de estos, con la finalidad de ser más claros y concisos. Además, se realizaron graficas en el programa Excel para una mejor interpretación, los gráficos presentan su ecuación correspondiente acompañados de las barras de error, las cuales se obtuvieron mediante la incertidumbre calculada previamente.

### 3.1. Composición química.

En las **Tablas 3.1** y **3.2** se muestran las composiciones químicas de la primera y segunda fusión, respectivamente. Se aprecian los principales elementos de aleación (en el **Anexo 3** se presentan los análisis químicos completos).

**Tabla. 3.1.** Composiciones químicas promedio de la primera fusión.

%Ti Teórico	%Ti Obtenido	%C	%Si	%Mn	%P	%S
0.05	0.0481	3.437	2.471	0.629	0.0226	0.0130
0.10	0.0913	3.215	2.407	0.624	0.0248	0.0245
0.15	0.1223	3.481	2.503	0.613	0.0235	0.0122
<b>Continuación</b>						
%Ti Teórico	%Ti obtenido	%Cu	%Ti	%Mg	%Fe	CE calc.
0.05	0.0481	0.3458	0.0481	0.0196	92.867	4.185
0.10	0.0913	0.3363	0.0913	0.0251	93.1	3.944
0.15	0.1223	0.3540	0.1223	0.0185	92.7	4.239

**Tabla. 3.2.** Composiciones químicas promedio de la segunda fusión.

%Ti Teórico	%Ti Obtenido	%C	%Si	%Mn	%P	%S
0.20	0.295	3.628	2.654	0.583	0.021	0.016
0.25	0.371	3.315	2.744	0.579	0.021	0.011
0.30	0.384	3.609	2.694	0.569	0.017	0.007
<b>Continuación</b>						
%Ti Teórico	%Ti obtenido	%Cu	%Ti	%Mg	%Fe	CE calc.
0.20	0.295	0.351	0.295	0.041	92.25	4.430
0.25	0.371	0.357	0.371	0.040	92.40	4.144
0.30	0.384	0.356	0.384	0.070	92.12	4.422

### 3.2. Relación molar Mg/Ti.

En la **Tabla 3.3** se muestra la relación Mg/Ti, partiendo del porcentaje en peso de magnesio (%Mg) y del porcentaje en peso del titanio (%Ti), realizando una conversión a peso y posteriormente a moles para la primera

y segunda fusión. A continuación, se muestra el método de obtención de estos valores:

**Tabla 3.3.** Relaciones Magnesio/Titanio de la primera y segunda fusión.

%Ti	%Mg	Peso Mg/Ti	Relación molar mol Mg/mol Ti	Mg/Ti
<i>Primera fusión</i>				
<b>0.0481</b>	0.0196	0.4075	0.8	0.8   1
<b>0.0913</b>	0.0251	0.2349	0.5263	0.53   1
<b>0.1223</b>	0.0185	0.1513	0.3077	0.31   1
<i>Segunda fusión</i>				
<b>0.295</b>	0.041	0.139	0.2742	0.27   1
<b>0.371</b>	0.040	0.1078	0.2051	0.20   1
<b>0.384</b>	0.070	0.1823	0.3625	0.36   1

Ejemplo de cálculo de la **Tabla 3.3**.

Tomando como ejemplo los valores de la primera fusión con %Ti de 0.0481. Teniendo en cuenta los porcentajes de Mg y Ti, usando una base de cálculo de 100g, se obtiene:

$$\frac{Mg}{Ti} = \frac{0.0196 \text{ g Mg}}{0.0481 \text{ g Ti}} = 0.4075 \text{ g} \quad (12)$$

Posteriormente, usando los valores anteriores de Mg, Ti y realizando el cambio de gramos a moles, se tiene:

$$\frac{Mg}{Ti} = \frac{0.0196 \text{ g Mg} \frac{1 \text{ mol Mg}}{24.3050 \text{ g Mg}}}{0.0481 \text{ g Mg} \frac{1 \text{ mol Ti}}{47.867 \text{ g Ti}}} = \frac{0.0008 \text{ mol Mg}}{0.001 \text{ mol Ti}} = 0.8 \quad (13)$$

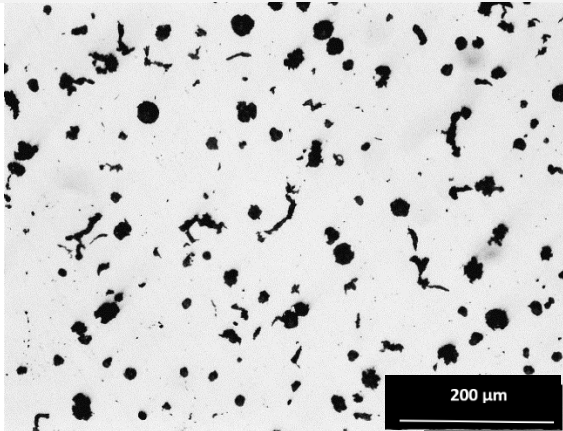
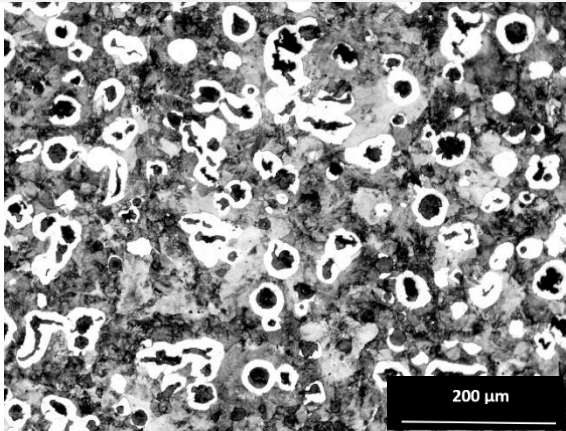
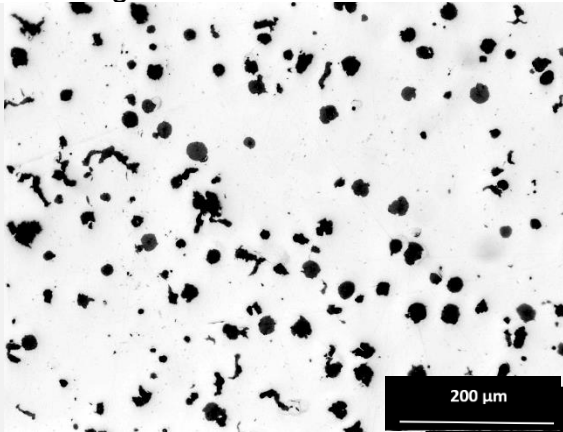
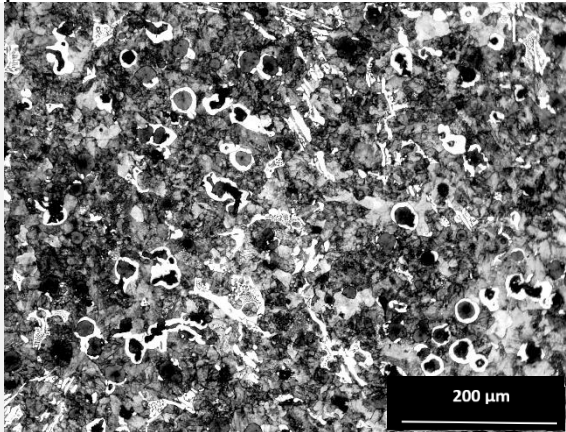
Teniendo en cuenta lo anterior, se tiene una relación 0.8 moles de Mg sobre 1 mol de Ti, registrando las demás relaciones en la tabla 3.3.

### 3.3. Metalografías.

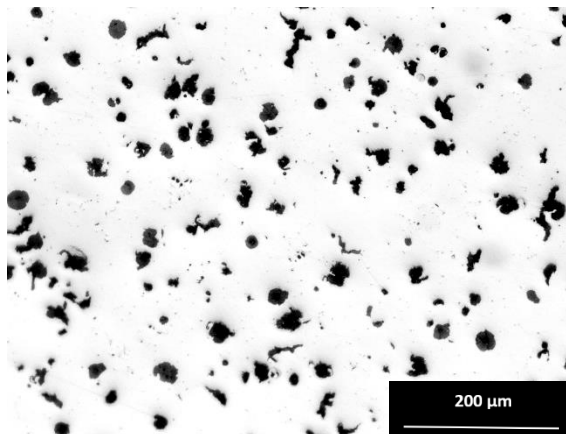
En la siguiente tabla se muestran las metalografías analizadas a 208X aumentos, mostrando el material sin y con microataque químico, el proceso de trabajo para dichas imágenes es el descrito en el Capítulo 2 sección 2.4.

Las imágenes se agrupan de acorde con la primera y segunda fusión, a la relación molar Mg/Ti y al porcentaje de titanio obtenido (%Ti).

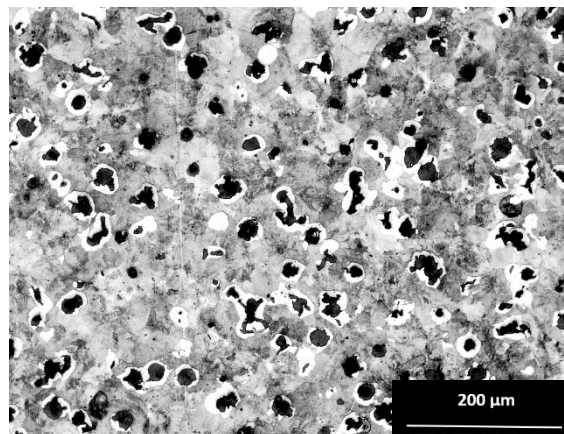
**Tabla 3.4. Metalografías de la primera y segunda fusión.**

%Ti	Sin ataque	Con ataque
<p><i>primera fusión</i> 0.0481</p>	 <p>Muestra sin ataque a 208X. Relación Mg/Ti de 0.8 1, porcentaje de nodularidad de 58.28%, se observa escasos de vermiculos y esferoides de carbón grafito deformados.</p>	 <p>Muestra con ataque a 208X. Relación Mg/Ti de 0.8 1, se observa escasos de vermiculos y gran densidad de esferoides deformados en el seno de una matriz perlítica-ferrítica.</p>
0.0913	 <p>Muestra sin ataque a 208X. Relación Mg/Ti de 0.53 1, porcentaje de nodularidad de 34.83%, se observa escasos de vermiculos y gran densidad de esferoides, en su mayoría deformados 100X.</p>	 <p>Muestra con ataque a 208X. Relación Mg/Ti de 0.53 1, se observa escasos de vermiculos y gran densidad de esferoides, en su mayoría deformados en el seno de una matriz perlítica-ferrítica, se aprecian carburos ledeburíticos.</p>

0.1223



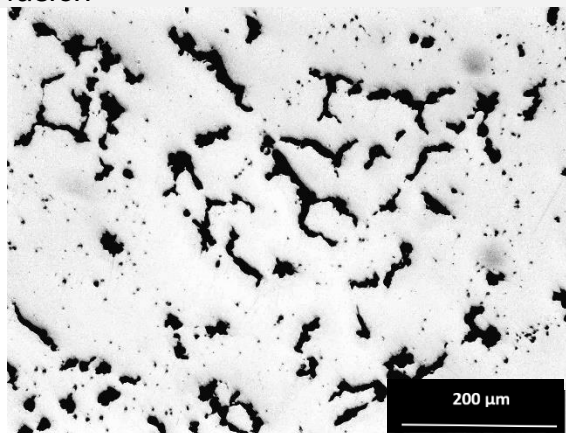
Muestra sin ataque a 208X. Relación Mg/Ti de 0.31|1, porcentaje de nodularidad de 27.90%, se observa una presencia casi nula de vermículos y gran densidad de esferoides en su mayoría deformados.



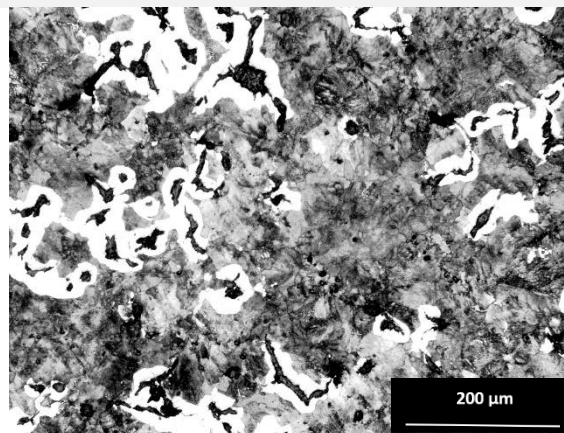
Muestra con ataque a 208X. Relación Mg/Ti de 0.31|1, se observa una presencia casi nula de vermículos y gran densidad de esferoides en su mayoría deformados en el seno de una matriz perlítica-ferrítica.

segunda fusión

0.295



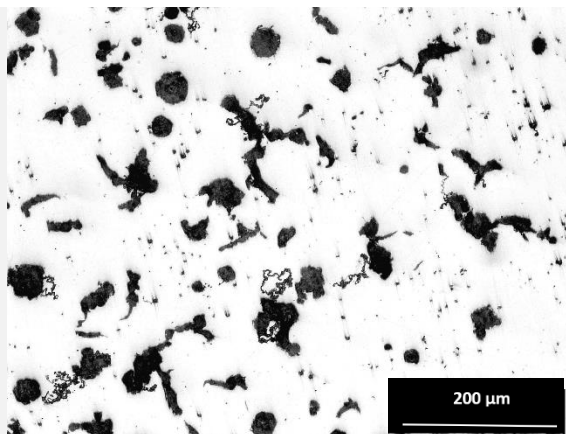
Muestra sin ataque a 208X Relación Mg/Ti de 0.27|1 porcentaje de nodularidad de 6.01%, se observa gran cantidad de vermículos y escasos de esferoides deformados.



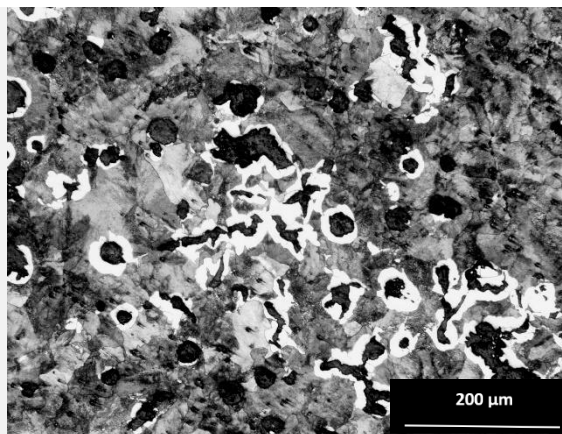
Muestra con ataque a 208X. Relación Mg/Ti de 0.27|1, se observa gran cantidad de vermículos y escasos de esferoides deformados en el seno de una matriz perlítica-ferrítica.



0.371

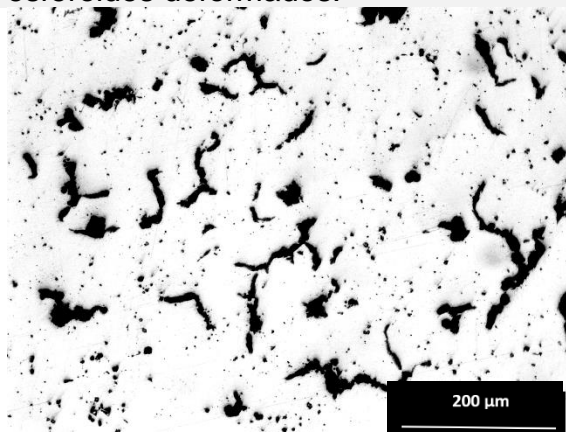


Muestra sin ataque a 208X. Relación Mg/Ti de 0.20|1, porcentaje de nodularidad de 7.40% se observan vermiculos en su mayoría y algunos esferoides deformados.

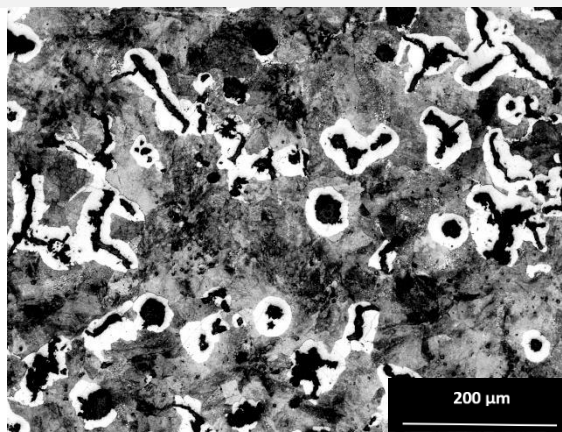


Muestra con ataque a 208X. Relación Mg/Ti de 0.20|1, se observan vermiculos en su mayoría y algunos esferoides deformados en el seno de una matriz perlítica-ferrítica.

0.384



Muestra sin ataque a 208X. Relación Mg/Ti de 0.36|1, porcentaje de nodularidad de 5.62%, se observa gran cantidad de vermiculos y escasos de esferoides deformados.



Muestra con ataque a 208X. Relación Mg/Ti de 0.36|1, se observa gran cantidad de vermiculos y algunos esferoides deformados en el seno de una matriz perlítica-ferrítica.

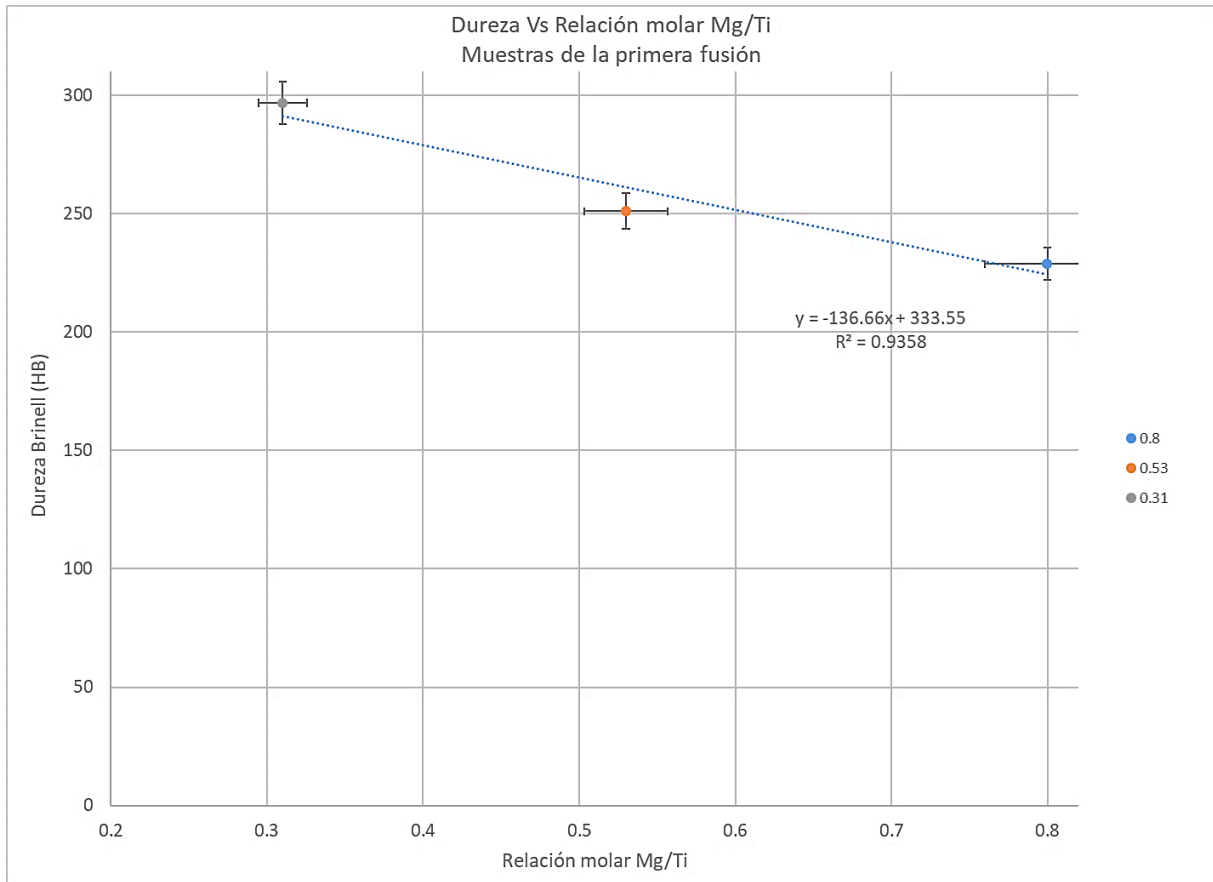
### 3.4. Ensayo de dureza Brinell.

A continuación, en la **Tabla 3.5** se muestran los promedios de dureza Brinell (HB) y dureza Rockwell C (HRC) con respecto al porcentaje en peso del titanio (%Ti) y a la relación molar Mg/Ti. La dureza Brinell se obtuvo al emplear las condiciones descritas en el capítulo 2 sección 2.5 y el cálculo se realizó con la ecuación 11 mientras que la dureza Rockwell C se determinó mediante tablas de correspondencia. Los resultados se agrupan de acorde

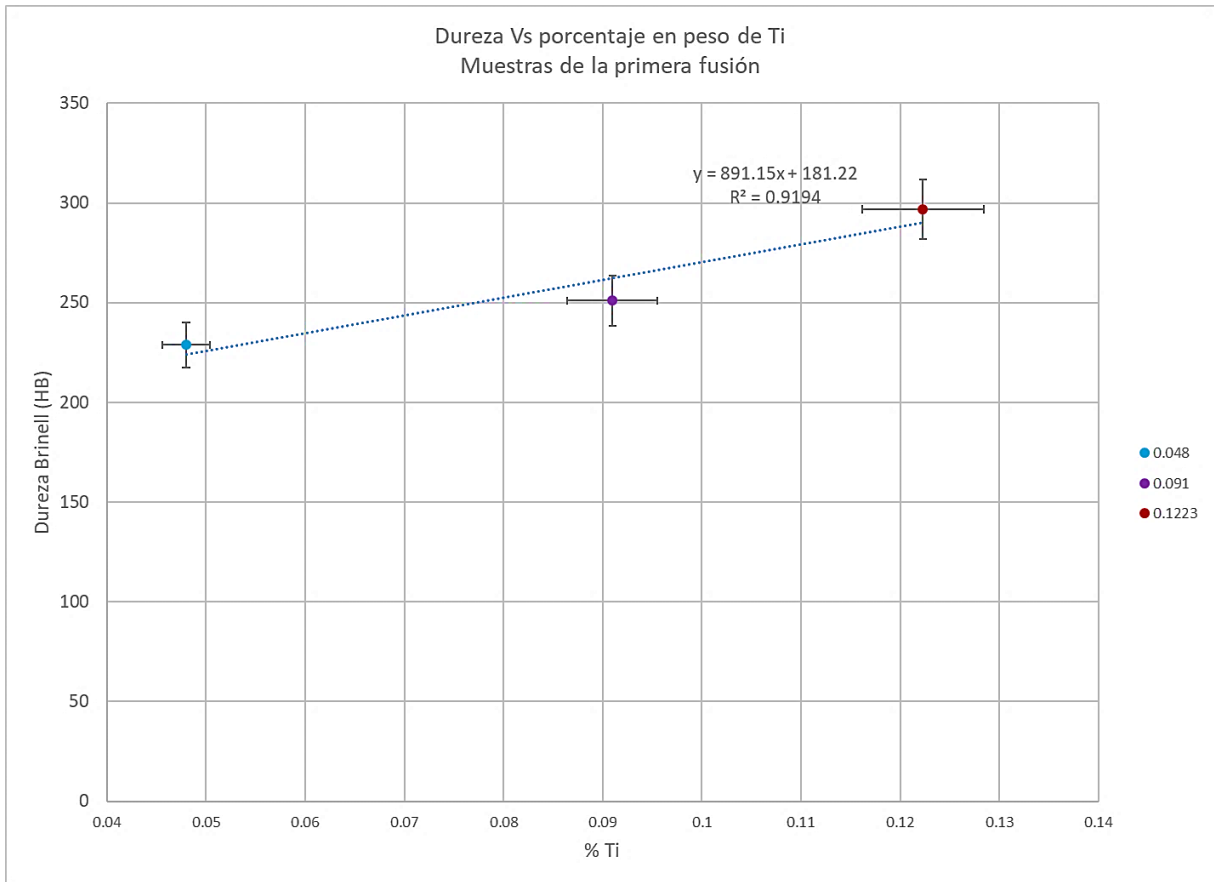
con la primera y segunda fusión, así como los gráficos presentes de la **Figura 3.1 a la 3.4**.

**Tabla 3.5.** Durezas promedio de las probetas.

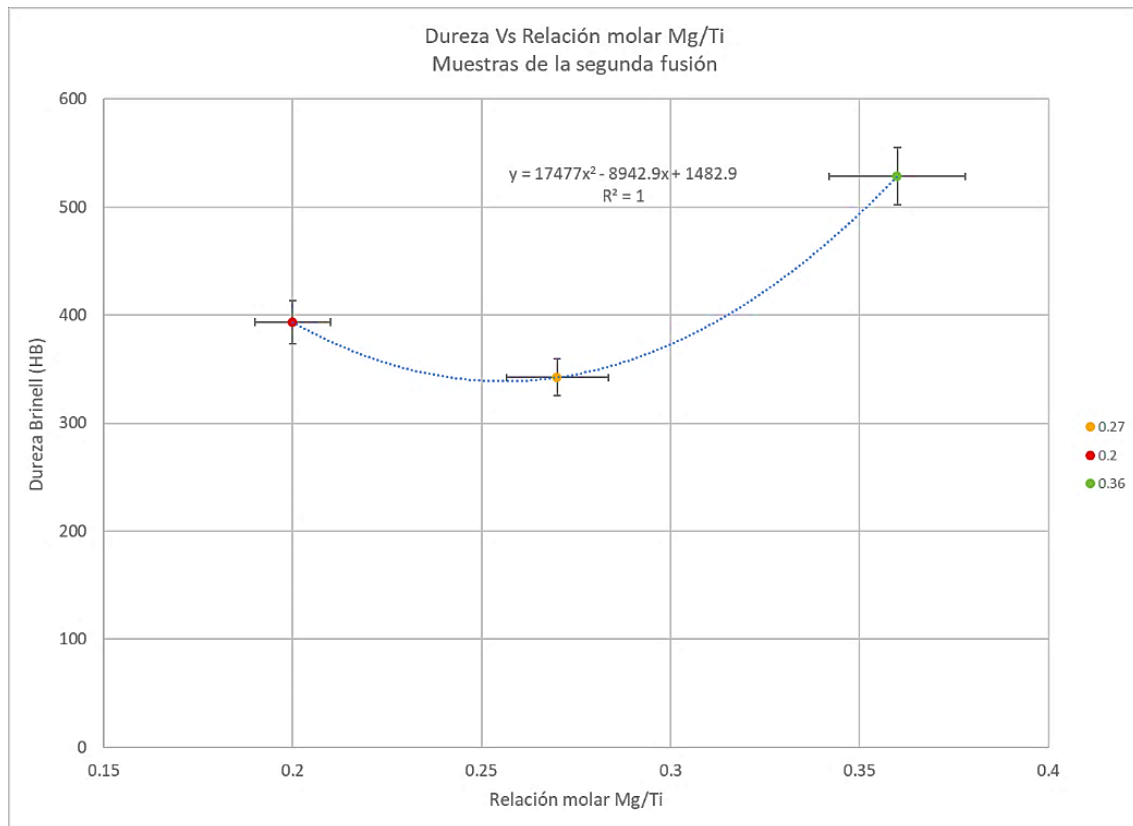
%Ti	Relación molar Mg/Ti	Diámetro promedio (mm)	Dureza Brinell HB promedio	Dureza Rockwell HRC promedio
<i>Primera fusión</i>				
<b>0.0481</b>	0.8   1	1	228.766	21
<b>0.0913</b>	0.53   1	0.94	250.997	25
<b>0.1223</b>	0.31   1	0.883	260.267	26
<i>Segunda fusión</i>				
<b>0.295</b>	0.27   1	0.831	335.445	36
<b>0.371</b>	0.20   1	0.8	365.416	39
<b>0.384</b>	0.36   1	0.694	488.035	51



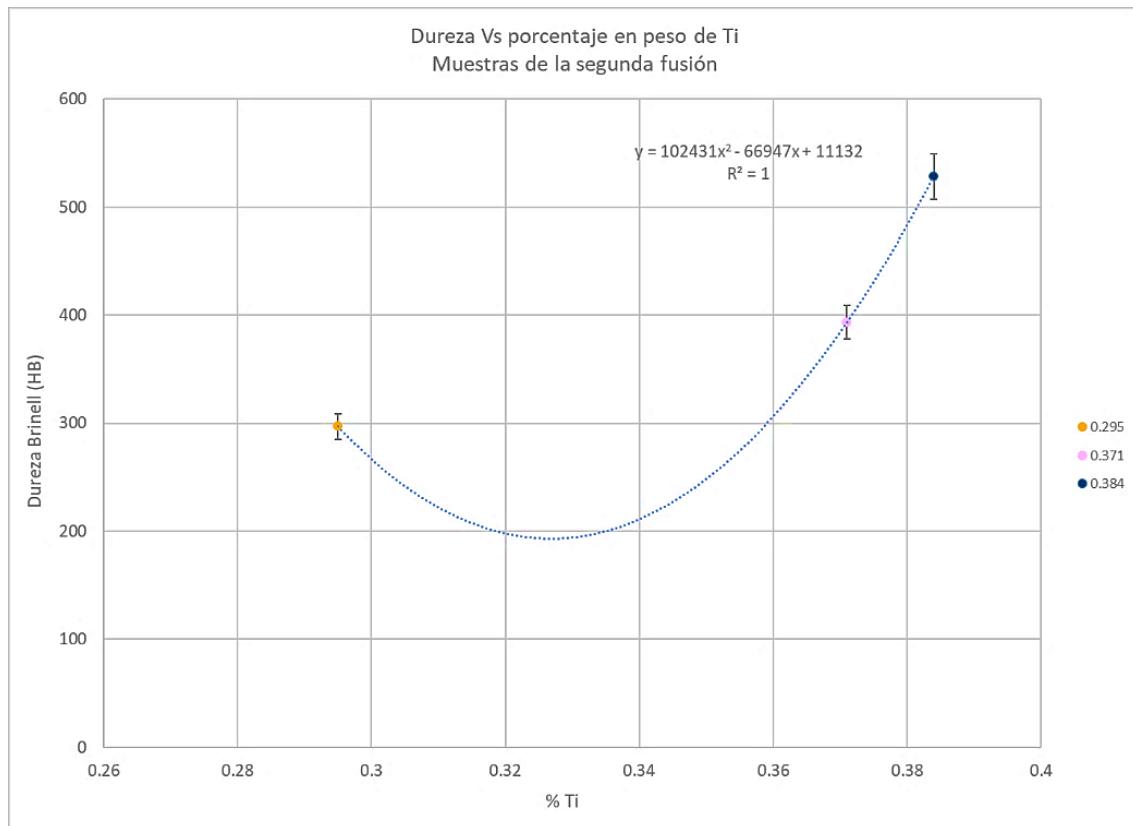
**Figura 3.1.** Gráfico obtenido del ensayo de dureza de la primera fusión, al graficar la dureza Brinell con la relación molar Mg/Ti se aprecia una línea de tendencia lineal, acompañada de las barras de error. La leyenda corresponde a la relación molar Mg/Ti.



**Figura 3.2.** Gráfico obtenido del ensayo de dureza de la primera fusión, al graficar la dureza Brinell con el porcentaje en peso de Ti contenido en el hierro vermicular se aprecia una línea de tendencia lineal, acompañada de las barras de error. La leyenda corresponde al porcentaje en peso de Ti.



**Figura 3.3.** Gráfico obtenido del ensayo de dureza de la segunda fusión, al graficar la dureza Brinell con la relación molar Mg/Ti se aprecia una línea de tendencia polinómica de segundo grado, acompañada de las barras de error. La leyenda corresponde a la relación molar Mg/Ti.



**Figura 3.4.** Gráfico obtenido del ensayo de dureza de la segunda fusión, al graficar la dureza Brinell con el porcentaje en peso de Ti contenido en el hierro vermicular se aprecia una línea de tendencia polinómica de segundo orden, acompañada de las barras de error. La leyenda corresponde al porcentaje en peso de Ti.

### 3.5. Ensayo de impacto tipo Charpy.

En la siguiente se muestran los resultados del ensayo de impacto con respecto a la relación molar Mg/Ti y al porcentaje en peso del titanio (%Ti) agrupados en prueba 1 y 2 (de acuerdo al capítulo 2 sección 2.7 apartado 2.7.3) donde se obtiene la energía absorbida del material en Joules (J); para los fines de este trabajo se toma en cuenta el área de la probeta obteniendo así Joules por unidad de área ( $J/mm^2$ ) o resiliencia del material, siendo este último el que se toma en cuenta para realizar los gráficos.

Los gráficos presentados en esta sección buscan representar gráficamente el comportamiento del material considerando los resultados obtenidos en el

ensayo de impacto y en algunos casos agregando los resultados del ensayo de dureza, tratando de encontrar alguna correlación con la relación molar Mg/Ti. De igual forma se reportan las fracturas del material generadas durante el ensayo.

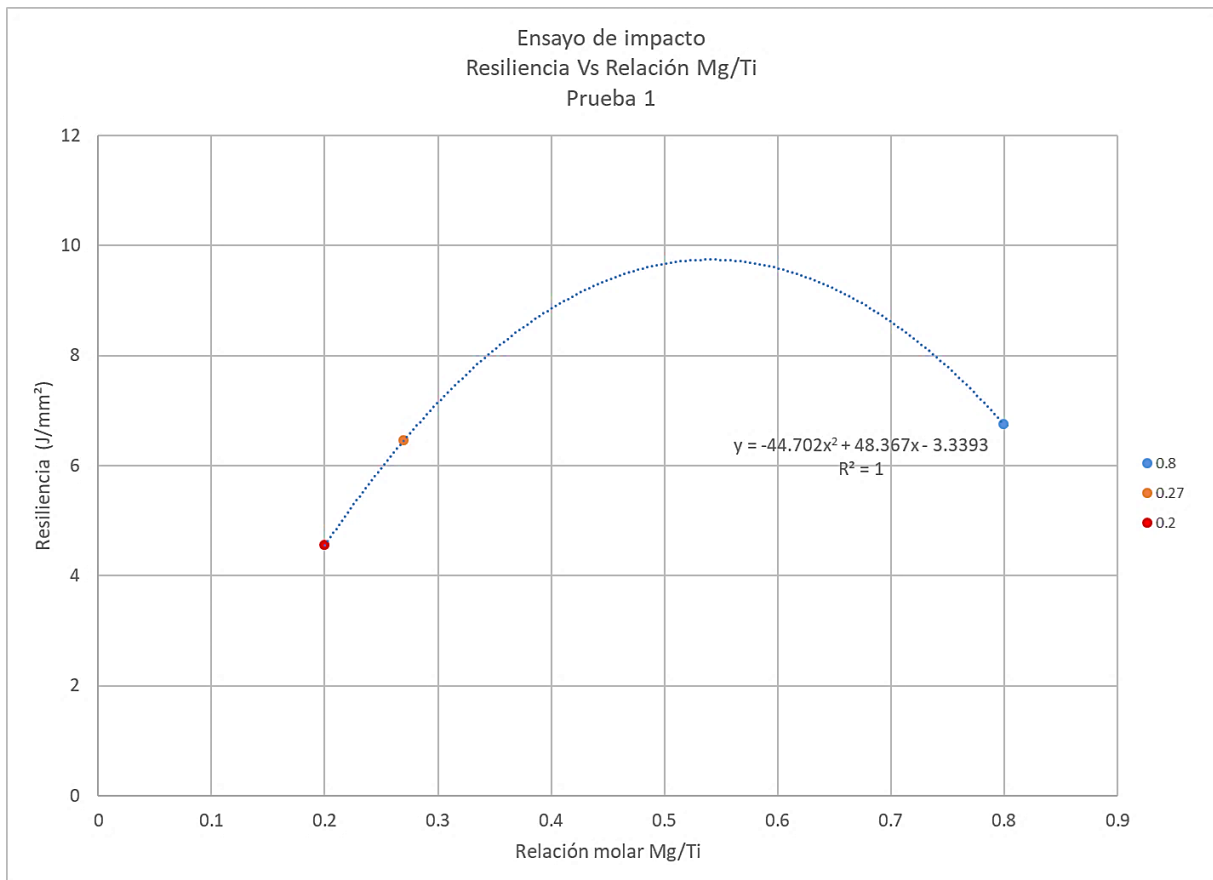
### 3.5.1. Resultados de la primera prueba del ensayo de impacto.

Los resultados obtenidos de la prueba 1 del ensayo de impacto se presentan en la **Tabla 3.6**.

**Tabla 3.6.** Resultados obtenidos del ensayo de impacto. Prueba 1.

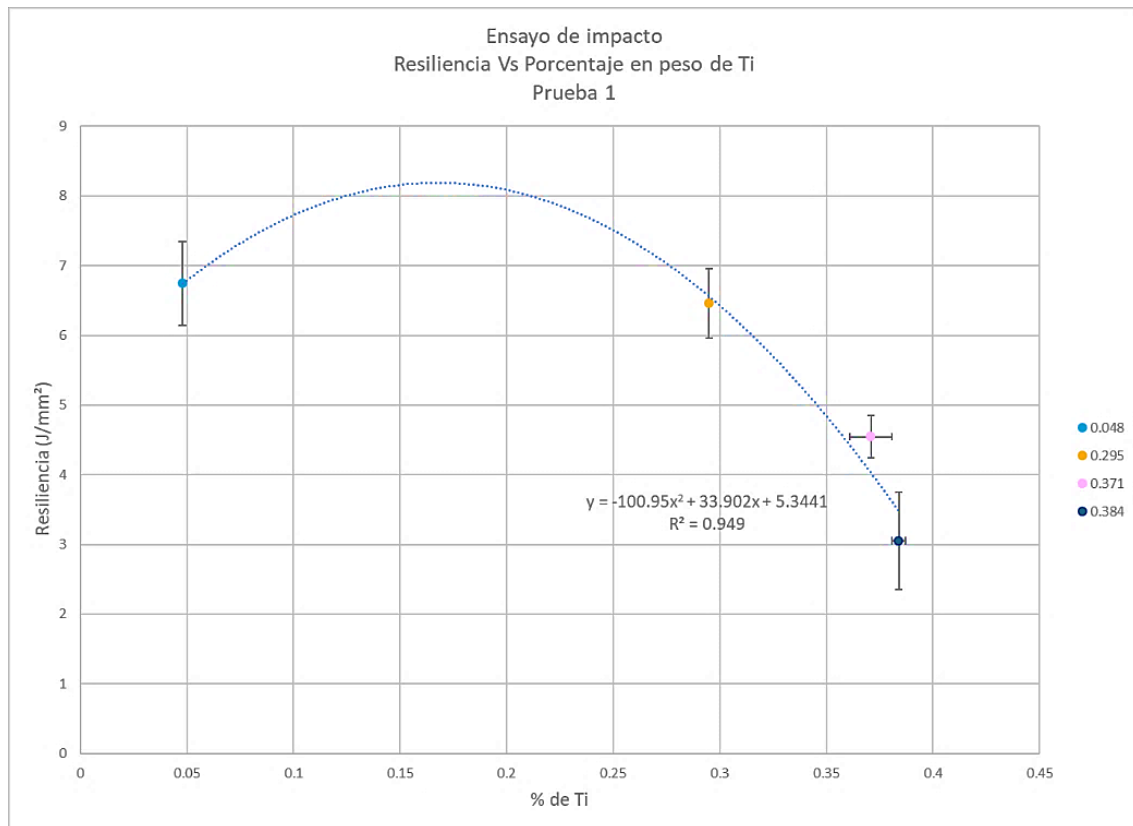
<i>Relación molar Mg/Ti 0.8   1</i>		
<b>0.048%Ti</b>		
<b>Muestra</b>	<b>Energía (J)</b>	<b>Energía (J/mm<sup>2</sup>)</b>
<b>1</b>	7	6.47
<b>2</b>	8	6.87
<b>3</b>	8	6.61
<b>Promedio</b>	7.666	6.65
<i>Relación molar Mg/Ti 0.27   1</i>		
<b>0.295%Ti</b>		
<b>1</b>	6.75	5.92
<b>2</b>	7	6.1
<b>3</b>	7.75	7.04
<b>Promedio</b>	7.166	6.353
<i>Relación molar Mg/Ti 0.20   1</i>		
<b>0.371%Ti</b>		
<b>1</b>	5	4.61
<b>2</b>	4.5	4.35
<b>3</b>	5	4.54
<b>Promedio</b>	4.833	4.5
<i>Relación molar Mg/Ti 0.36   1</i>		
<b>0.384%Ti</b>		
<b>1</b>	3	2.72
<b>2</b>	4.3	3.4
<b>3</b>	5.25	5.09
<b>Promedio</b>	4.183	3.736

De la **Figura 3.5 a la 3.7** se representa graficamente el comportamiento del material, de acorde a los datos obtenidos en la **Tabla 3.5**.

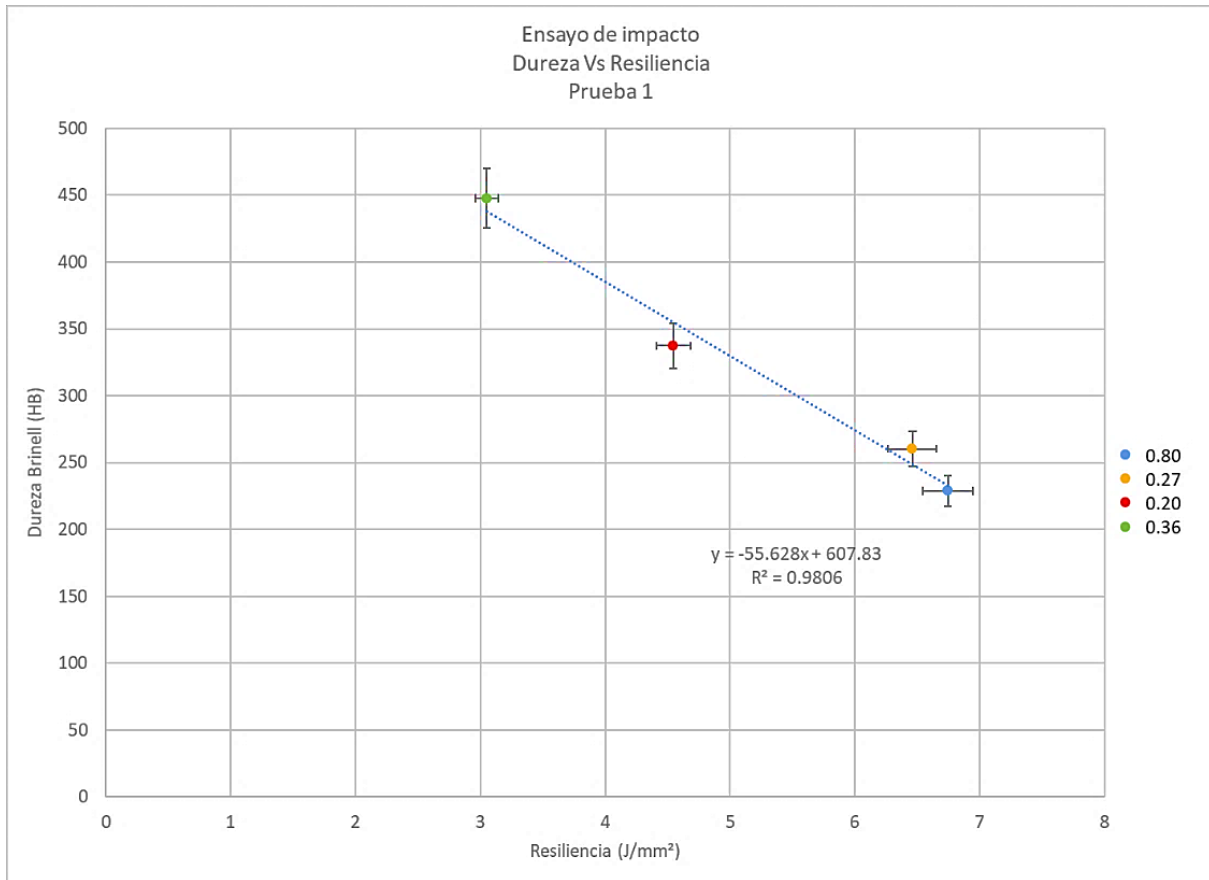


**Figura 3.5.** Gráfico obtenido del ensayo de impacto, al graficar la resiliencia de los materiales y la relación molar Mg/Ti, se observa una línea de tendencia polinómica de segundo grado, acompañada de las barras de error. Del lado derecho se observa la leyenda la cual corresponde a la relación molar Mg/Ti.





**Figura 3.6.** Gráfico obtenido del ensayo de impacto, al graficar la resiliencia de los materiales y el porcentaje en peso de Ti, se observa una línea de tendencia polinómica de segundo grado, acompañada de las barras de error. Del lado derecho se observa la leyenda la cual corresponde al porcentaje en peso de Ti.



**Figura 3.7.** Gráfico obtenido del ensayo de impacto y dureza, al graficar la dureza y la resiliencia de los materiales, se observa una línea de tendencia lineal, acompañada de las barras de error. Del lado derecho se observa la leyenda la cual corresponde a la relación molar Mg/Ti.

### 3.5.2. Resultados de la segunda prueba del ensayo de impacto.

En la **Tabla 3.7** se muestran los resultados obtenidos de la prueba 2 del ensayo de impacto. Debido a que las probetas se obtuvieron de colada presentaron algunos defectos como atrapamiento de escoria, poros, entre otros; por tal motivo se tuvieron que desechar los datos obtenidos de esas pruebas, en la tabla se agregó la leyenda N.A. (no aceptado).

**Tabla 3.7.** Resultados obtenidos del ensayo de impacto. Prueba 2.

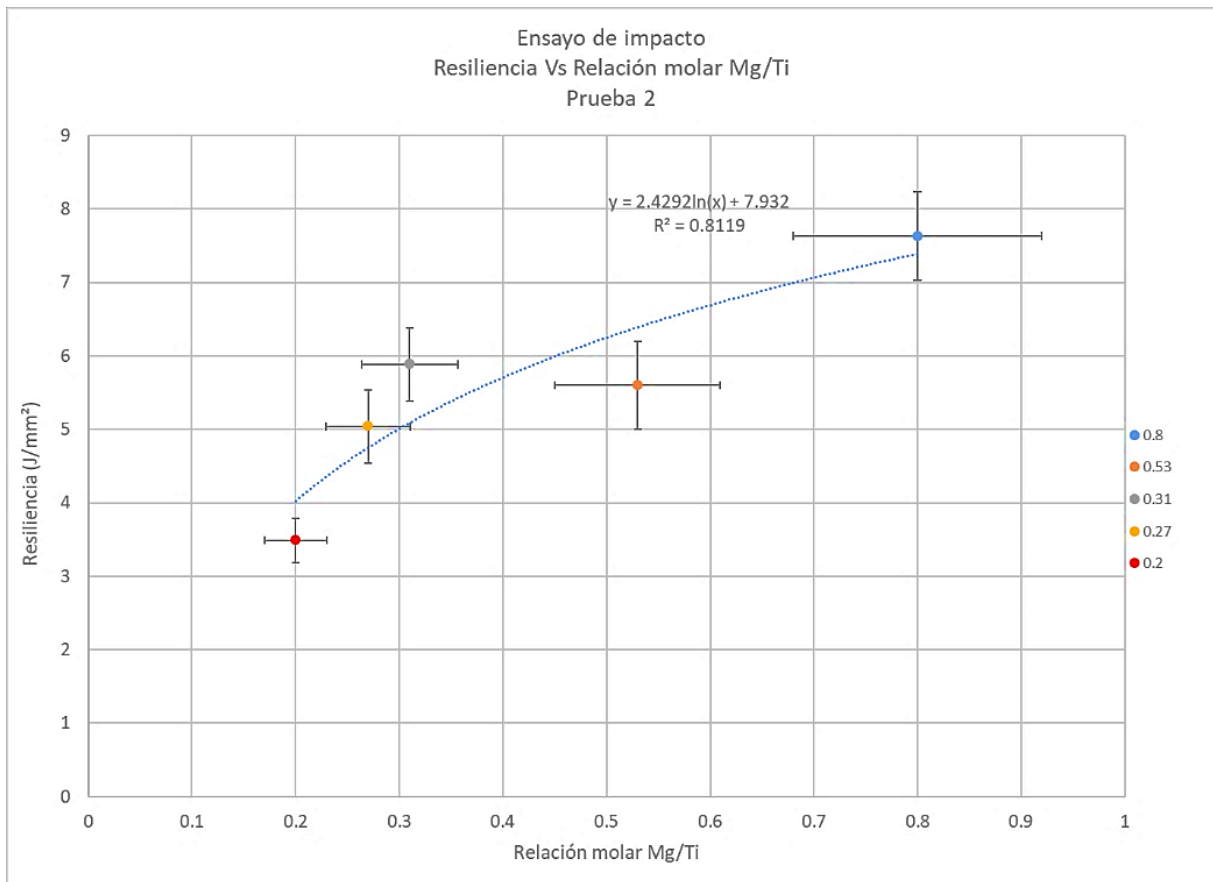
Relación molar Mg/Ti 0.8 | 1

Muestra	Energía (J)	0.048 %Ti Energía (J/mm2)

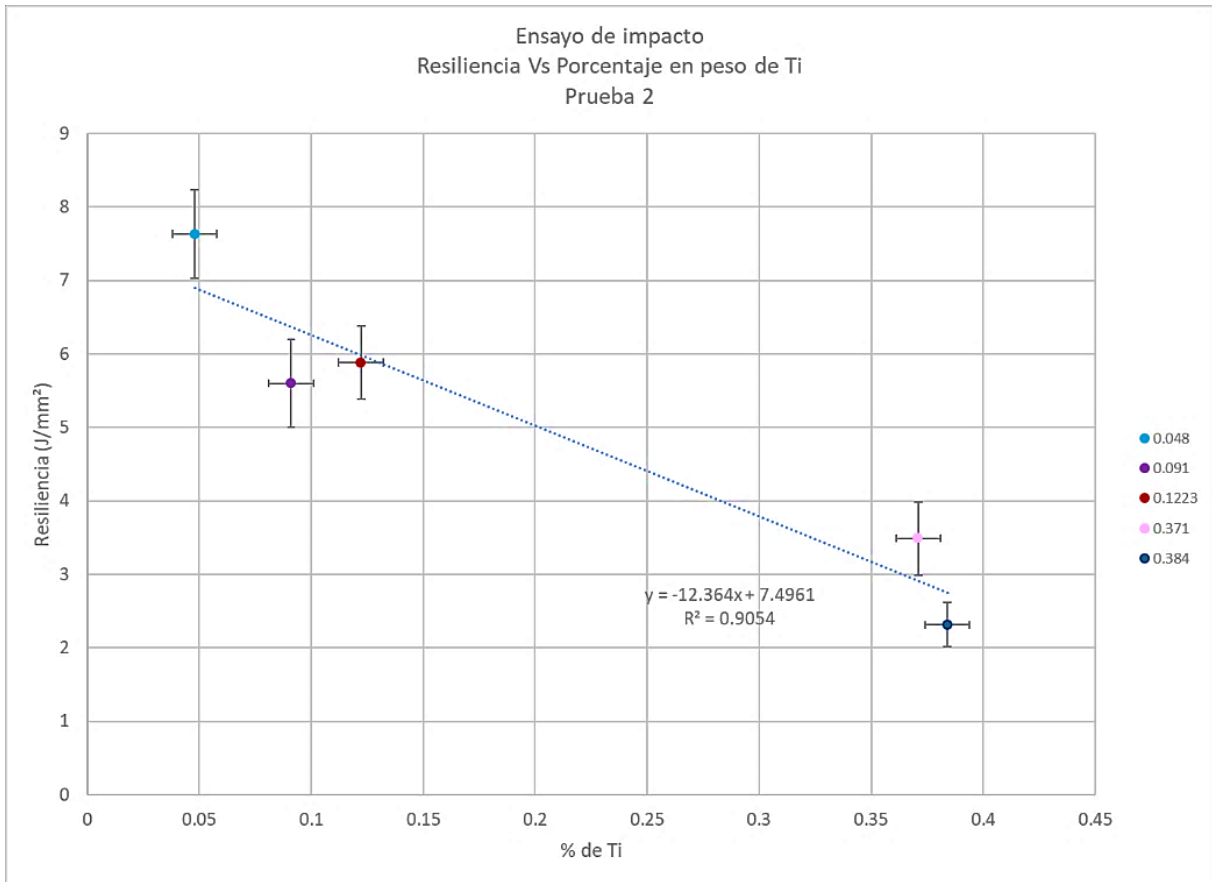


<b>1</b>	8.5	7.6
<b>2</b>	N.A.	N.A.
<b>3</b>	9	7.7
<b>Promedio</b>	8.75	7.63
<i>Relación molar Mg/Ti 0.53   1</i>		
<b>0.09%Ti</b>		
<b>1</b>	6	5.12
<b>2</b>	6	5.37
<b>3</b>	7	6.18
<b>Promedio</b>	6.33	5.56
<i>Relación molar Mg/Ti 0.31   1</i>		
<b>0.13%Ti</b>		
<b>1</b>	6.5	5.83
<b>2</b>	6	5.49
<b>3</b>	7.25	6.32
<b>Promedio</b>	6.875	5.88
<i>Relación molar Mg/Ti 0.27   1</i>		
<b>0.295 %Ti</b>		
<b>1</b>	8.75	7.48
<b>2</b>	8.5	7.63
<b>3</b>	N.A.	N.A.
<b>Promedio</b>	8.62	5.04
<i>Relación molar Mg/Ti 0.20   1</i>		
<b>0.371%Ti</b>		
<b>1</b>	4	3.60
<b>2</b>	3.75	3.25
<b>3</b>	4	3.61
<b>Promedio</b>	3.92	3.49
<i>Relación molar Mg/Ti 0.36   1</i>		
<b>0.384%Ti</b>		
<b>1</b>	3	2.8
<b>2</b>	N.A.	N.A.
<b>3</b>	4	4.13
<b>Promedio</b>	3.5	2.31

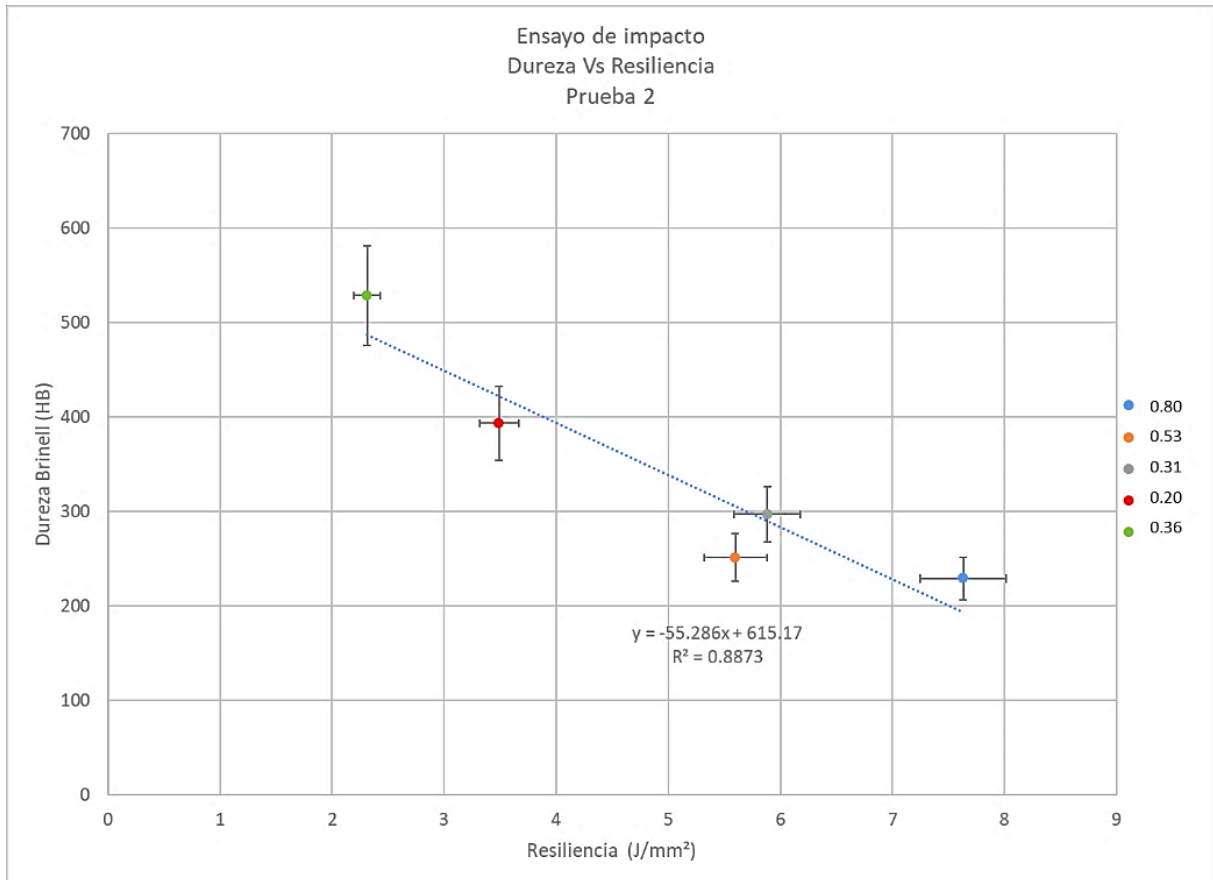
De la **Figura 3.8 a la 3.10** se muestran gráficamente los resultados obtenidos en la **Tabla 3.7**.



**Figura 3.8.** Gráfico obtenido del ensayo de impacto, al graficar la resiliencia de los materiales y la relación molar Mg/Ti, se observa una línea de tendencia logarítmica acompañada de las barras de error. Del lado derecho se observa la leyenda la cual corresponde a la relación molar Mg/Ti.



**Figura 3.9.** Gráfico obtenido del ensayo de impacto, al graficar la resiliencia de los materiales y el porcentaje en peso de Ti, se observa una línea de tendencia lineal, acompañada de las barras de error. Del lado derecho se observa la leyenda la cual corresponde al porcentaje en peso de Ti.



**Figura 3.10.** Gráfico obtenido del ensayo de impacto y dureza, al graficar la dureza y la resiliencia de los materiales, se observa una línea de tendencia lineal, acompañada de las barras de error. Del lado derecho se observa la leyenda la cual corresponde a la relación molar Mg/Ti.

### 3.5.3. Fracturas de las probetas de acorde a la relación molar Mg/Ti y al porcentaje en peso de titanio (%Ti).

A continuación, se presentan las fracturas de las probetas en las **Figuras de la 3.11 a la 3.16**, se muestran ambas mitades de las probetas. La fragilidad del material se evaluó de acuerdo con el patrón de la norma ASTM E23 mostrado en el **Anexo 5**.



**Figura 3.11.** *Fractura de la probeta con relación molar Mg/Ti 0.8| 1, 0.048 %Ti. Se aprecia una fractura 80% frágil, ligeramente rugosa con escasas marcas de playa.*



**Figura 3.12.** *Fractura de la probeta con relación molar Mg/Ti 0.53| 1, 0.0913 %Ti. Se aprecia una fractura casi 100% frágil, con una superficie ligeramente rugosa en la esquina inferior derecha de ambas mitades.*



**Figura 3.13.** *Fractura de la probeta con relación molar Mg/Ti 0.31| 1, 0.1223%Ti. Se aprecian defectos en ambas mitades, probablemente de escoria lo cual no permite un análisis confiable de la fractura; sin embargo, tendería a una fragilidad del 80%.*



**Figura 3.14.** *Fractura de la probeta con relación molar Mg/Ti 0.27| 1, 0.295%Ti. Se aprecia una fractura 100% frágil.*



**Figura 3.15.** *Fractura de la probeta con relación molar Mg/Ti 0.20 | 1, 0.371%Ti. Se aprecian algunos defectos y una fractura 90% frágil.*



**Figura 3.16.** *Fractura de la probeta con relación molar 0.36 | 1, 0.384%Ti. Se aprecia una fractura 100% frágil.*

### 3.6. Ensayo de desgaste

Los resultados mostrados en esta sección se agrupan en primera y segunda fusión de acorde con la relación molar Mg/Ti y al porcentaje en peso del titanio (%Ti). Esta prueba se lleva a cabo con los parámetros descritos en el capítulo 2 sección 2.8. apartado 2.8.3. obteniendo valores de pérdida de peso en ciertos intervalos de tiempo, los cuales se graficaron posteriormente y se compararon.

#### 3.6.1. Resultados del ensayo de desgaste.

En la **Tabla 3.8** se muestra el peso de cada probeta al paso del tiempo (tercera columna), posteriormente se muestra el delta de peso acumulado indicado como  $\Delta$  peso acumulado esta columna indica la pérdida de peso considerando el lapso anterior; es decir:

$$P_0 - P_{15}, P_0 - P_{30} \dots P_0 - P_{60}$$



Por dicho motivo se considera una pérdida de peso acumulada ya que se resta el peso inicial al paso del tiempo del ensayo.

En la columna posterior y ultima el delta de peso mostrado como  $\Delta$  peso hace referencia a la pérdida de peso en cada intervalo de tiempo; es decir:

$$P_0 - P_{15}, P_{15} - P_{30} \dots P_{45} - P_{60}$$

De esta forma se obtiene la pérdida de peso en los distintos intervalos de tiempo, restando el peso anterior al obtenido.

**Tabla 3.8.** Resultados obtenidos del ensayo de desgaste de la primera y segunda fusión.

*Primera fusión*

Relación molar Mg/Ti 0.80 | 1

**0.048 %Ti**

Rpm	Tiempo (minutos)	Peso (gramos)	$\Delta$ peso acumulado (gramos)	$\Delta$ peso (gramos)
<b>100</b>	0	5.6765	0	0
<b>100</b>	15	5.6731	0.0034	0.0034
<b>100</b>	30	5.6628	0.0137	0.0103
<b>100</b>	45	5.6573	0.0192	0.0055
<b>100</b>	60	5.6515	0.025	0.0058

Relación molar Mg/Ti 0.53 | 1

**0.09 %Ti**

Rpm	Tiempo (minutos)	Peso (gramos)	$\Delta$ peso acumulado (gramos)	$\Delta$ peso (gramos)
<b>100</b>	0	5.6505	0	0
<b>100</b>	15	5.6404	0.0101	0.0101
<b>100</b>	30	5.6367	0.0138	0.0037
<b>100</b>	45	5.6344	0.0161	0.0023
<b>100</b>	60	5.632	0.0185	0.0024

Relación molar Mg/Ti 0.31 | 1

**0.122 %Ti**

Rpm	Tiempo (minutos)	Peso (gramos)	$\Delta$ peso acumulado (gramos)	$\Delta$ peso (gramos)
<b>100</b>	0	5.6663	0	0
<b>100</b>	15	5.6565	0.0098	0.0098

<b>100</b>	30	5.651	0.0153	0.0055
<b>100</b>	45	5.6467	0.0196	0.0043
<b>100</b>	60	5.6413	0.025	0.0054

*Segunda fusión*

*Relación molar Mg/Ti 0.27 | 1*

**0.295 %Ti**

<b>Rpm</b>	<b>Tiempo (minutos)</b>	<b>Peso (gramos)</b>	<b>Δ peso acumulado (gramos)</b>	<b>Δ peso (gramos)</b>
<b>100</b>	0	5.6353	0	0
<b>100</b>	15	5.621	0.0143	0.0143
<b>100</b>	30	5.6143	0.021	0.0067
<b>100</b>	45	5.6081	0.0272	0.0062
<b>100</b>	60	5.6044	0.0309	0.0037

*Relación molar Mg/Ti 0.20 | 1*

**0.371 %Ti**

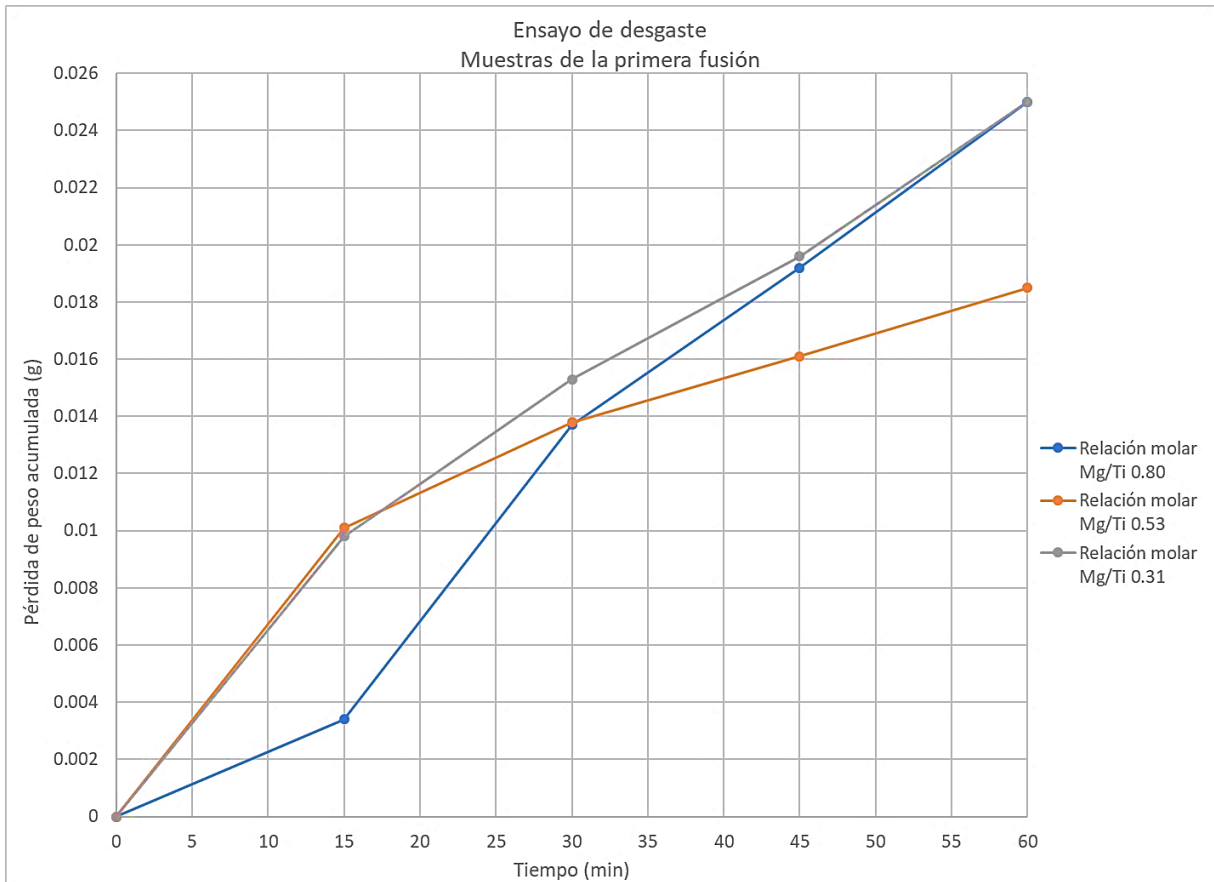
<b>Rpm</b>	<b>Tiempo (minutos)</b>	<b>Peso (gramos)</b>	<b>Δ peso acumulado (gramos)</b>	<b>Δ peso (gramos)</b>
<b>100</b>	0	5.6534	0	0
<b>100</b>	15	5.6452	0.0082	0.0082
<b>100</b>	30	5.642	0.0114	0.0032
<b>100</b>	45	5.6388	0.0146	0.0032
<b>100</b>	60	5.6338	0.0196	0.005

*Relación molar Mg/Ti 0.36 | 1*

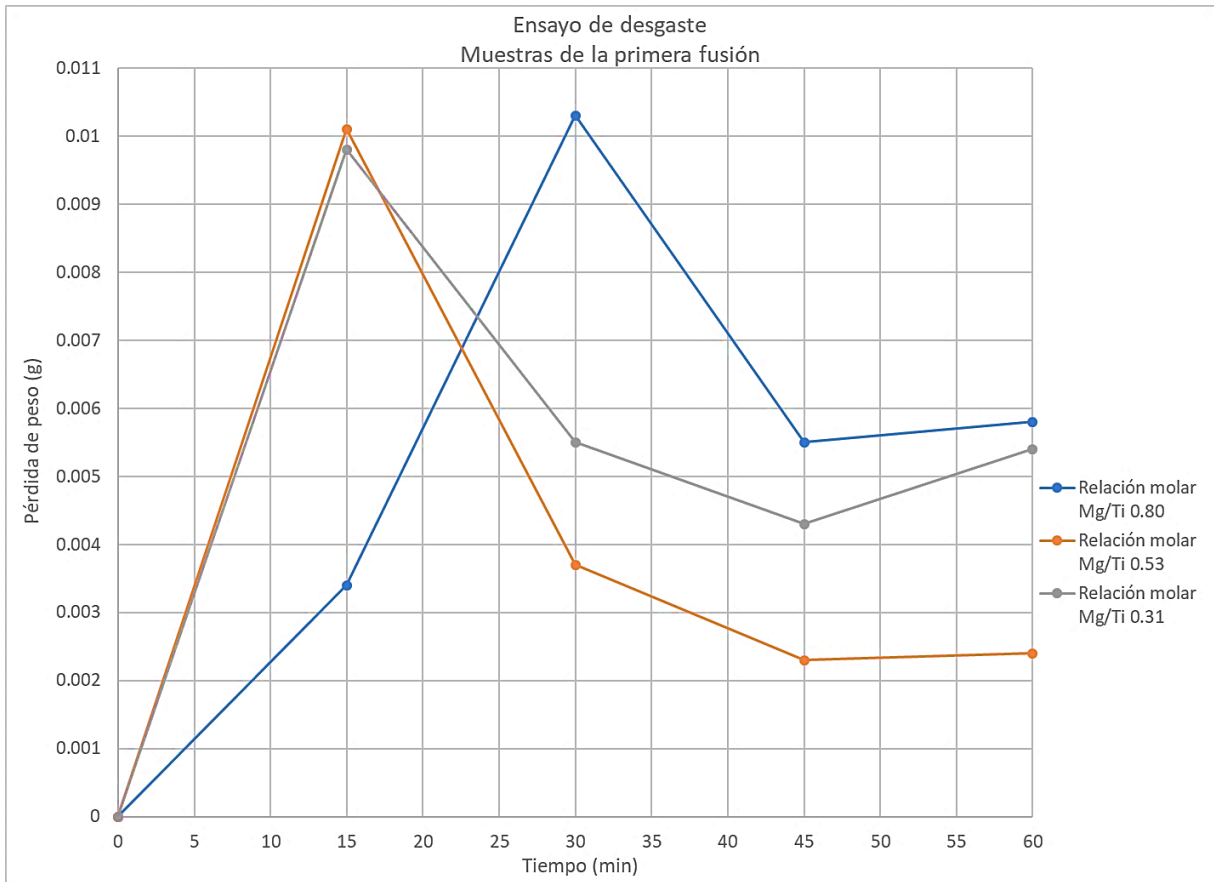
**0.384 % Ti**

<b>Rpm</b>	<b>Tiempo (minutos)</b>	<b>Peso (gramos)</b>	<b>Δ peso acumulado (gramos)</b>	<b>Δ peso (gramos)</b>
<b>100</b>	0	5.6131	0	0
<b>100</b>	15	5.6097	0.0034	0.0034
<b>100</b>	30	5.6075	0.0056	0.0022
<b>100</b>	45	5.6057	0.0074	0.0018
<b>100</b>	60	5.6044	0.0087	0.0013

Las **Figuras 3.17 y 3.18** muestran el comportamiento de los materiales obtenidos en la primera fusión ante el ensayo de desgaste cuyos datos se muestran en la **Tabla 3.8**.

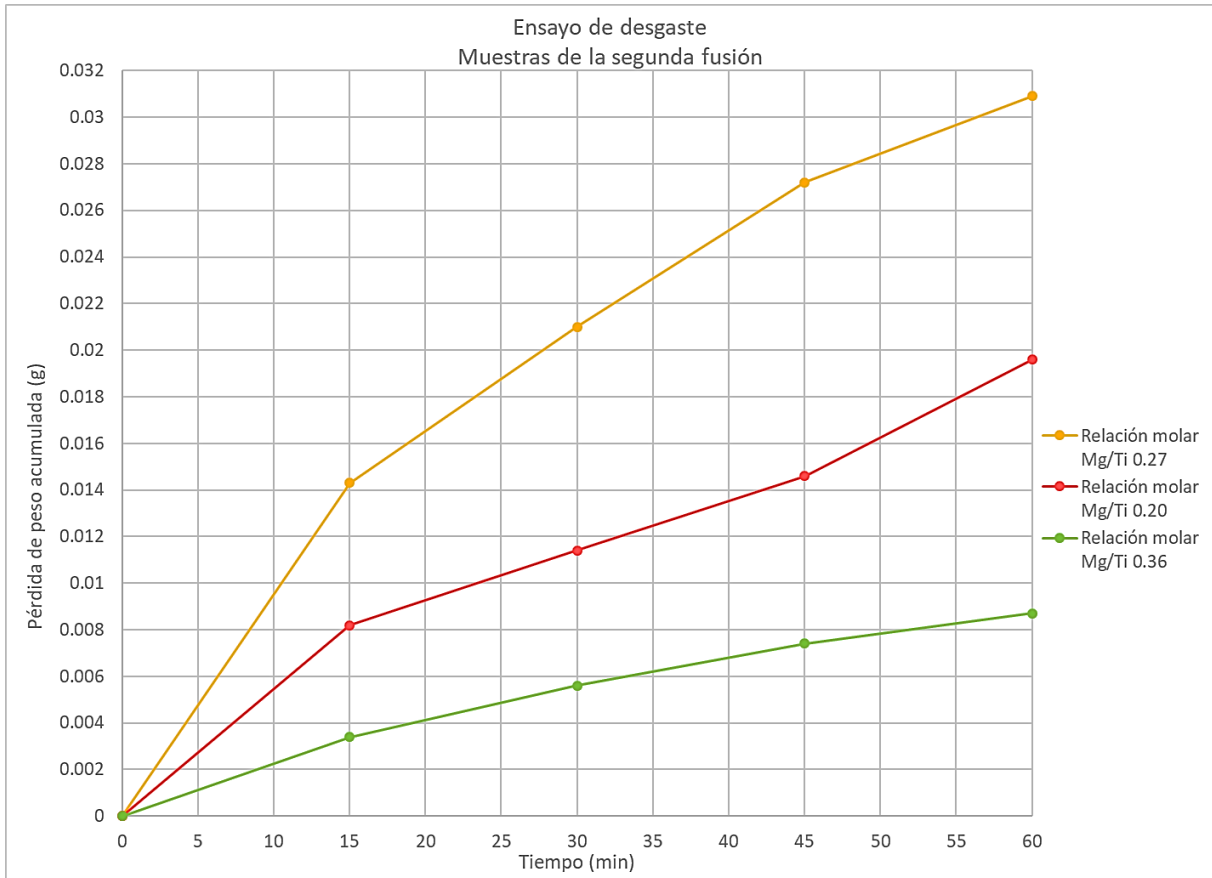


**Figura 3.17.** Gráfico obtenido del ensayo de desgaste, considerando la pérdida de peso acumulada y el tiempo del ensayo (60 minutos). Representa el comportamiento de los materiales obtenidos en la primera fusión.

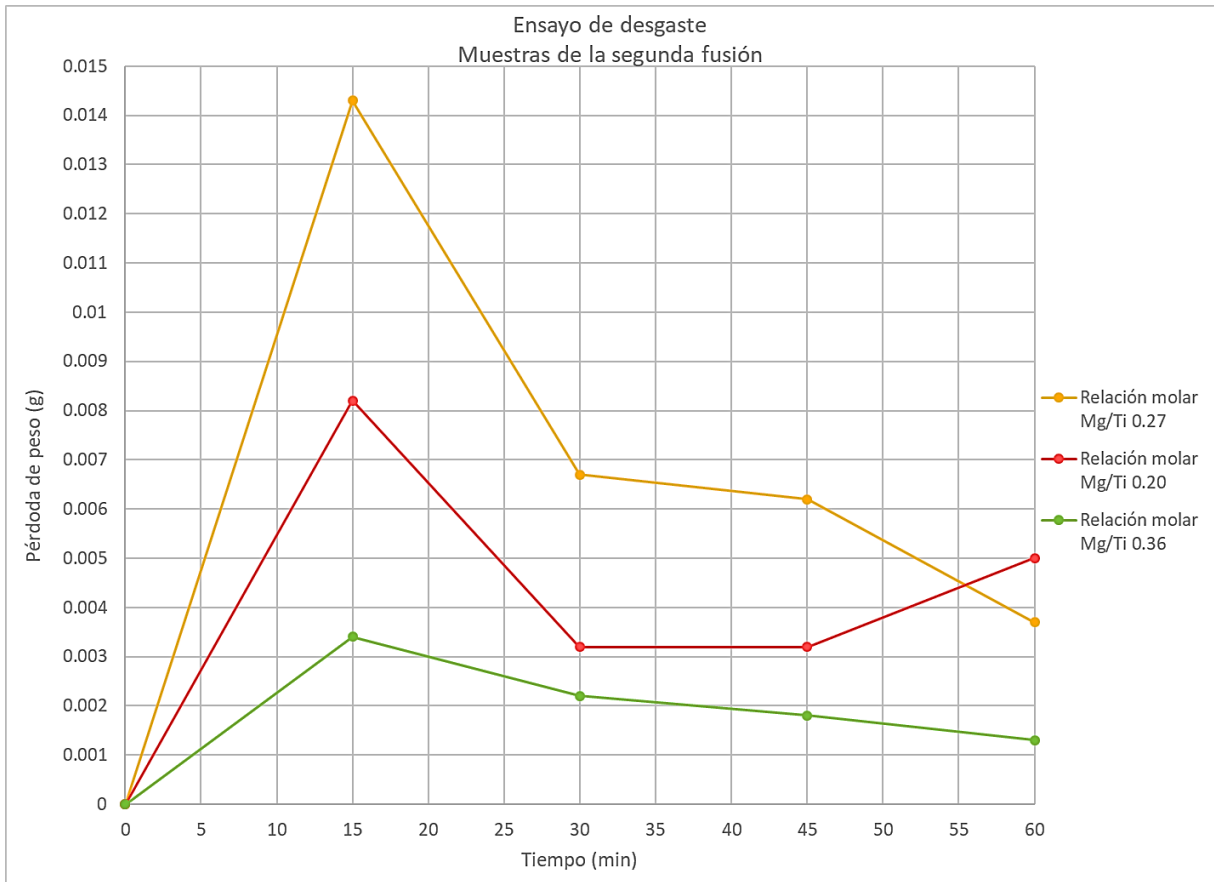


**Figura. 3.18.** Gráfico obtenido del ensayo de desgaste, considerando la pérdida de peso en cada intervalo de tiempo y el tiempo del ensayo (60 minutos). Representa el comportamiento de los materiales obtenidos en la primera fusión.

En las **Figuras 3.19 y 3.20** se muestra el comportamiento de los materiales obtenidos de la segunda fusión ante el ensayo de desgaste, de acorde a la **Tabla 3.8**.

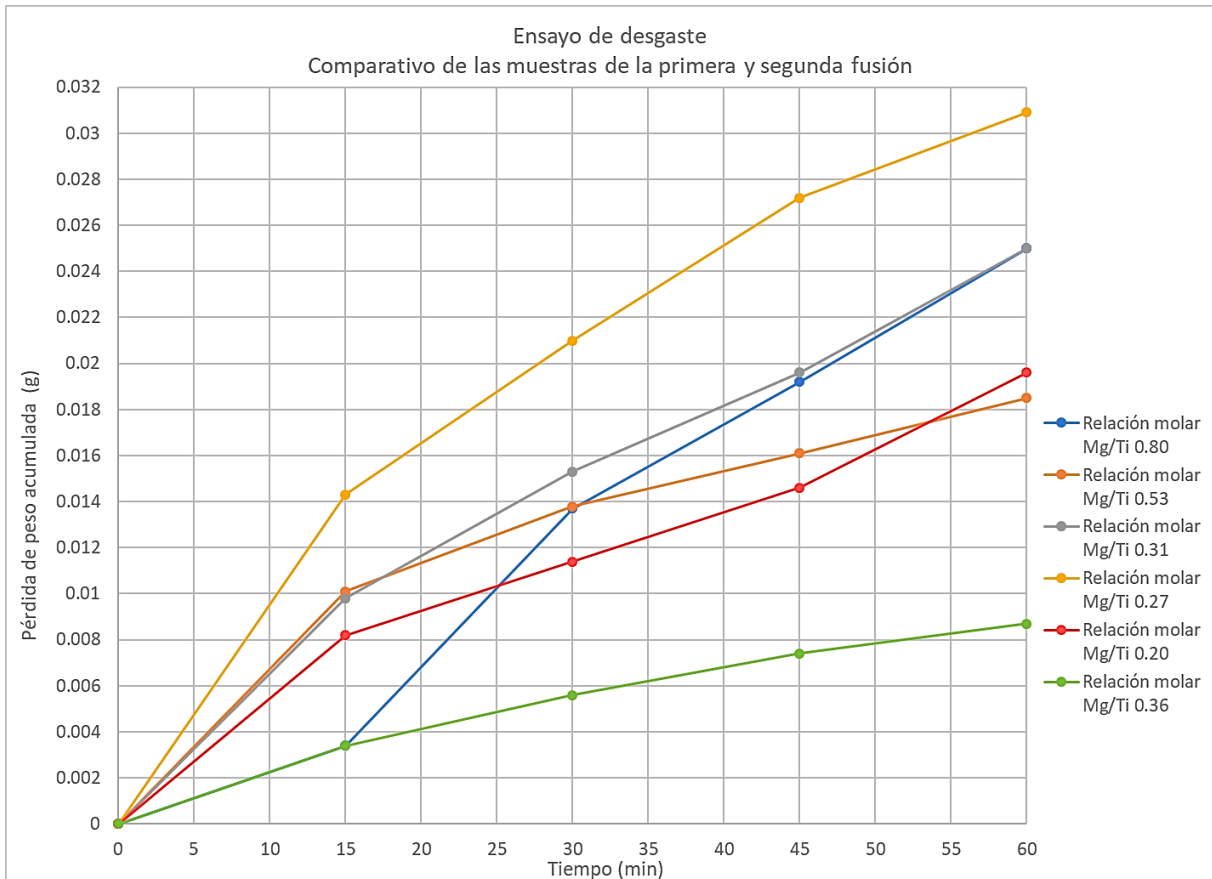


**Figura 3.19.** Gráfico obtenido del ensayo de desgaste, considerando la pérdida de peso acumulada y el tiempo del ensayo (60 minutos). Representa el comportamiento de los materiales obtenidos en la segunda fusión.

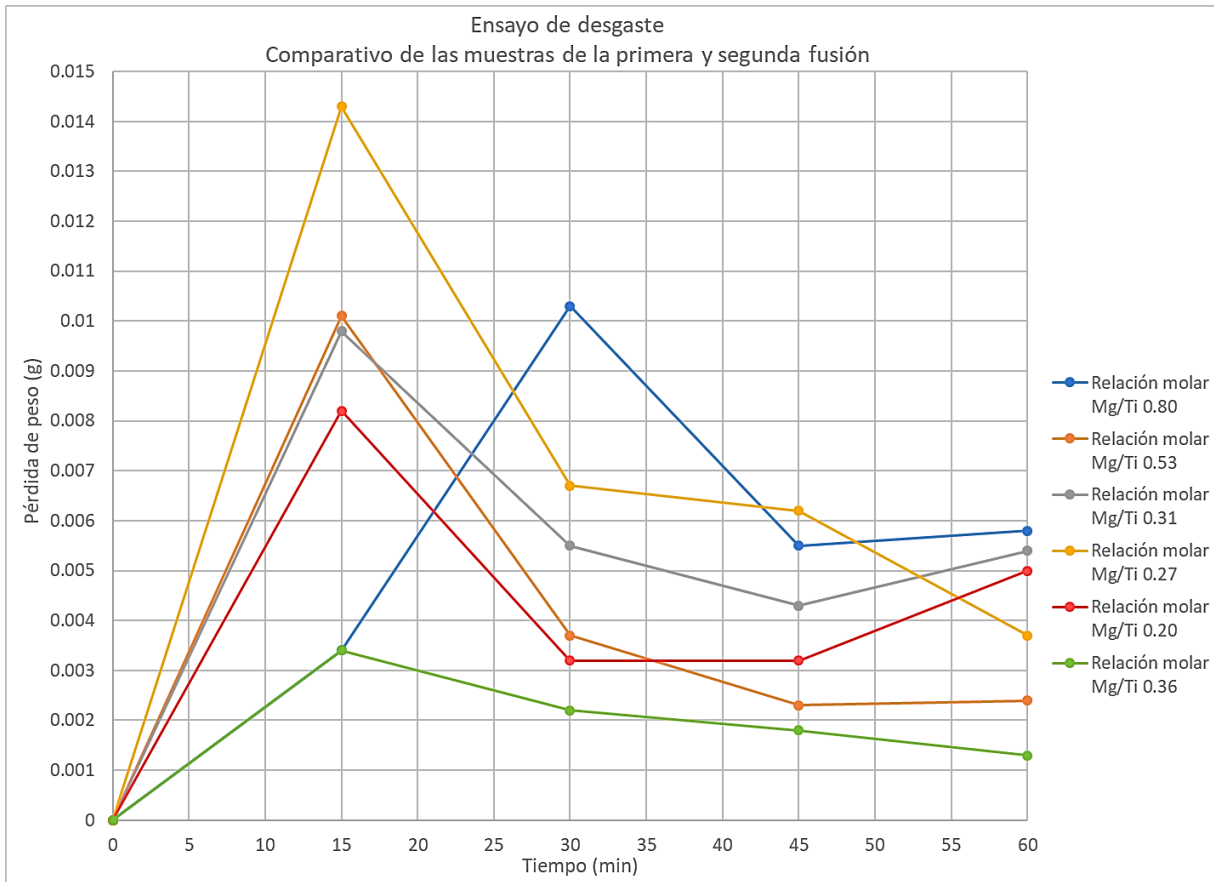


**Figura 3.20.** Gráfico obtenido del ensayo de desgaste, considerando la pérdida de peso en cada intervalo de tiempo y el tiempo del ensayo (60 minutos). Representa el comportamiento de los materiales obtenidos en la segunda fusión.

En las **Figuras 3.21 y 3.22** se muestra un comparativo del comportamiento de las muestras obtenidas en la primera fusión (con relaciones molares Mg/Ti de 0.80, 0.53 y 0.31), al igual que el material obtenido en segunda fusión (con relaciones molares de 0.27, 0.20 y 0.36) ante el ensayo de desgaste.



**Figura 3.21.** Gráfico comparativo obtenido del ensayo de desgaste, considerando la pérdida de peso acumulada y el tiempo del ensayo (60 minutos). Representa el comportamiento de los materiales obtenidos en la primera fusión y segunda fusión.



**Figura 3.22.** Gráfico comparativo obtenido del ensayo de desgaste, considerando la pérdida de peso en cada intervalo de tiempo y el tiempo del ensayo (60 minutos). Representa el comportamiento de los materiales obtenidos en la primera fusión y segunda fusión.



## CAPÍTULO 4. ANALISIS DE RESULTADOS.

En este capítulo se presentan los análisis de resultados obtenidos en la experimentación, se van a presentar de acuerdo con cada sección del **Capítulo 3**.

**4.1.** Composición química.

**4.2.** Relación molar Mg/Ti.

**4.3.** Metalografías.

**4.4.** Ensayo de dureza Brinell.

**4.5.** Ensayo de impacto tipo Charpy.

**4.6.** Ensayo de desgaste.

#### 4.1. Composición química.

El análisis químico obtenido de la primera fusión se observa en la **Tabla 3.1**, al analizar los valores de los principales elementos aleantes (porcentaje de carbono y porcentaje de silicio); se encuentra que el porcentaje de carbono obtenido oscila entre los valores de 3.21 a 3.48%, mientras que para el porcentaje de silicio los valores obtenidos son de 2.40 a 2.50%, de acuerdo con la **Figura 1.18**, los valores obtenidos se encuentran dentro del intervalo de aceptación para la fabricación del hierro vermicular; sin embargo, el porcentaje de vermicularidad con respecto a dicha figura es <80%.

En cuanto al carbono equivalente obtenido, oscila entre 3.94 y 4.23% lo cual indica que las muestras obtenidas son hipoeutecticas.

Con respecto a los elementos aleantes, los %Mn son ligeramente superiores al 0.6% al igual los %Cu son mayores al 0.3%, lo que indica que la matriz obtenida es perlítica a excepción de la muestra con 0.048% de Ti y 0.1223%Ti cuya matriz es perlítica-ferrítica debido a que el nivel de azufre el cual está por debajo del 0.015%.

El porcentaje de magnesio obtenido en la primera fusión posee un rango relativamente cerrado, ya que oscila entre 0.0251 a 0.0185%, se obtuvo el valor esperado; sin embargo, en cuanto a los niveles obtenidos de Ti se presentó una ligera variación sobre todo al esperar 0.15%Ti y obtener 0.1223 %Ti, lo cual puede deberse a que la cantidad de metal sacado por la olla de tratamiento fue menor a 15.500 kg generando que quedara una mayor cantidad de metal líquido en el horno de inducción.

Para la segunda fusión los porcentajes obtenidos se muestran en la **Tabla 3.2**, obteniendo porcentajes de carbono de 3.315 a 3.628% y los de silicio entre 2.654 a 2.744% de acuerdo con la **Figura 1.18** los valores obtenidos se encuentran dentro del rango para fabricar hierro vermicular, con un porcentaje teórico de vermicularidad > 80%. Al igual que en la primera fusión, el carbón equivalente indica que es un material hipoeutético.

En cuanto a los elementos de aleación, los %Mn se encuentran dentro del rango de 0.569 a 0.583%, los %Cu se encuentran dentro de 0.351 a 0.357%, los %P entre 0.017 a 0.021, los %S entre 0.007 a 0.016%.

Los porcentajes obtenidos de magnesio en la segunda fusión se elevan el doble de lo esperado en las piezas con 0.295 y 0.371 %Ti, en la pieza con 0.384%Ti se eleva casi el triple, lo mismo ocurre con el porcentaje de Ti. Este defecto puede deberse a un exceso de magnesio y titanio en la olla de tratamiento por un manejo inadecuado de la adición del metal líquido a la olla de tratamiento, probablemente la cantidad de metal líquido vaciado del horno fue mayor a 15.500 kg, dejando menor cantidad de metal líquido en el horno de inducción, de esta forma los porcentajes de magnesio y titanio se elevaron por encima del doble de lo esperado. Otro factor que pudo haber influido es el tiempo entre colada y colada, si el lapso entre estas fue corto probablemente el magnesio residual se elevó ya que no tuvo tiempo de “quemarse” esto no se puede corroborar ya que no se realizaron análisis químicos preliminares debido al alto contenido de titanio, el cual no se pudo leer ya que se encontraba fuera de los parámetros de lectura del espectrómetro de emisión atómica marca “Spectro Analytical Instrument”, para determinar el contenido de titanio final en las muestras fue necesario emplear el espectro de emisión atómica marca “Bruker”.

En la **Figura 1.23** se muestran los rangos de azufre empleados para la fabricación del hierro vermicular, para el caso “a” con  $Mg+Ti > 0.1\%$  el contenido de azufre debe entrar en el rango de 0.0155 a 0.042, en ambas fusiones el azufre se encuentra dentro del rango, lo cual indica que la posibilidad de formar FeS es baja.

#### 4.2. Relación molar Mg/Ti.

Las relaciones molares de Mg/Ti obtenidas en la primera y segunda fusión se muestran en la **Tabla 3.3**, de acorde a la literatura y a los experimentos previos [5] se encuentra que las relaciones obtenidas entran dentro del rango

para la fabricación de hierro vermicular, siendo este rango de 0.162 a 0.546 molar. El único material que quedaría fuera es el que contiene 0.048 %Ti ya que su relación molar Mg/Ti es de 0.8.

En los trabajos anteriores de tesis se encontró que el nivel de Ti “ideal” para una fabricación exitosa del hierro vermicular partía de 0.047% de Ti; sin embargo, para este caso no fue así ya que la sección de la pieza es muy pequeña lo cual altera la solidificación del material y desestabiliza algunos elementos de aleación principalmente al magnesio, debido al método de fabricación este es sumamente difícil de controlar.

### 4.3. Metalografías.

En la **Tabla 3.4** se muestran las metalografías obtenidas de la primera y segunda fusión.

- Primera fusión. La metalografía correspondiente al nivel de 0.048% de Ti, el carbono grafito carece de una morfología vermicular, la cual es apreciable sin ataque, esto se puede corroborar con el porcentaje de nodularidad obtenido el cual es de 58.28%. Los elementos de aleación, así como la velocidad de enfriamiento tienen una gran influencia en la morfología del carbono grafito, en este caso los elementos de aleación que más influyen son el magnesio y titanio ya que este último es una variable en la experimentación y como se mencionó en la sección 4.2 su relación molar Mg/Ti no es la indicada para un hierro vermicular. En este caso lo más probable es que debido a la sección de la pieza la solidificación pudo ser más rápida impidiendo el crecimiento de grafito eutéctico en las direcciones “a” y “c” para formación de vermiculos. En la metalografía correspondiente al nivel de titanio de 0.0913% se encuentra escasos de vermiculos; sin embargo, es mayor la cantidad de esferoides deformados con respecto a la primera metalografía, al cuantificar el porcentaje de nodularidad este es de 34.83%, menor que el primero, pero no se aprecia un aumento significativo en la cantidad de vermiculos, ya que

este conteo también depende de la cantidad de esferoides intermedios o partículas intermedias de acorde a la ecuación 10.

Para el caso de la metalografía correspondiente a un porcentaje de titanio de 0.1223, ocurre algo similar a lo anterior, el porcentaje de nodularidad es 27.90% (el más bajo de los 3), pero no se aprecian vermiculos solo esferoides sumamente deformados, los cuales están en la transición de grafito esferoidal a grafito compacto, a este nivel de titanio ya se aprecia morfológicamente una desestabilización del grafito esferoidal.

En los tres casos al realizar el microataque se revela una matriz perlítica-ferrítica; en la microestructura correspondiente a 0.913% de Ti, se aprecia una pequeña cantidad de carburos ledeburíticos probablemente por exceso de algunos elementos de aleación como el titanio y aunado a esto la alta velocidad de enfriamiento de la pieza.

- Segunda fusión. La metalografía correspondiente al nivel de Ti de 0.295% muestra una morfología completamente vermicular, al cuantificar el porcentaje de nodularidad este es de 6.01% debido a la pequeña cantidad de esferoides intermedios.

En la siguiente metalografía, la cual corresponde un nivel de Ti de 0.371 % se aprecian vermiculos, pero también están presentes algunos esferoides de carbono grafito, lo cual aumento el porcentaje de nodularidad de esta muestra a 7.40%. El aumento del porcentaje de nodularidad se debe al aumento del magnesio que se menciona en la sección 4.1 ya que este es un estabilizador de carbono grafito e impide la función del antigrafitizante.

La metalografía con un contenido de 0.384% de Ti muestra una morfología completamente vermicular, con un porcentaje de nodularidad de 5.62%, si bien este es el porcentaje más bajo de nodularidad se aprecia una mayor cantidad de pequeños puntitos de carbono grafito. A pesar de su alto contenido de magnesio su morfología no se vio afectada.

Al igual que en la primera fusión al realizar el microataque se revela una matriz perlítica- ferrítica.

Si bien la velocidad de enfriamiento juega un papel fundamental en la morfología del carbono grafito, se pueden modificar las adiciones de elementos de aleación para conseguir la morfología deseada y contrarrestar este efecto; en este caso los elementos fundamentales de los cuales depende la morfología del hierro vermicular son el magnesio y titanio, pero es más importante la relación molar entre estos.

#### 4.4. Ensayo de dureza Brinell.

- Primera fusión. En la **Figura 3.1** se muestra la correlación entre la dureza Brinell y la relación molar Mg/Ti, la cual se asemeja a una tendencia lineal para las relaciones molares de 0.8, 0.53 y 0.31. Las barras de error muestran que tan alejados se encuentran los datos de la línea de tendencia, obteniendo una gran cercanía a dicho comportamiento; se encontró que a menor relación molar Mg/Ti la dureza aumenta y viceversa, es una relación inversamente proporcional.

La **Figura 3.2** muestra el comportamiento del material al graficar la dureza Brinell y el porcentaje de titanio, igual que en el caso anterior se tiene una tendencia lineal para los porcentajes de titanio empleados en la primera fusión mostrados en la **Tabla 3.5**, el comportamiento es directamente proporcional; es decir, a mayor porcentaje de titanio mayor dureza. La ecuación del gráfico indica que es una relación línea sin embargo su coeficiente de correlación es menor que el de la **Figura 3.1**.

- Segunda fusión. En la **Figura 3.3** se muestra el comportamiento del material al graficar la dureza Brinell y la relación molar Mg/Ti, el comportamiento que mejor se ajusta a los datos es la correlación polinómica de segundo orden, esto indica que hay una fluctuación de los datos, en este caso al ser de segundo orden solo existe un punto mínimo. Partiendo del punto con menor relación molar (0.2) el cual tiene una dureza determinada, empieza a haber un decaimiento en la dureza hasta llegar a un punto mínimo (relación molar 0.27), posteriormente la dureza comienza a aumentar nuevamente (relación molar 0.36); esto indica que

para aumentar exponencialmente la dureza de un hierro vermicular es necesario llegar a una relación molar Mg/Ti determinada.

En la **Figura 3.4** ocurre algo similar al caso anterior donde el comportamiento del material al graficar la dureza Brinell y el porcentaje de Ti corresponde a una correlación polinómica, lo cual indica que antes de llegar a un aumento significativo de la dureza primero habrá un decaimiento, esta grafica indica que a partir de aproximadamente 0.33% de Ti la dureza aumenta exponencialmente.

Estos gráficos ayudan a entender el comportamiento de los materiales fabricados y sobre todo a determinar a partir de qué relación molar Mg/Ti o porcentaje de titanio comienza a aumentar la dureza. Esta propiedad mecánica ayuda a inferir la presencia de carburos de titanio; ya que los gráficos nos pueden indicar la formación de estos con respecto a la relación molar Mg/Ti o al porcentaje de Ti agregado.

#### 4.5. Ensayo de impacto tipo Charpy.

- Prueba 1. En la **Figura 3.5** se muestra el comportamiento obtenido del material al graficar la resiliencia ( $J/mm^2$ ) y la relación molar Mg/Ti. Los tres puntos graficados muestran un comportamiento semejante a una correlación polinómica, donde el punto máximo de resiliencia para el hierro vermicular fabricado corresponde a una relación molar Mg/Ti de 0.55, posterior a esta relación comienza con un decaimiento en la resiliencia del material.

La **Figura 3.6** muestra el mismo comportamiento que el grafico anterior al graficar la resiliencia ( $J/mm^2$ ) y el porcentaje de Ti, los cuatro puntos graficados ayudan a determinar el comportamiento del material, encontrando que el punto máximo de resiliencia corresponde a una adición de titanio aproximadamente de 0.17%, posterior a este porcentaje comienza a haber un decaimiento en dicha propiedad.

Al graficar la dureza Brinell y la resiliencia del material que se muestra en la **Figura 3.7** se encuentra un comportamiento lineal el cual es inversamente proporcional, a mayor dureza menor resiliencia del material y viceversa.

- Prueba 2. En la **Figura 3.8** se muestra un comportamiento logarítmico al graficar la resiliencia del material ( $J/mm^2$ ) y la relación molar Mg/Ti, dicho ajuste no es muy bueno ya que el factor de correlación es de 0.8119; sin embargo, es el comportamiento que mejor se ajustaba.

La **Figura 3.9** muestra el comportamiento del material al graficar la resiliencia y el porcentaje de Ti, dicho comportamiento corresponde a un ajuste lineal el cual es inversamente proporcional, a mayor resiliencia menor porcentaje de Ti.

En la **Figura 3.10** se muestra el comportamiento del material al graficar la resiliencia y dureza Brinell, al igual que en la prueba 1 el comportamiento es lineal e inversamente proporcional, a mayor dureza menor resiliencia.

Al ajustar los gráficos a una línea de tendencia se determina el comportamiento del material, los gráficos equivalentes en la primera y segunda prueba llegan a tener diferentes correlaciones presentadas en las **Figuras 3.5 y 3.8**, también en las **Figuras 3.6 y 3.9**, lo cual indica que probablemente haya discontinuidad el material, al ser productos de colada poseen algunos defectos como poros, escoria, etc. los cuales alteran la respuesta del material al ser sometido a un ensayo mecánico, para corroborarlo sería necesario repetir los experimentos y evitando este tipo de defectos al fabricar las probetas; sin embargo, en algunos casos como en Las **Figuras 3.7 y 3.10** la línea de tendencia obtenida en ambos casos es lineal, lo cual indica un comportamiento similar o equivalente del material en estos ensayos de dureza. El material ensayado en estas pruebas carecía de defectos lo cual se vio reflejado en los datos obtenidos.

De la **Figura 3.11 a la 3.16** se muestran las fracturas obtenidas durante el ensayo de impacto, todas las fracturas poseen un color platinado con ligeras



marcas de playa (color ligeramente grisáceo). En la **Figura 3.13** se aprecia atrapamiento de escoria (parte superior derecha), la literatura menciona que uno de los principales problemas al emplear Ti como agente degenerador de carbono grafito, es que si se utiliza en exceso puede generar atrapamiento de escoria en las piezas fundidas [16], este fenómeno se aprecia en algunas probetas ensayadas, como se mencionó anteriormente influyen en el comportamiento del material.

#### 4.6. Ensayo de desgaste.

- Primera fusión. La **Figura 3.17** muestra el comparativo de los materiales ensayados, graficando la pérdida de peso acumulada y el tiempo, se aprecia que el material con relación molar Mg/Ti de 0.31 es el que pierde más peso; es decir se desgasta más en comparación con los materiales con relación molar Mg/Ti de 0.53 y 0.8, este último fluctúa demasiado y no muestra el comportamiento esperado (mayor desgaste).

En la **Figura 3.18** se representa el comportamiento de los materiales en cada lapso, es decir, se graficó la pérdida de peso en cada intervalo de tiempo, en los primeros 15 minutos no hay un comportamiento definido hasta los 30 minutos, donde el material con mayor relación molar Mg/Ti pierde más peso, el material con relación molar Mg/Ti intermedia (0.53) el que pierde menos peso; este comportamiento, llega a ser casi constante de los 45 minutos hasta los 60 minutos.

- Segunda fusión. La **Figura 3.19** muestra la pérdida de peso acumulada y el tiempo, el material con relación molar Mg/Ti de 0.27 es el que pierde más peso y el que pierde menos peso es aquel que corresponde a la relación molar Mg/Ti de 0.36, en esta grafica no se aprecia adecuadamente el comportamiento del material con respecto a la relación molar Mg/Ti, se esperaba que a menor relación menor pérdida de peso y a mayor relación mayor pérdida de peso; pero si se cambia la relación molar Mg/Ti por el porcentaje de Ti correspondiente, si se obtiene lo esperado.

En la **Figura 3.20** se describe el mismo comportamiento que el de la **Figura 3.19**; sin embargo, a partir del minuto 45 hasta el 60 el material con relación molar Mg/Ti de 0.20 pierde más peso que el de relación molar de 0.27, intercambian posiciones en el gráfico.

Al comparar las seis relaciones molares Mg/Ti con respecto a la pérdida de peso acumulada que se muestra en la **Figura 3.21** el material que más se desgasta es el correspondiente a la relación molar de 0.27 (menor porcentaje de Ti agregado en la segunda fusión) y el que menos se desgasta es el que posee una relación molar de 0.36 (mayor porcentaje de Ti agregado de la segunda fusión). Lo mismo ocurre con el comportamiento de los materiales representado en la **Figura 3.22**; sin embargo, a partir del minuto 30 hasta el 60 algunos materiales presentan un comportamiento casi constante.

En la mayoría de los gráficos se encuentra que a partir del minuto 45 el comportamiento de los materiales es casi constante por lo que probablemente faltó ensayar el material durante más tiempo para determinar adecuadamente el desgaste de estos.

## CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES.

- Para este experimento se encontró que el porcentaje de nodularidad depende de la relación molar Mg/Ti y del porcentaje de titanio adicionado.
- Los materiales obtenidos en la segunda fusión se clasifican como hierro vermicular o CGI de acuerdo con su morfología y relación molar Mg/Ti.
- Se encontró que los materiales de la segunda fusión tienen una tendencia lineal entre la dureza y la relación molar Mg/Ti, debido al coeficiente de correlación el cual es de 0.9194.
- Entre la dureza y el porcentaje de titanio contenido en el hierro vermicular de la segunda fusión, la tendencia es de tipo polinómica de segundo grado con un coeficiente de correlación igual a 1.
- Al graficar la resiliencia y la relación molar Mg/Ti de la prueba 1, se obtiene una tendencia polinómica de segundo grado con un coeficiente de correlación igual a 1. Para la prueba 2 se obtiene una correlación logarítmica con un coeficiente de relación de 0.8119 cuyo factor es bajo debido a que incluye materiales no clasificados como hierro vermicular.
- La resiliencia y el porcentaje de titanio contenido en el hierro vermicular de la primera prueba corresponden a una tendencia polinómica de segundo grado con un coeficiente de correlación de 0.9490. En la segunda prueba el comportamiento obtenido es lineal ya que posee un coeficiente de correlación de 0.9054 esta prueba incluye datos de materiales que no poseen una morfología completamente vermicular.
- Al graficar dureza y resiliencia en la primera prueba el comportamiento obtenido es lineal con un coeficiente de relación de 0.9806. Para el caso de la segunda prueba el comportamiento es el mismo con un coeficiente de relación de 0.8873 debido a que incluye materiales que no clasifican como hierro vermicular.
- Las fracturas obtenidas en el ensayo de desgaste poseen fractura tipo frágil, la superficie posee un color plateado ligeramente grisáceo.
- En el ensayo de desgaste el material que más se desgasta conforme a la pérdida de peso acumulado, es el que posee una relación molar Mg/Ti de 0.27,

el material con menos desgaste es el de relación molar Mg/Ti de 0.36. Al analizar los resultados obtenidos de la pérdida de peso por intervalo de tiempo el material que más se desgasta es el que posee una relación molar Mg/Ti de 0.27, pero a partir de los 45 minutos el que más se desgasta es el de relación molar Mg/Ti de 0.20; el que menos se desgasta es el de relación molar Mg/Ti de 0.36. Este último posee una mayor resistencia al desgaste ya que presenta una escasa cantidad de nódulos y se infiere que es el material con mayor cantidad de carburos de titanio.

- Al comparar el rendimiento en cuanto al desgaste de los materiales obtenidos en la primera y segunda fusión, en la pérdida peso acumulado el material que más se desgasta es el de relación molar Mg/Ti de 0.27, el que menos se desgasta es de relación molar Mg/Ti de 0.36. Al analizar los resultados obtenidos de la pérdida de peso por intervalo de tiempo el material que más se desgasta en los últimos 15 minutos de la prueba es el de relación molar Mg/Ti de 0.80, mientras que el material de relación molar Mg/Ti de 0.36 es el que menos se desgasta.

## BIBLIOGRAFIA

- [1] Elliott Roy (1988), Cast Iron Technology, 2° ed., UK, Butterworths, pp 5-23.
- [2] ASM (1996) Metals handbook, Cast Iron, 10° ed., vol. 1 A, USA: ASM international, 1992.
- [3] Garmon, J., & Ronald, A. (1994). Materiales. En Materiales y Procesos de Fabricación (p.150- 160). Barcelona, Réverte S.A, pp 67-75.
- [4] ASTM A 247-17 (2017), Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings, ASTM International, West Conshohocken, PA, USA, 1998.
- [5] Espitia, P., Ceballos, A.& Velásquez, M. (2011). Efecto de la inoculación en cuchara de hierros grises fundidos en horno de cubilote. Revista Colombiana de Materiales, Sitio web: [https://www.researchgate.net/publication/256533110\\_EFECTO\\_DE\\_LA\\_INOCULACION\\_EN\\_CUCHARA\\_DE\\_HIERROS\\_GRISES\\_FUNDIDOS\\_EN\\_HORNO\\_DE\\_CUBILOTE](https://www.researchgate.net/publication/256533110_EFECTO_DE_LA_INOCULACION_EN_CUCHARA_DE_HIERROS_GRISES_FUNDIDOS_EN_HORNO_DE_CUBILOTE). [Último acceso: 11 de febrero 2019]
- [6] Naro, R & Williams, D. (2016). Inoculación mejorada en las fundiciones ferrosas actuales, ASI Sitio web: [http://asi-alloys.com/pdf/SS\\_2016-1\\_ASI\\_SP.pdf](http://asi-alloys.com/pdf/SS_2016-1_ASI_SP.pdf). [Último acceso: 24 febrero 2019]
- [7] Colin García Eduardo. (2016). Efecto de la densidad de nódulos sobre las propiedades mecánicas de ADI'S aleados con Ni, de Instituto politécnico nacional, tesis de licenciatura, web:<https://tesis.ipn.mx/bitstream/handle/123456789/23552/Tesis%20Efecto%20de%20la%20densidad%20de%20n%C3%B3dulos%20sobre%20las%20propiedades%20mec%C3%A1nicas%20de%20ADI%C2%B4s%20aleados%20con%20Ni.pdf?sequence=1&isAllowed=y>. [Último acceso: 9 de enero 2019]
- [8] Carabarin Rojas Juan Daniel (2017). Efecto de la relacion Mg/Ti en la morfología del grafito compacto en un CGI (Compacted Graphite Iron), Universidad Nacional Autónoma de México, Facultad de Química, tesis de licenciatura.

**[9]** ISO 16112:2017, Compacted (vermicular) graphite cast irons – Classification, ISO International, Switzerland, PA, 2017, [www.iso.org](http://www.iso.org). [Último acceso: 26 de enero 2019]

**[10]** Gregorutti Ricardo. (2004). Fundiciones vermiculares y esferoidales austemperizadas: Estudio fisicoquímico de la cinética de la transformación y estabilidad de la microestructura a muy bajas temperaturas, de Departamento de mecánica, Facultad de ingeniería U.N.L.P., tesis de doctorado Sitio web: <http://sedici.unlp.edu.ar/handle/10915/1393>. [Último acceso: 2 febrero 2019]

**[11]** Wayne Hayden, William G. Moffatt, John Wulff. (1968). Propiedades Mecánicas. México: Limusa-Wiley, S.A., pp 20-25.

**[12]** ASTM E 10-18 (2018), Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials ASTM International, West Conshohocken, PA, USA, 2018, [www.astm.org](http://www.astm.org). [Último acceso: 16 de febrero 2019].

**[13]** ASTM E 23-18 (2018), Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, USA, [www.astm.org](http://www.astm.org). [Último acceso: 16 de febrero 2019].

**[14]** ASTM G 132-96 (1996), Standard Test Method for Pin Abrasion Testing, ASTM International, West Conshohocken, PA, USA, 1996.

**[15]** ASTM G 99-95 (1995), Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus, ASTM International, West Conshohocken, PA, USA, 1995.

**[16]** Górný, M & Kawalec, M. (2012). Effects of Titanium Addition on Microstructure and Mechanical Properties of Thin-Walled Compacted Graphite Iron Castings. Download PDF Journal of Materials Engineering and Performance, Vol.22, pp. 1519-1524.

**[17]** Riposan I, Chisamera M., Kelley R., Barstow M. y Naro R. L., (2003) Relaciones entre el magnesio y el azufre en los hierros fundidos de grafito dúctil y compactado, influenciados por adiciones tardías de azufre, *AFS Trans.*, pp. 869–883

**[18]** ASK chemical. (2010). Inoculación en molde. Febrero 20 de 2019 de ASK chemical Sitio web: <https://studylib.es/doc/6735688/inoculaci%C3%B3n-en-molde>. [Último acceso: 16 enero 2019]

**[19]** Martínez Quiroz Miguel Ángel. (2018). Efecto de la adición de vanadio en la microestructura y propiedades mecánicas del hierro dúctil ADI'S y CADI'S, Instituto Politécnico Nacional, tesis de licenciatura, web: <https://tesis.ipn.mx/bitstream/handle/123456789/24251/Tesis%20Final%20V3.0.%20protegido.pdf?sequence=1&isAllowed=y>. [Último acceso: 23 enero 2019]

**[20]** Sinter Cast. (2016). Compacted graphite iron - material data sheet, de sinter cast Sitio web: <https://sintercast.com/file/documents/pdf/library-2/technical-publications-1/2014/one-page-technology-descriptions/Compacted-Graphite-Iron-Material-Data-Sheet.pdf>. [Último acceso. 7 de febrero 2019].

## ANEXO 1. Cálculos para el sistema de colada.

Calculo de alimentador por el método de Chvorinov:

$$M_{sa} = 1.12 \mu_{sp} \frac{ka}{kp} \quad \text{Ec. 14}$$

donde  $\frac{ka}{kp} = 1$

considerando que:

$$\frac{H}{D} = 1 \quad \mu_{sa} = \frac{D}{6} \quad \mu_{sp} = \frac{a}{6}$$

Se obtiene:

$$\mu_{sa} = 1.12 \frac{10.01}{6} \times 1$$

$$\frac{D}{6} = 1.12 \frac{10.01 \text{ mm}}{6} \times 1$$

$$D = 1.12 \frac{10.01 \text{ mm}}{6} \times 1 \times 6$$

$$D = 11.211 \text{ mm}$$

$$H = 11.211 \text{ mm}$$

$$Dn = Ln + 0.2D \quad \text{Ec. 15}$$

sustituyendo:

$$Dn = 3.73 + 0.2 (11.211 \text{ mm})$$

$$Dn = 5.97 \text{ mm}$$

$$Ln = \frac{D}{3} \quad \text{Ec. 16}$$

$$Ln = \frac{11.211 \text{ mm}}{3}$$

$$Ln = 3.73 \text{ mm}$$

$$\text{Volumen de las piezas} = 67.1 \text{ mm}^3 \times 8 = 5371 \text{ mm}^3$$

$$\text{Volumen del corredor} = 203.33 \text{ mm}^3$$

$$\text{Volumen de las entradas} = 366.98 \text{ mm}^3$$

$$\text{Volumen total de las piezas} = 5941.31 \text{ mm}^3 \quad \text{ó} \quad 59.413 \text{ cm}^3$$

$$59.413 \text{ cm}^3 \times 7.8 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3} = 463.339 \text{ gramos} \quad \text{ó} \quad 1.021 \text{ lb}$$

$$G = \frac{\sqrt{wt}}{0.86+1.09 T} \quad \text{Ec. 17}$$



Donde:

$wt$  = peso de las piezas + alimentador (lb)

$T$  = espesor critico (in)

$G$  = flujo másico

$$G_{fe} = 0.6799 \frac{lb}{s} = 308.39 \frac{g}{s}$$

De acuerdo a la relación 1: 2: 3.

$$A = \frac{W}{C\rho\sqrt{2gH_{col}}} \quad \text{Ec. 18}$$

Donde:

$A_{ent}$  = area transversal de las entradas

$W$  = peso de la pieza + alimentador

$H_{col}$  = altura estatica de colada

$$A = \frac{463.339 \text{ g}}{0.45 \times 7.8 \frac{g}{cm^3} \sqrt{2 \times 980 \frac{cm}{s^2} \times 28.33 \text{ cm}}} = 10.1 \text{ cm}$$

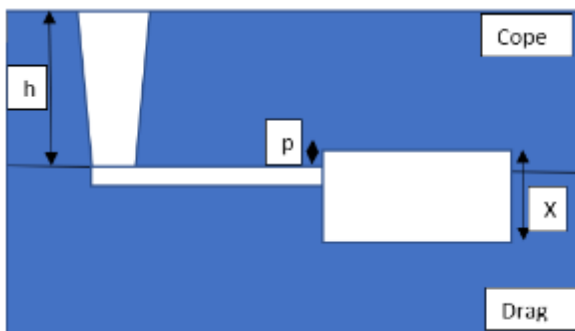
$$H_{col} = h - \frac{p^2}{2X} \quad \text{Ec. 19}$$

Donde:

$h$  = altura de la bajada

$X$  = altura de la pieza

$p$  = altura de la pieza desde el suministro de la pieza



$$H_{col} = 30 \text{ cm} - \frac{2 \text{ cm}}{1.20 \text{ cm}} = 28.33 \text{ cm}$$

$$t = s\sqrt{w} \quad \text{Ec. 20}$$

Donde:

$s =$  coeficiente en función del espesor crítico

$w =$  peso de la pieza + alimentador

$$t = 1.35\sqrt{463.339g} = 29.06$$

$$1 : 2 : 3$$

$$10.1 : 20.2 : 30.3$$

Corredor 1y 2, albergan 4 piezas cada uno

$$20.2 \times 0.4 = 8.1$$

Para la bajada:

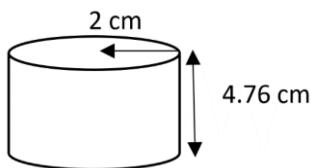
$$D1 = D2 \left( \frac{ht}{hc} \right)^{\frac{1}{4}} \quad \text{Ec. 21}$$

$$D2 = \sqrt{\frac{4 \text{ area}}{\pi}} \quad \text{Ec. 22}$$

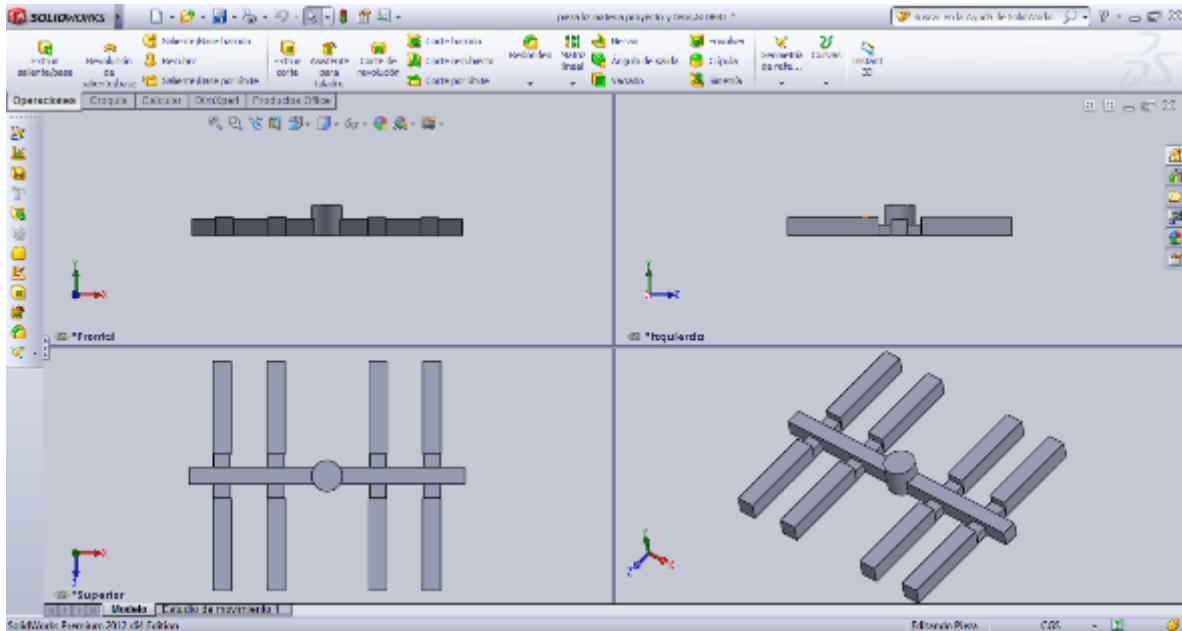
$$D2 = \sqrt{\frac{4 \times 10.1003}{\pi}} = 3.59$$

$$D1 = \left( \frac{3.58^4 \times 30}{2} \right)^{\frac{1}{5}} = 4.77 \text{ cm}$$

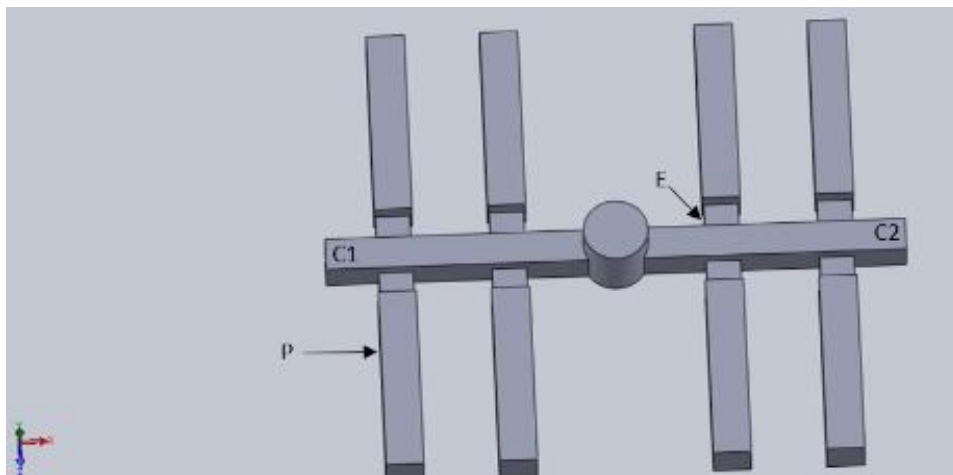
colchon:



## ANEXO 1.A. Dimensiones de las piezas, corredores y entradas.



**Figura 6.1.** Simulación de la placa modelo sin considerar el ángulo de salida.



**Figura 6.2.** Placa modelos sin considerar el ángulo de salida.

Dimensiones del sistema de colada y piezas.

Se realizó un sobre dimensionamiento en las piezas o probetas con respecto a las medidas de la probeta norma, debido al desbaste que se debe realizar para limpiar la pieza.

Corredores (C1 y C2).

Longitud: 8.1 cm

Base: 1.06 cm

Altura: 1.17cm

Entradas (E).

Longitud: 1.1 cm

Base: 0.81 cm

Altura: 0.81cm

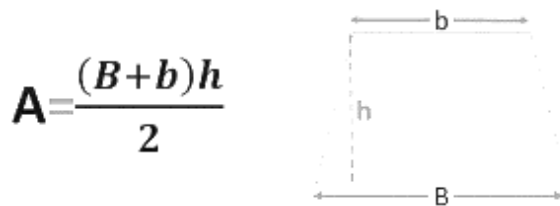
Piezas o probetas (P), sin considerar el ángulo de salida.

Longitud: 6 cm

Base: 1.06 cm

Altura: 1.17cm

Se realizó un ángulo de salida de 2° por lo que las piezas o probetas adquirieron la forma de un prisma trapezoidal, obteniendo las siguientes dimensiones (sin desbaste).



**Figura 6.3.** Cara frontal del prisma trapezoidal y formula del área.

B: 1.1

b: 1.03

h: 1.17 cm

Longitud: 6 cm

Dimensiones reales después de la limpieza de las probetas o piezas. El desbaste no fue uniforme en cada pieza, debido a los defectos provenientes de colada, en la

**Tabla 6.1 y 6.2** se muestran las dimensiones reales de cada pieza.

**Tabla 6.1.** Dimensiones reales de las probetas de la prueba 1 de impacto.

0.048 %TI

PROBETA	Área	B	B	H
1	1.023	0.99	0.87	1.1
2	1.19025	1.12	0.95	1.14
3	1.19925	1.1	0.95	1.16
<i>0.295 %TI</i>				
PROBETA	Área			
1	1.1639	1.08	0.98	1.13
2	1.121	1	0.9	1.16
3	1.056	1.04	0.88	1.1
<i>0.371 %TI</i>				
PROBETA	Área			
1	1.07055	0.99	0.84	1.16
2	1.01915	0.99	0.88	1.09
3	1.09825	1.01	0.9	1.14
<i>0.384 %TI</i>				
PROBETA	Área			
1	1.0925	1	0.9	1.14
2	1.0672	0.95	0.89	1.15
3	1.0246	1	0.88	1.09

**Tabla 6.2.** Dimensiones reales de las probetas de la prueba 2 de impacto.

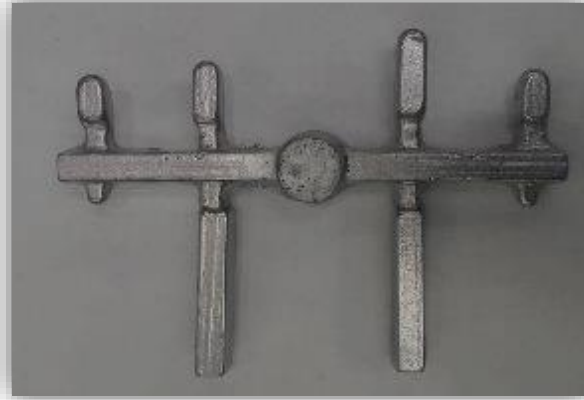
*0.048 %TI*

PROBETA	Área	B	B	H
1	1.12435	1.04	0.95	1.13
2	1.1286	1.07	0.91	1.14
3	1.1682	1.04	0.94	1.16
<i>0.09 %TI</i>				
PROBETA	Área			
1	1.17215	1.08	0.89	1.17
2	1.1172	1.06	0.9	1.14
3	1.131	1.01	0.94	1.16
<i>0.1223 %TI</i>				
PROBETA	Área			
1	1.1155	1	0.94	1.15
2	1.092	1.02	0.93	1.12
3	1.146	1.02	0.89	1.2
<i>0.295 %TI</i>				
PROBETA	Área			
1	1.17	1.06	0.94	1.16
2	1.11305	1.04	0.93	1.13
3	1.1934	1.09	0.95	1.16
<i>0.371 %TI</i>				
PROBETA	Área			
1	1.1115	1.01	0.94	1.14

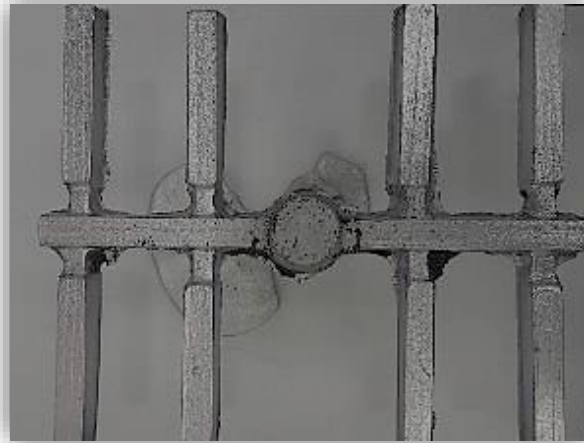
<b>2</b>	1.1526	1.09	0.95	1.13
<b>3</b>	1.1074	1.05	0.91	1.13
<i>0.384 %TI</i>				
<b>PROBETA</b>	<b>Área</b>			
<b>1</b>	1.06785	1	0.89	1.13
<b>2</b>	1.07915	1	0.91	1.13
<b>3</b>	0.9682	1	0.88	1.03

### **ANEXO 1.B. Defectos sin vientos.**

Al no realizar los vientos en las puntas de las piezas, se formaron posibles burbujas de aire impidiendo el paso del metal líquido; generando que la placa modelo no llenara por completo como se muestra en las **Figuras 6.4 y 6.5.**



**Figura 6.4.** *Placa sin vientos en las piezas.*



**Figura 6.5.** *Placa con vientos en las piezas.*

## ANEXO 2. Balance de carga teórico.

Hierro colado: 42 kg (70%)

Acero: 18 kg (30%)

Materia prima de ajuste:

Recarburante:

99.8 %C ( $\eta=96\%$ )

Nodulizante:

7.57 %Mg ( $\eta=53\%$ )

45.73 %Si ( $\eta=96\%$ )

**Tabla 6.3.** Composiciones químicas de las chatarras y material deseado.

Material	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Ti	%CU
<b>100-70-03 (deseado)</b>	4.2	2.45	0.6	0.015	0.05	0.05	0.35
<b>Acero</b>	0.07	0.03	0.27	0.008	0.01	0.016	0
<b>Hierro colado</b>	3.5	2.55	0.62	0.018	0.017	0.07	0.3

Cantidades aportadas por chatarras:

Hierro colado 42 kg (70%).

Cantidades aportadas por chatarras:

- **Hierro colado 42 kg (70%).**

$$C = (42\text{kg}) * \left(\frac{3.5 \% C}{100\% \text{metal}}\right) = 1.47 \text{ kg} \quad P = (42\text{kg}) * \left(\frac{0.017 \% P}{100\% \text{metal}}\right) = 0.00714 \text{ kg}$$

$$Si = (42\text{kg}) * \left(\frac{2.55 \% Si}{100\% \text{metal}}\right) = 1.071 \text{ kg} \quad Ti = (42\text{kg}) * \left(\frac{0.07 \% S}{100\% \text{metal}}\right) = 0.0294 \text{ kg}$$

$$Mn = (42\text{kg}) * \left(\frac{0.62 \% Mn}{100\% \text{metal}}\right) = 0.2604 \text{ kg} \quad Cu = (42\text{kg}) * \left(\frac{0.3 \% Cu}{100\% \text{metal}}\right) = 0.126 \text{ kg}$$

$$S = (42\text{kg}) * \left(\frac{0.018 \% S}{100\% \text{metal}}\right) = 0.00756 \text{ kg}$$

- **Acero 18 kg (30%).**

$$C = (18\text{kg}) * \left(\frac{0.07 \% C}{100\% \text{metal}}\right) = 0.016 \text{ kg} \quad P = (18\text{kg}) * \left(\frac{0.0038 \% P}{100\% \text{metal}}\right) = 0.000684 \text{ kg}$$



$$\text{Si} = (18\text{kg}) * \left( \frac{0.03 \% \text{ Si}}{100\% \text{ metal}} \right) = 0.0054 \text{ kg} \quad \text{Ti} = (18\text{kg}) * \left( \frac{0.016 \% \text{ Ti}}{100\% \text{ metal}} \right) = 0.00288 \text{ kg}$$

$$\text{Mn} = (18\text{kg}) * \left( \frac{0.27 \% \text{ Mn}}{100\% \text{ metal}} \right) = 0.0486 \text{ kg} \quad \text{S} = (18\text{kg}) * \left( \frac{0.008 \% \text{ S}}{100\% \text{ metal}} \right) = 0.00144 \text{ kg}$$

Cantidad aportada por cada elemento:

$$\text{C} = (60 \text{ kg}) * \frac{\frac{4.2 \%}{100 \%}}{\frac{94 \%}{100 \%}} = 2.6808 \text{ kg} \quad \text{P} = (60 \text{ kg}) * \frac{\frac{0.05 \%}{100 \%}}{\frac{100 \%}{100 \%}} = 0.03 \text{ kg}$$

$$\text{Si} = (60 \text{ kg}) * \left( \frac{\left( \frac{2.45 \%}{100 \%} - \frac{0.318 \% \text{ Nod}}{100 \%} - \frac{0.10 \% \text{ Inoc}}{100 \%} \right)}{\left( \frac{94 \%}{100 \%} \right)} \right) = 1.297 \text{ kg}$$

$$\text{Mn} = (60 \text{ kg}) * \frac{\frac{0.6 \%}{100 \%}}{\frac{98 \%}{100 \%}} = 0.3673 \text{ kg} \quad \text{Cu} = (60 \text{ kg}) * \frac{\frac{0.35 \%}{100 \%}}{\frac{98.5 \%}{100 \%}} = 0.2131 \text{ kg}$$

Balance por elemento, considerando lo siguiente:

Cantidad requerida = aporte de hierro + aporte de acero + necesario

#### **Carbono:**

$$2.6808 = 1.47 + 0.016$$

$$2.6808 > 1.486$$

$$2.6808 - 1.486 = 1.1946 \text{ kg recarburante}$$

$$\text{Rec} = \frac{1.1946 \text{ kg}}{86\%} = 1.389 \text{ kg se adicionaron en el horno}$$

#### **Silicio:**

$$1.297 = 1.071 + 0.0054$$

$$1.297 > 1.0764$$

$$1.297 - 1.0764 = 0.2206 \text{ kg FeSi}$$

$$\text{FeSi} = \frac{0.2206 \text{ kg}}{75 \%} = 0.2941 \text{ kg se adicionaron en el horno}$$

#### **Manganeso:**

$$0.3673 = 0.2604 + 0.0486$$



$$0.3673 > 0.309$$

$$0.3673 - 0.309 = 0.0583 \text{ kg de FeMn}$$

$$\text{FeMn} = \frac{0.2206 \text{ kg}}{75 \%} = 0.2941 \text{ kg se adicionaron en el horno}$$

**Azufre:**

$$0.01425 = 0.1026 + 0.00304$$

0.01425 > 0.0133 Esta dentro de composición química

**Fósforo**

$$0.0475 = 0.00969 + 0.0038$$

0.0475 > 0.01349 Esta dentro de composición química

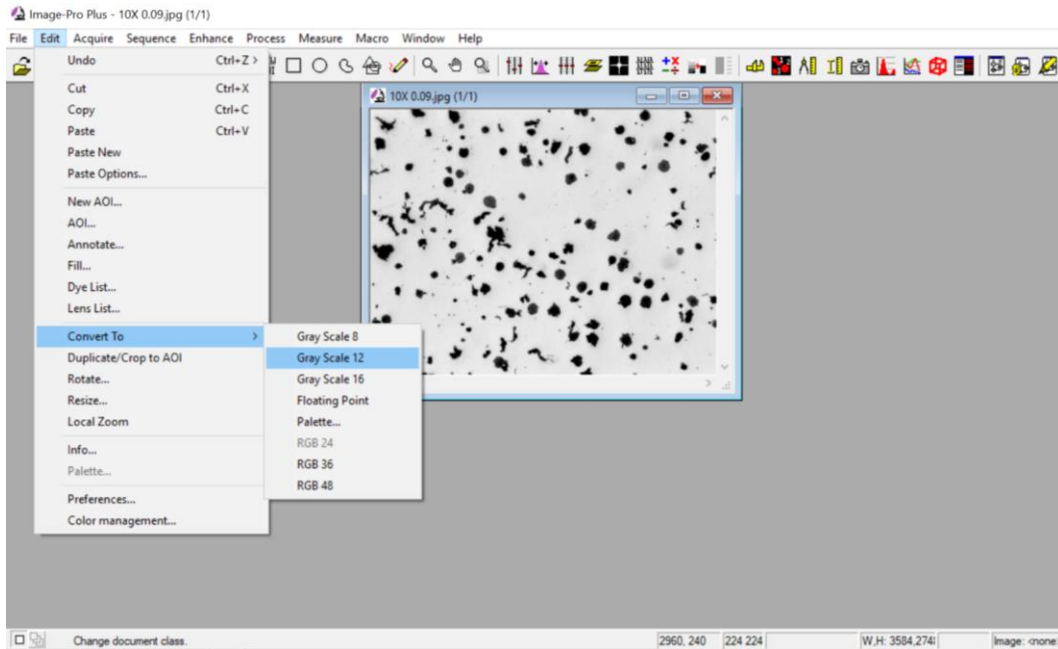
### ANEXO 3. Determinación del porcentaje de nodularidad.

Como se mencionó en el capítulo 2 sección 2.5 apartado 2.5.1. el software empleado para analizar las imágenes es el Image Pro Pluss versión 6.1, las imágenes analizadas fueron las obtenidas mediante la cámara Liss Cam 1000-1. El proceso consiste en analizar las micrografías sin ataque, se llevan a cabo los siguientes pasos.

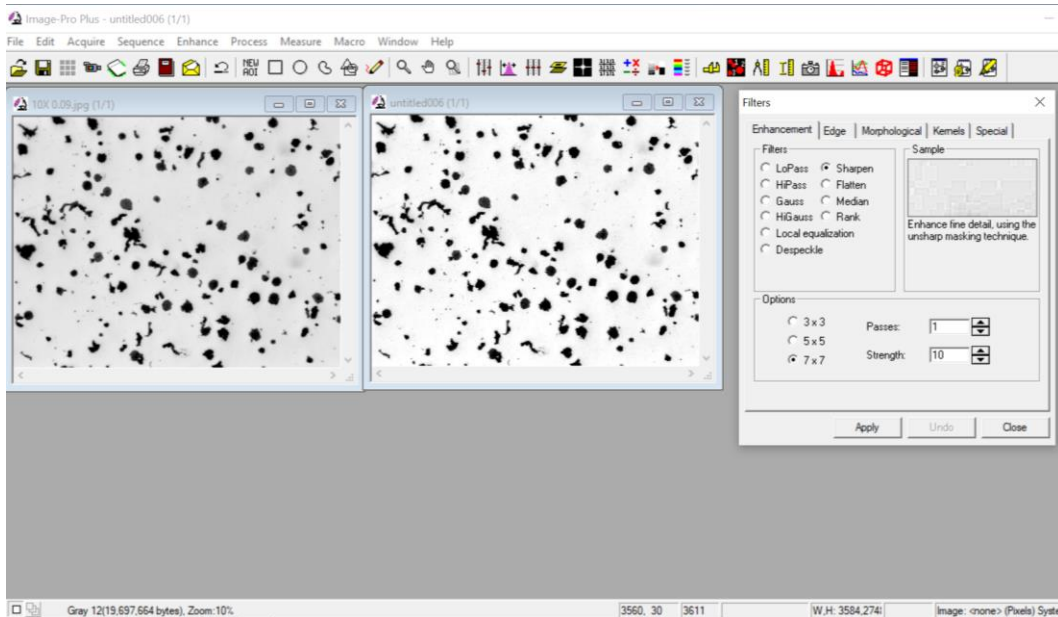
- Cargar y hacer a 2 tonos (blanco y negro) la micrografía a analizar.
- Selección del aumento el cual debe corresponder a la imagen capturada con la cámara.
- Seleccionar los parámetros de forma-redondez de las partículas de carbono grafito.
- Emplear el analizador de partículas para cuantificar el área de carbono grafito de acorde al paso anterior.

En este caso se utiliza como ejemplo la micrografía con una relación molar Mg/Ti 0.53 | 1, con un porcentaje de titanio en peso de 0.0913 %Ti.

Cargar y hacer a 2 tonos (blanco y negro) la micrografía a analizar: Una vez cargada la imagen de la micrografía en el programa Image Pro Pluss, desplegar la opción "Edit", seleccionar "convert to" y finalizar seleccionando "Gray Scale 12" como lo indica la **Figura 6.6**, con esto la imagen se convierte en blanco y negro, agregando más brillo al fondo e intensificando los precipitados de carbono grafito, posteriormente selecciona el tamaño adecuado para analizar la imagen como se muestra en la **Figura 6.7**.



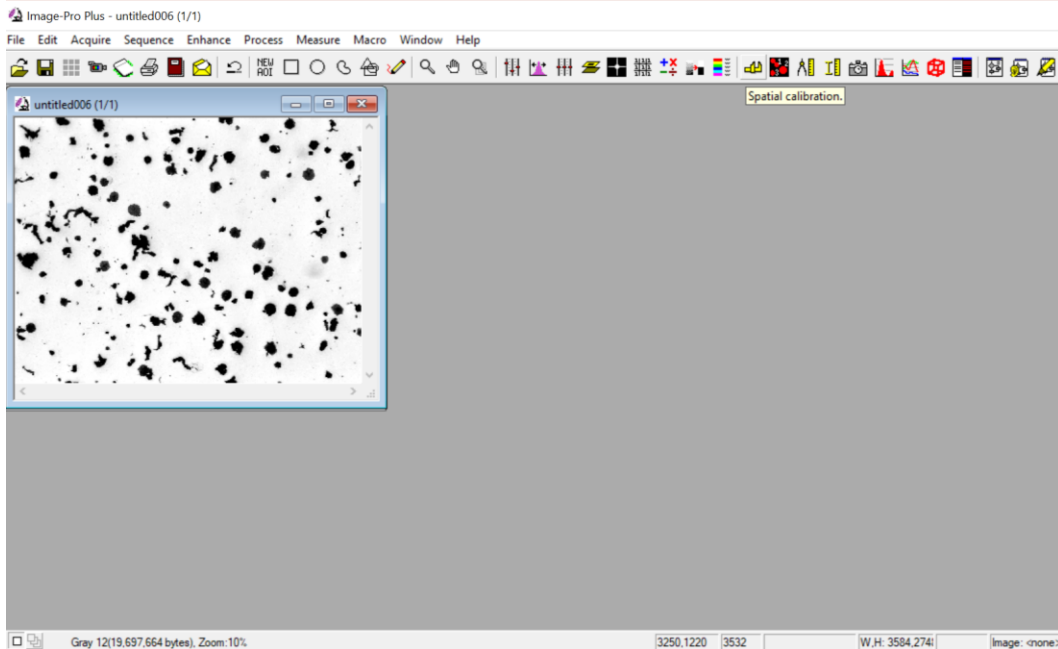
**Figura 6.6.** Selección de parámetros para convertir la imagen a blanco y negro.



**Figura 6.7.** Conversión de la imagen a blanco y negro. Del lado izquierdo se observa la imagen original y del lado derecho la conversión, se selecciona el tamaño adecuado para analizar la micrografía.

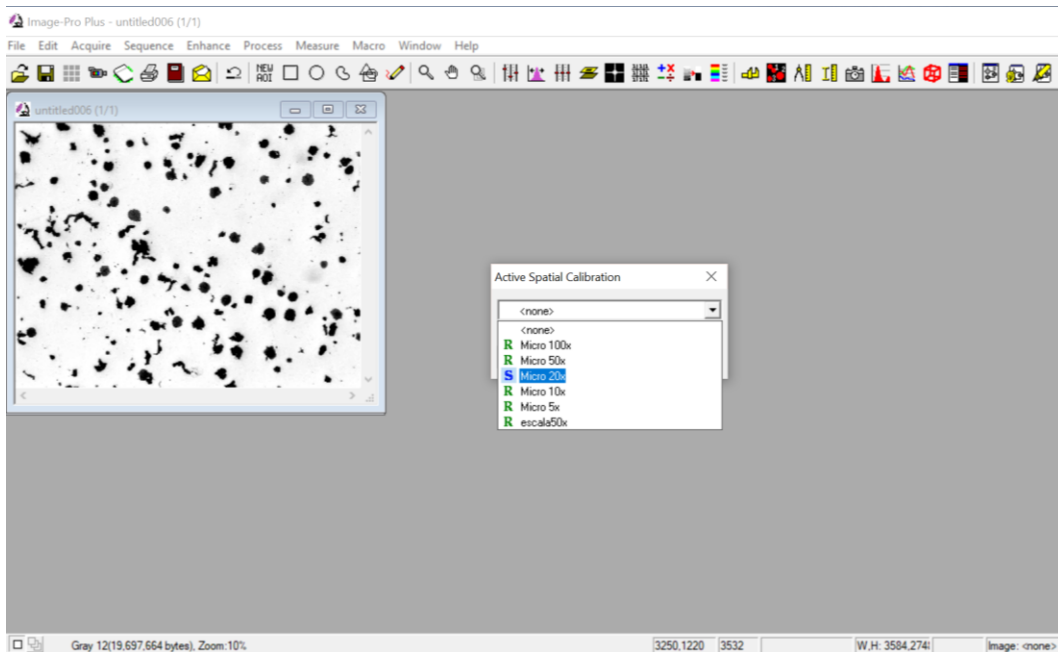
Selección del aumento el cual debe corresponder a la imagen capturada con la cámara: La norma ISO 16112 indica que el análisis de la micrografía debe realizarse a 100X; sin embargo, al capturar la imagen con la cámara, esta provee de un aumento el cual se ve reflejado al capturar la imagen tal como se mencionó en el capítulo 2 sección 2.4 apartado 2.4.3.

Para seleccionar el aumento correcto en la barra de elementos seleccionar “spatial calibration” tal como lo muestra la **Figura 6.8**.



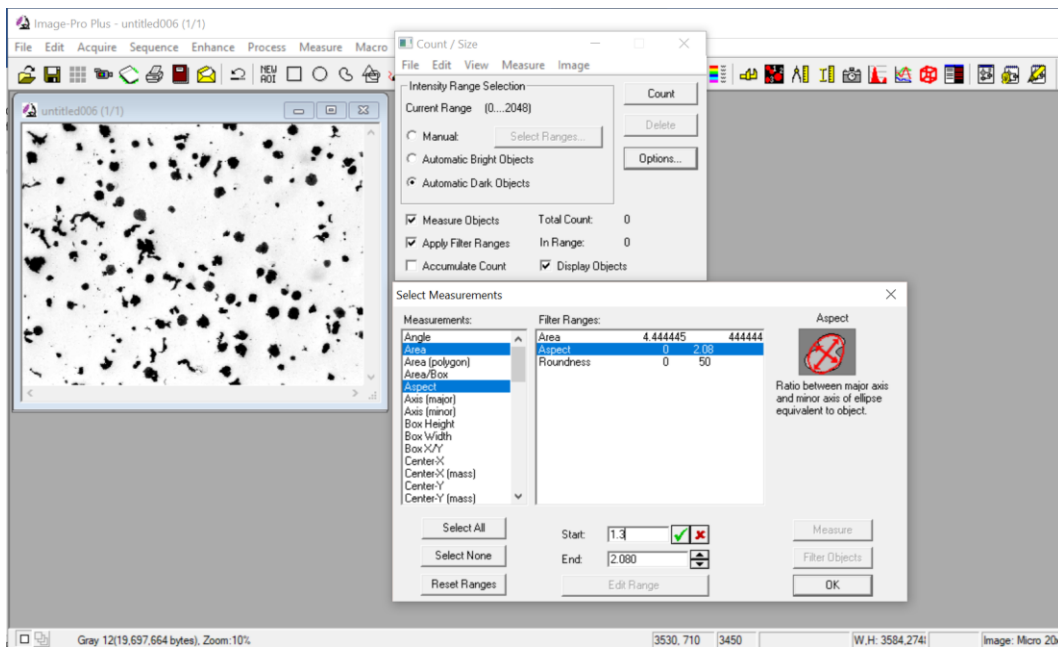
**Figura 6.8.** Selección del aumento.

Posteriormente se abrió una ventana “Active spatial calibration” seleccionar 20X el cual es el aumento más semejante al real, dicho paso se muestra en la **Figura 6.9**.



**Figura 6.9.** Selección del aumento.

Seleccionar los parámetros de forma-redondez de las partículas de carbono grafito: En la barra de herramientas se seleccionó la opción “count and measure objects” el cual desplego una ventana “count/size”, posteriormente seleccionar el modo “Automatic drak objects”, en la misma ventana desplegar las opciones de “Measure” en la barra de lado izquierdo seleccionar las opciones de interés “area”, “Aspect” y “Roundness” en la parte inferior en “Start” y “End” introducir los parámetros de interés como lo muestra la **Figura 6.10**.



**Figura 6.10.** Ventana para capturar los parámetros de interés.

Al introducir los parámetros de interés se debe considerar el aumento real el cual es de 208X; sin embargo, los valores descritos en la norma ISO 16112 son empleados para 100X por lo que los parámetros señalados se multiplicaron por el aumento de la cámara (2.08 X) obteniendo los siguientes valores los cuales se emplearon para el análisis de las imágenes, **Tabla 6.4**.

**Tabla 6.4.** Valores determinados para la clasificación del carbono grafito de acorde al factor de redondez de forma.

<b>FACTOR FORMA-REDONDEZ</b>	<b>FORMA DEL GRAFITO</b>
<b>1.3 A 2.08</b>	Nodular (ISO apartado VI)
<b>1.092 A 1.3</b>	Intermedio (ISO apartado IV y V)
<b>&lt;1.092</b>	Compacto (ISO apartado III)

Se empleó el analizador de partículas para cuantificar el área de carbono grafito de acorde al paso anterior: Una vez seleccionados los rangos de trabajo, se procede a contabilizar las partículas “count” en la ventana “count/size”, posteriormente seleccionar “Measure” y dar “click” en “Roundness” para desplegar el grafico y la clasificación de las partículas seleccionar “Edit measurement range” de esta forma se puede visualizar los objetos contabilizados, el porcentaje de objetos que se encuentran dentro de los rangos seleccionados, área de los objetos, redondez y forma de estos. Dichos resultados se muestran en las **Figuras 6.11 y 6.12**.

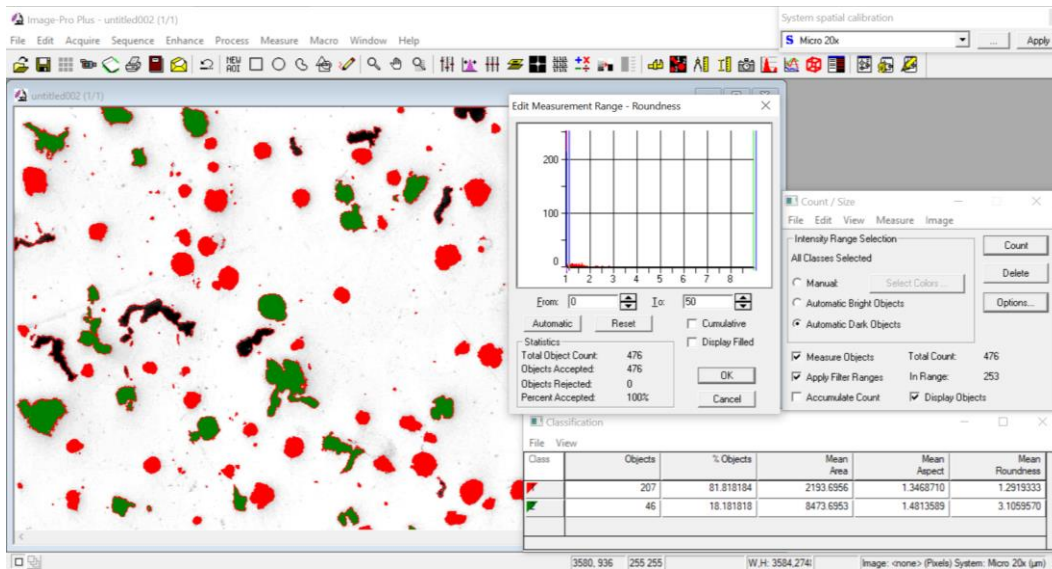


Figura 6.11. Resultados del análisis de las partículas, en cuanto a su redondez.

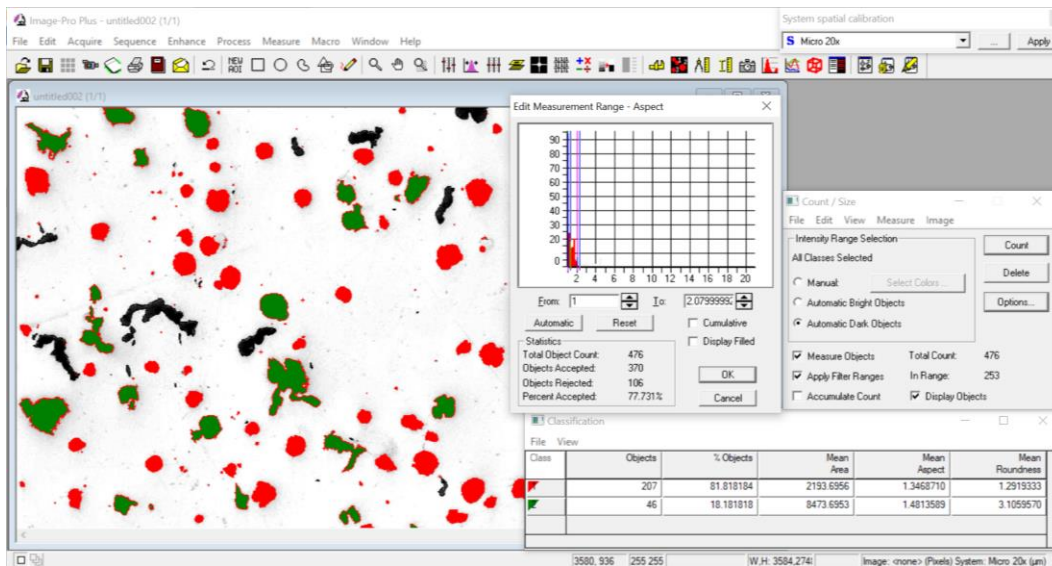


Figura 6.12. Resultados del análisis de las partículas, en cuanto a su forma/aspecto.

Una vez obtenidos los datos del software se emplean para determinar el porcentaje de nodularidad, aplicando la ecuación 23.

$$\text{Porcentaje de nodularidad} = \frac{2193.69 + 0.5 \times 8473.69}{18460} \times 100 = 34.835\% \quad \text{Ec. 23}$$



## ANEXO 4. Análisis químicos de la primera y segunda fusión.

Análisis químicos de la primera fusión.

Program: FE-22  
Comment: FACULTAD DE QUIMICA UNAM HIERROS  
Single spark(s)

06/22/2018 12:32:39 PM  
Elements: Concentration

Muestra No: 0.048Ti  
Usuario: Avila Avila Yessica  
Comentario: Proyecto

Quality:  
Analista: Adrian M. Amaro Villeda

No	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
	%	%	%	%	%	%	%	%	%
1	3.351	2.409	0.621	0.0241	0.0147	0.0597	<0.0500	0.0231	0.0056
2	3.430	2.523	0.636	0.0195	0.0100	0.0611	<0.0500	0.0291	0.0056
3	3.529	2.481	0.632	0.0242	0.0144	0.0610	<0.0500	0.0282	0.0058
$\bar{x}$	3.4367	2.471	0.6299	0.0222	0.0130	0.0606		0.0268	0.0057

No	Co	Cu	Nb	Ti	V	Pb	Mg	Fe
	%	%	%	%	%	%	%	%
1	<0.0050	0.3373	0.0070	0.0494	0.0080	0.0015	0.0181	93.0
2	<0.0050	0.3473	0.0081	0.0470	0.0067	0.0020	0.0202	92.8
3	<0.0050	0.3527	0.0083	0.0480	0.0079	0.0022	0.0205	92.8
$\bar{x}$		0.3459	0.0078	0.0481	0.0075	0.0019	0.0196	92.8667

Figura 6.13. Análisis químico de la primera fusión con 0.048%Ti.

Program: FE-22  
Comment: FACULTAD DE QUIMICA UNAM HIERROS  
Average (n=3)

06/22/2018 12:27:41 PM  
Elements: Concentration

Muestra No: 0.09 Ti  
Usuario: Avila Avila Yessica  
Comentario: Proyecto

Quality:  
Analista: Adrian M. Amaro Villeda

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
	%	%	%	%	%	%	%	%	%
$\bar{x}$	3.215	2.407	0.624	0.0248	0.0245	0.0618	<0.0500	0.0259	0.0068

	Co	Cu	Nb	Ti	V	Pb	Mg	Fe
	%	%	%	%	%	%	%	%
$\bar{x}$	<0.0050	0.3363	0.0076	0.0913	0.0093	0.0016	0.0251	93.1

Figura 6.14. Promedios del análisis químico de la primera fusión con 0.09%Ti.

06/22/2018 12:41:52 PM

Program: FE-22  
Comment: FACULTAD DE QUIMICA UNAM HIERROS  
Average (n=3)

Elements: Concentration

Muestra No: 0.13  
Usuario: Avila Avila Yessica  
Comentario: Proyecto

Quality:  
Analista: Adiam M. Amoro Villeda

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
	%	%	%	%	%	%	%	%	%
$\bar{x}$	3.481	2.503	0.613	0.0235	0.0122	0.0621	<0.0500	0.0301	0.0053
	Co	Cu	Nb	Ti	V	Pb	Mg	Fe	
	%	%	%	%	%	%	%	%	
$\bar{x}$	<0.0050	0.3540	0.0080	0.1223	0.0100	0.0022	0.0185	92.7	

Figura 6.15. Promedios del análisis químico de la primera fisión con 0.1223%Ti.

Segunda fisión.

## QMatrix Analysis Results

SampleNo Nota	Sample Identification									
	Cliente Analista	Muestra Empresa	CI	Usuario Proyecto	M. I. EUSEBIO C. ATILATENI PROYECTO					
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
1.	3.813	2.663	0.579	0.022	0.016	0.064	0.017	0.029	0.0076	0.0024
2.	3.656	2.632	0.584	0.021	0.013	0.065	0.017	0.029	0.0076	0.0026
3.	3.414	2.666	0.587	0.021	0.013	0.065	0.017	0.029	0.0070	0.0030
∅	<b>3.628</b>	<b>2.654</b>	<b>0.583</b>	<b>0.021</b>	<b>0.014</b>	<b>0.065</b>	<b>0.017</b>	<b>0.029</b>	<b>0.0074</b>	<b>0.0027</b>
σ	0.201	0.019	0.0041	0.00071	0.0017	0.00071			0.00035	0.00031
υ	5.540	0.716	0.703	3.381	12.14	1.092			4.730	11.48
	Cu	Nb	Ti	V	W	Ph	Sn	Mg	As	Bi
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
1.	0.346	<0.00050	0.313	0.0097	0.0028	0.0035	0.014	0.061	0.0034	<0.0010
2.	0.351	0.0011	0.280	0.0099	0.0062	0.0017	0.013	0.031	0.0019	<0.0010
3.	0.357	0.00072	0.292	0.011	0.0057	0.0018	0.013	0.032	0.0018	<0.0010
∅	<b>0.351</b>	<b>0.00077</b>	<b>0.295</b>	<b>0.010</b>	<b>0.0049</b>	<b>0.0023</b>	<b>0.013</b>	<b>0.041</b>	<b>0.0024</b>	<b>&lt;0.0010</b>
σ	0.0055	0.00030	0.017	0.00074	0.0018	0.0010	0.00071	0.017	0.00090	
υ	1.567	38.96	5.763	7.400	36.73	43.48	5.462	41.46	37.50	
	Ce	Fe								
	%	%								
1.	0.0064	92.03								
2.	0.0072	92.27								
3.	0.0076	92.46								
∅	<b>0.0071</b>	<b>92.25</b>								
σ	0.00061	0.216								
υ	8.592	0.234								

Figura 6.16. Composición química de la segunda fusión con 0.295%Ti.

## QMatrix Analysis Results

Sample Identification										
SampleNo	Cliente		Muestra		G2	Usuario		EUSEBIO C. ATLATENC		
Nota	Analista	DR. ADRIAN AMARCE		Empresa		Proyecto	PROYECTO			
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
1.	3.330	2.753	0.576	0.021	0.012	0.064	0.019	0.026	0.0079	0.0034
2.	3.348	2.736	0.580	0.021	0.010	0.064	0.019	0.026	0.0078	0.0033
3.	3.267	2.742	0.581	0.020	0.0095	0.065	0.018	0.026	0.0075	0.0039
↑										
∅	<b>3.315</b>	<b>2.744</b>	<b>0.579</b>	<b>0.021</b>	<b>0.011</b>	<b>0.064</b>	<b>0.019</b>	<b>0.026</b>	<b>0.0077</b>	<b>0.0035</b>
↓										
σ	0.043	0.0086	0.0026	0.00071	0.0015	0.00071	0.00071		0.00021	0.00032
ν	1.297	0.313	0.449	3.381	13.64	1.109	3.737		2.727	9.143
	Cu	Nb	Ti	V	W	Pb	Sn	Mg	As	Bi
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
1.	0.351	<0.00050	>0.384	0.011	0.0067	0.0024	0.012	0.044	0.0019	<0.0010
2.	0.359	<0.00050	~0.372	0.010	0.0078	0.0021	0.011	0.040	0.0016	<0.0010
3.	0.358	<0.00050	-0.357	0.012	0.0081	0.0023	0.012	0.036	0.0017	<0.0010
↑										
∅	<b>0.357</b>	<b>&lt;0.00050</b>	<b>-0.371</b>	<b>0.011</b>	<b>0.0075</b>	<b>0.0023</b>	<b>0.012</b>	<b>0.040</b>	<b>0.0017</b>	<b>&lt;0.0010</b>
↓										
σ	0.0026		0.014	0.0010	0.00074	0.00016	0.00071	0.0040	0.00016	
ν	0.728		3.774	9.091	9.867	6.957	5.917	10.00	9.412	
	Cc	Fe								
	%	%								
1.	0.0098	92.36								
2.	0.0100	92.37								
3.	0.010	92.16								
↑										
∅	<b>0.0099</b>	<b>92.40</b>								
↓										
σ	0.00012	0.055								
ν	1.212	0.060								

Figura 6.17. Composición química de la segunda fusión con ~0.371%Ti.

## QMatrix Analysis Results

SampleNo Nota	Sample Identification					C2 C3	Usuario Proyecto	EUSEBIO D. ATLATENCOC PROYECTO		
	Cliente Analista	Muestra DR. ADRIAN AMARCEmpresa								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
1.	3.853	2.717	0.561	0.022	0.020	0.065	0.019	0.025	0.012	0.0022
2.	3.530	2.699	0.571	0.021	0.0094	0.063	0.019	0.027	0.0084	0.0033
3.	3.443	2.665	0.574	0.017	0.0074	0.064	0.019	0.027	0.0079	0.0036
↑										
∅	<b>3.609</b>	<b>2.694</b>	<b>0.569</b>	<b>0.020</b>	<b>0.012</b>	<b>0.064</b>	<b>0.019</b>	<b>0.026</b>	<b>0.0094</b>	<b>0.0030</b>
↓										
σ	0.216	0.026	0.0068	0.0026	0.0068	0.0010		0.0012	0.0022	0.00074
v	5.985	0.965	1.195	13.00	56.67	1.563		4.615	23.40	24.67
	Cu	Nb	Ti	V	W	Pb	Sr	Mg	As	Bi
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
1.	0.347	0.0031	>0.384	0.016	<0.0020	0.0022	0.014	>0.144	0.0015	<0.0010
2.	0.361	<0.00050	>0.384	0.012	0.0083	0.0020	0.013	0.040	0.0014	<0.0010
3.	0.359	<0.00050	>0.384	0.012	0.0091	0.0021	0.012	0.025	0.0011	<0.0010
↑										
∅	<b>0.356</b>	<b>0.0014</b>	<b>&gt;-0.384</b>	<b>0.013</b>	<b>0.0065</b>	<b>0.0021</b>	<b>0.013</b>	<b>0.070</b>	<b>0.0013</b>	<b>&lt;0.0010</b>
↓										
σ	0.0076	0.0015		0.0023	0.0039	0.00010	0.0010	0.065	0.00021	
v	2.135	107.14		17.69	60.00	4.762	7.692	92.86	16.15	
	Ce	Fe								
	%	%								
1.	0.013	91.78								
2.	0.0099	92.22								
3.	0.0096	92.36								
↑										
∅	<b>0.011</b>	<b>92.12</b>								
↓										
σ	0.0019	0.303								
v	17.27	0.329								

Figura 6.18. Composición química de la segunda fusión con ~0.384%Ti.

## ANEXO 5. Guía de apariencia de la fractura norma ASTM E23-07.



TABLE A6.2 Percent Shear for Measurements Made in Inches

NOTE 1—100 % shear is to be reported when either *A* or *B* is zero.

Dimension <i>B</i> , in.	Dimension <i>A</i> , in.																
	0.05	0.10	0.12	0.14	0.16	0.18	0.20	0.22	0.24	0.26	0.28	0.30	0.32	0.34	0.36	0.38	0.40
0.05	98	96	95	94	94	93	92	91	90	90	89	88	87	86	85	85	84
0.10	96	92	90	89	87	85	84	82	81	79	77	76	74	73	71	69	68
0.12	95	90	88	86	85	83	81	79	77	75	73	71	69	67	65	63	61
0.14	94	89	86	84	82	80	77	75	73	71	68	66	64	62	59	57	55
0.16	94	87	85	82	79	77	74	72	69	67	64	61	59	56	53	51	48
0.18	93	85	83	80	77	74	72	68	65	62	59	56	54	51	48	45	42
0.20	92	84	81	77	74	72	68	65	61	58	55	52	48	45	42	39	36
0.22	91	82	79	75	72	68	65	61	57	54	50	47	43	40	38	33	29
0.24	90	81	77	73	69	65	61	57	54	50	46	42	38	34	30	27	23
0.26	90	79	75	71	67	62	58	54	50	46	41	37	33	29	25	20	16
0.28	89	77	73	68	64	59	55	50	46	41	37	32	28	23	18	14	10
0.30	88	76	71	66	61	56	52	47	42	37	32	27	23	18	13	9	3
0.31	88	75	70	65	60	55	50	45	40	35	30	25	20	18	10	5	0

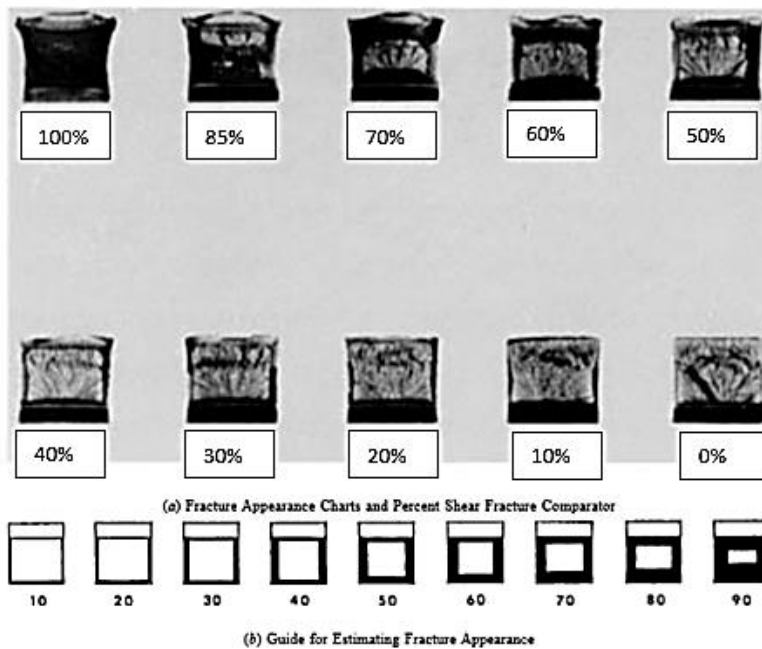


FIG. A6.1 Fracture Appearance

Figura 6.19. Guía de porcentaje de ductilidad en una fractura, de acuerdo con la norma ASTM E23.