



UNIVERSIDAD MICHOACANA  
DE SAN NICOLÁS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y  
MATERIALES

PROGRAMA DE MAESTRÍA EN METALURGIA Y  
CIENCIAS DE LOS MATERIALES

Medición y simulación del fenómeno de arrastre de gas durante el vaciado de la aleación de aluminio líquido A356 y cuantificación del daño microestructural ocasionado durante el proceso de vaciado.

Tesis para obtener el grado de  
Maestría en Metalurgia y Ciencia de los Materiales

Presenta: Héctor Valdes Vera

Director de Tesis:  
Dr. Francisco Vapeani Guerra López

Morelia, Michoacán, México junio de 2021.



Instituto de Investigación  
en Metalurgia y Materiales

Of. Num. IIMM-ST-072-2021

Morelia, Mich. a 30 de Abril de 2021

**C. ING. HECTOR VALDES VERA**  
**Presente**

Por medio de la presente, esta dirección del Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, tiene a bien informarle que para presentar su examen de grado de Maestría en Metalurgia y Ciencias de los Materiales con la tesis titulada: *“Medición y simulación del fenómeno de arrastre de gas durante el vaciado de la aleación de aluminio líquido A356 y cuantificación del daño microestructural ocasionado durante el proceso de vaciado”* le ha sido designada la siguiente mesa sinodal:

19000243	DR. FRANCISCO VAPEANI GUERRA LOPEZ	(Presidente)
01003062	DR. ARNOLDO BEDOLLA JACUINDE	(Vocal 1)
93002670	DR. IGNACIO MEJIA GRANADOS	(Vocal 2)
86003801	DR. JUAN SERRATO RODRIGUEZ	(Vocal 3)
97003581	DR. JUAN ZARATE MEDINA	(Vocal 4)
97003948	DR. ALBERTO RUIZ MARINES	(Suplente)

Agradeciendo de antemano las atenciones que se sirva prestar a la presente, aprovecho para enviarle un cordial saludo.

Atentamente



UMSNH  
Instituto de Investigación  
en Metalurgia y Materiales  
**DIRECCIÓN**

  
**Dr. Víctor Hugo López Morelos**  
Director

Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales  
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

## **Agradecimientos**

Al consejo nacional de ciencia y tecnología (CONACYT) por el sustento económico otorgado durante el periodo de mi maestría.

A la universidad michoacana de San Nicolás de Hidalgo (UMSNH) por ser mi casa de estudios en los dos años de mis estudios de posgrado.

Al instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales (IIMM) por brindarme la oportunidad de pertenecer al programa en maestría en Metalurgia y Ciencia de los Materiales.

Al departamento de Fundición del IIMM, al Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde, especialmente a mi asesor el Dr. Francisco Vapeani Guerra López, por confiar en mí, dándome la oportunidad de ser parte de su grupo de trabajo, compartir sus conocimientos y estar muy atento en mi proyecto de investigación. De igual manera a mis compañeros y amigos Josué, Adán, Lizeth y Trini.

A mi comité tutorial, Dr. Ignacio Mejía G., Dr. Arnoldo Bedolla J., Dr. Juan Zarate M., Dr. Juan Serrato R., y Dr. Alberto Ruiz M. por todas las contribuciones y consejos para realizar con éxito este proyecto.

A todo el personal del IIMM que hace posible el desarrollo de proyectos de ciencia e investigación, especialmente a los técnicos Simón, Jorge, Sayil y Hector por formar parte para el desarrollo de esta investigación.

## **Dedicatorias**

Agradezco a Dios por mi familia y amigos, por darme la dicha de vivir y permitirme gozar de buena salud para así poder culminar esta etapa de mi formación.

El presente trabajo de investigación se lo dedico a mis padres Hector Valdes Villagómez y Julieta Mercedes Vera Gómez por darme siempre su apoyo en todos los aspectos y por formar a la persona que ahora soy, por dedicarme tiempo y amor incondicional en cada etapa de mi vida, de igual manera a mis hermanos Juan José y Alberto, que han estado conmigo en cada momento, dándome consejos y motivación. A mi novia Jazmín que siempre me impulsa y apoya para lograr mis metas. A mi asesor y amigo el Dr. Francisco Vapeani Guerra López por la oportunidad y confianza brindada al permitirme realizar este proyecto, gracias por compartir su tiempo, conocimientos y enseñarme nuevas habilidades. Todos ustedes fueron parte de mi inspiración y apoyo cada día, para así sacar adelante este proyecto. Gracias por su confianza y cariño para ser posible la culminación de este proyecto.

## **I. ÍNDICE GENERAL**

1.1 Nomenclatura .....	10
1.2 Resumen.....	11
1.3 Abstract.....	12
1.4 Introducción .....	13
1.5 Justificación .....	15
1.6 Objetivos .....	16
1.6.1 Objetivo general .....	16
1.6.2 Objetivos particulares.....	16
1.7 Hipótesis .....	17

## **II. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA**

2.1 Generalidades .....	18
2.2 Propiedades del aluminio .....	18
2.3 Producción del aluminio .....	18
2.4 Clasificación de las aleaciones de aluminio.....	19
2.5 Características de las fundiciones de aluminio .....	21
2.6 Propiedades mecánicas de las fundiciones de aluminio .....	21
2.7 Defectos durante el proceso de fundición del aluminio.....	24
2.7.1 Películas de óxido en aleaciones de aluminio. ....	24
2.7.2 Inclusiones atrapadas .....	25
2.7.3 Porosidad por la presencia de hidrogeno.....	26
2.8 Fundamentos de mecánica de fluidos.....	27
2.8.1 Vaciado por gravedad .....	30
2.9 Investigaciones realizadas en simulación de arrastramiento de gas.....	31

2.10 Arrastre de aire .....	33
2.11 Avances del volumen de gas arrastrado durante el proceso de vaciado .....	36
2.12 Defectos en las fundiciones de aluminio generados durante el proceso de vaciado ..	41
<b>III. DESARROLLO EXPERIMENTAL</b>	
3.1 Materiales .....	50
3.1.1 Diseño y fabricación para el sistema de arrastre de gas .....	51
3.2 Procedimiento experimental .....	52
3.2.1 Medición de la cantidad de gas arrastrado en experimentación con agua. ....	52
3.2.2 Simulación del proceso de arrastre de aire en aleación de aluminio .....	53
3.2.3 Técnica desarrollada para la medición del volumen de gas arrastrado .....	56
3.2.4 Construcción del sistema para el vaciado en metal líquido .....	58
3.2.5 Ensayo de solidificación a presión reducida .....	60
3.2.6 Experimentación y medición de aire arrastrado durante el vaciado de la aleación de aluminio A356 líquido .....	60
3.2.7 Seccionamiento de lingotes y preparación metalográfica. ....	61
3.3 Métodos analíticos .....	62
3.3.1 Cuantificación del volumen de porosidad. ....	62
3.3.2 Medición de las propiedades mecánicas. ....	63
3.3.3 Análisis mediante microscopía electrónica de barrido .....	64
3.3.4 Correlación de los valores obtenidos .....	64
<b>IV. RESULTADOS Y DISCUSION</b>	
4.1 Diseño, fabricación y validación de sistema experimental para pruebas con agua .....	65
4.2 Validación del sistema experimental con pruebas de agua .....	66
4.3 Diseño y fabricación del sistema experimental para pruebas con aluminio ..	70

4.4 Simulación del proceso de vaciado para diferentes alturas.....	71
4.5 Experimentos con aluminio líquido para diferentes alturas y atmósferas. ....	75
4.6 Cuantificación y análisis de defectos debido al arrastre de gas. ....	80
4.7 Análisis de las propiedades mecánicas. ....	86
<b>V. CONCLUSIONES</b> .....	<b>99</b>
<b>VI. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b> .....	<b>102</b>

## ÍNDICE DE FIGURAS

<b>Fig. 1</b> Propiedades mecánicas de la aleación A356 con y sin modificación y diferentes tamaños de grano .....	21
<b>Fig. 2</b> Porosidad en función del contenido de hidrógeno en diferentes aleaciones de aluminio .....	22
<b>Fig. 3</b> Resistencia máxima en función del porcentaje de porosidad para diferentes aleaciones de aluminio .....	22
<b>Fig. 4</b> Vaciado por gravedad .....	29
<b>Fig. 5</b> Representación esquemática del fenómeno de arrastre de aire .....	32
<b>Fig. 6</b> Representación esquemática de la turbulencia causando películas dobles de óxido .....	40
<b>Fig. 7</b> Micrografías SEM de la superficie de la aleación Al-7Si-4Mn de a) un poro esférico y b) un poro irregular dendrítico .....	45
<b>Fig. 8</b> Micrografía electrónicas de barrido de la formación de películas dobles de óxido de un espesor de 20 nm en la región central sobre la superficie de fractura de una aleación de aluminio .....	46
<b>Fig. 9</b> Diagrama de flujo de la metodología durante el desarrollo del proyecto .....	48
<b>Fig. 10</b> Materiales para la construcción del sistema de arrastre de gas para pruebas con agua .....	50

<b>Fig. 11 a y b</b> Materiales para la construcción del sistema de arrastre de gas para pruebas con aluminio líquido .....	50
<b>Fig. 12</b> Diagrama del sistema experimental para la medición de arrastre de aire. ....	51
<b>Fig. 13</b> Alturas utilizadas para la medición de arrastre de aire utilizando agua como fluido de estudio .....	52
<b>Fig. 14</b> Valores de mallado para la simulación .....	53
<b>Fig. 15</b> Valores de temperatura y flujo durante la simulación .....	53
<b>Fig. 16</b> Tipos de material utilizado para la construcción del sistema en la simulación .....	54
<b>Fig. 17</b> Apartado de la activación modelo de arrastre de gas .....	55
<b>Fig. 18</b> Simulación del vaciado de aluminio líquido mediante el programa ProCast® .....	55
<b>Fig. 19</b> Técnica de vaciado implementada durante la experimentación .....	56
<b>Fig. 20</b> Modelo representativo del proceso de vaciado, para la medición del arrastre de aire, en donde se muestra el sistema abierto en la imagen, a) donde se muestra el sistema abierto y en la imagen b) en donde el sistema que da inicio a la cunatificación del arrastre durante la experimentación. ....	57
<b>Fig. 21</b> Elemento flexible color azul para comprobar el arrastre de aire durante la experimentación .....	58
<b>Fig. 22</b> Diagrama acotado de las dimensiones de a) la cuchara y b) del molde .....	59
<b>Fig. 23</b> Sistema de vaciado para experimentos con aluminio líquido .....	59
<b>Fig. 24</b> Fusión del aluminio en horno de gas .....	60
<b>Fig. 25</b> Maquina de presión reducida .....	60

<b>Fig. 26</b> a) Seccionamiento de lingote obtenido de fundición, b) seccionamiento de una de las muestras de ensayo de presión reducida de manera longitudinal .....	62
<b>Fig. 27</b> a) Fundición seccionada longitudinalmente y b) Análisis de la cuantificación del daño microestructural .....	62
<b>Fig. 28</b> a) Dimensiones de probeta para ensayo de tensión. b) Máquina de ensayos universales ZwickRoell® .....	63
<b>Fig. 29</b> a) Dimensiones de probeta para ensayo de impacto. b) Máquina de impacto Instron® .....	63
<b>Fig. 30</b> Microscopio electrónico de barrido JEOL modelo JMS-6400 .....	64
<b>Fig. 31</b> Sistema utilizado para la medición del volumen de gas arrastrado utilizando agua como fluido .....	66
<b>Fig. 32</b> Esquema de las 3 diferentes condiciones de vaciado utilizadas para la validación del sistema con agua .....	67
<b>Fig. 33</b> Etapas del experimento para la medición del arrastre de aire .....	68
<b>Fig. 34</b> Volumen de arrastre de aire calculado por la ecuación de Ervine vs arrastre de aire experimental .....	68
<b>Fig. 35</b> a) Sistema experimental para pruebas con aluminio líquido, b) Modelo del molde, c) molde de arena .....	70

<b>Fig. 36</b> Velocidades alcanzadas durante el vaciado a los 8 segundos a) altura mayor, b) altura media y c) altura menor .....	72
<b>Fig. 37</b> Representación a los 3 segundos para la menor altura de a) temperatura de vaciado, b) velocidad de vaciado y c) Arrastre de aire .....	72
<b>Fig. 38</b> Representación a los 5 segundos para la menor altura de a) temperatura de vaciado, b) velocidad de vaciado y c) Arrastre de aire .....	73
<b>Fig. 39</b> Representación a los 8 segundos para la menor altura de a) temperatura de vaciado, b) velocidad de vaciado y c) Arrastre de aire .....	74
<b>Fig. 40</b> Sistema para la medición de arrastre de aire a) Altura de 95 y b) 45 cm inicial del vaciado .....	75
<b>Fig. 41</b> Volumen de gas arrastrado obtenido en los diferentes experimentos .....	76
<b>Fig. 42</b> Movimiento del dispositivo de color azul a) antes de iniciar el vaciado y b) durante el vaciado de aluminio líquido debido al arrastre de gas .....	79
<b>Fig. 43</b> Sección transversal de los lingotes vaciados en atmósferas de (a) argón y (b) aire para la mayor altura de vaciado .....	84
<b>Fig. 44</b> Diferentes grados de desgasificación en muestras solidificadas a baja presión .....	85
<b>Fig. 45</b> Esfuerzo MPa vs Elongación .....	89
<b>Fig. 46</b> Imágenes de SEM de la superficie fracturada por impacto de la aleación A356, vaciada bajo una atmósfera de aire. a) A una altura de 100 cm b) A una altura menor de 50 cm.....	91

<b>Fig. 47</b> Imágenes de SEM de la superficie fracturada por impacto de la aleación A356, vaciada bajo una atmosfera de argón. a) A una altura de 100 cm	
b) A una altura menor de 50 cm.....	92
<b>Fig. 48</b> Imágenes de SEM de la superficie fracturada por impacto de la aleación A356, vaciada bajo una atmosfera de aire. a) A una altura de 100 cm b) A una altura menor de 50 cm.....	93
<b>Fig. 49</b> Imágenes de SEM de la superficie fracturada por impacto de la aleación A356, vaciada bajo una atmosfera de argón. a) A una altura de 100 cm y b) A una altura menor de 50 cm .....	95
<b>Fig. 50</b> Imágenes de SEM de la superficie de la parte del centro de la aleación A356. a) vaciada bajo una atmosfera de aire, desde una altura inicial de 100 cm y b) bajo una atmosfera de argón, desde una altura inicial de 100 cm .....	96
<b>Fig. 51</b> Imágenes de SEM de la superficie de la parte del centro de la aleación A356, vaciada bajo una atmosfera de aire a una altura de 100 cm en una zona de a) porosidad por contracción b) porosidad por la presencia de gas .....	97
<b>Fig. 52</b> Imágenes de SEM de la superficie del centro de la aleación A356, vaciada bajo una atmosfera de argón a una altura de 100 cm, en zonas de porosidad por contracción.....	97

## ÍNDICE DE TABLAS

<b>Tabla 1.</b> Comparación de tensión superficial y densidad de la aleación A356 y Agua .....	12
<b>Tabla 2.</b> Composición química de las aleaciones de aluminio 356 y A356 .....	20
<b>Tabla 3.</b> Propiedades mecánicas mínimas de la aleación de aluminio A356 tratada térmicamente .....	23
<b>Tabla 4.</b> Composición química de los lingotes de la aleación A356 en % en peso .....	51
<b>Tabla 5.</b> Composición de la aleación de aluminio A356 .....	60
<b>Tabla 6.</b> Volumen de Aire ( $V_a$ ) / Volumen de Agua ( $V_w$ ), calculados y medidos experimentalmente .....	69
<b>Tabla 7.</b> Comparación de volumen de gas arrastrado en atmósferas de aire y argón .....	75
<b>Tabla 8.</b> Porcentaje de porosidad para las diferentes alturas y atmósferas de gas .....	81
<b>Tabla 9.</b> Porcentaje de porosidad y diferencia en los ensayos de presión reducida .....	83
<b>Tabla 10.</b> Energía de impacto absorbida .....	86
<b>Tabla 11.</b> Datos analizados de ensayo de tensión .....	90

## 1.1 Nomenclatura

Tabla de abreviaturas

Abreviatura	Descripción
AA	Asociación de aluminio
FEM	Elemento finito
RPT	Ensayo de presión reducida
Va	Volumen de aire
Vw	Volumen de agua
Vg	Volumen de gas
Vl	Volumen de líquido
SEM	Microscopia electrónica de barrido

Tabla de símbolos

Símbolo	Descripción
$\rho$ [g/cm <sup>3</sup> ]	Densidad
$\sigma$ [N/m]	Tensión superficial
t [s]	Tiempo
V [cm <sup>3</sup> ]	Volumen
S	Superficie
d [cm]	Diámetro del chorro líquido
u [m/s]	Velocidad
$Fr_j^2$	Numero de Froude
We	Numero de Weber
ml	Mililitro
J	Joule

## **1.2 Resumen**

Durante el llenado del molde, el flujo de líquido que impacta sobre una superficie libre puede ocasionar arrastre de aire debido al hundimiento del líquido en el área de impacto, aunado a las pequeñas discontinuidades en la superficie del chorro. Por lo tanto, este fenómeno es altamente dependiente de la velocidad, turbulencia y diámetro del mismo ya que este fenómeno toma lugar la superficie del chorro. Para esto, se desarrolló un sistema para la medición del volumen de gas arrastrado durante el proceso de vaciado de una aleación de aluminio A356 donde el volumen de gas arrastrado corresponde al volumen de gas faltante en una bolsa reservorio conectada a una extensión de la boquilla con lo que se asegura una mayor exactitud en la medición y así poder validar los resultados obtenidos mediante simulaciones. Por otra parte, el volumen de gas arrastrado calculado mediante simulaciones bajo las mismas condiciones mostró que no existen diferencias considerables en cuanto a los volúmenes medidos para el caso de aire, debido a que en el software no se considera el volumen de gas consumido para la oxidación de la superficie del líquido. En los experimentos realizados con aire, el incremento en altura se vio reflejado en una disminución en las propiedades mecánicas debido al incremento en porosidad observado. Por otra parte, en los experimentos realizados con atmósfera de argón, se observó una disminución del volumen de poros con el incremento en la altura de vaciado conforme se incrementa la altura, el arrastre de argón promueve la desgasificación del aluminio líquido, lo que confirma la veracidad de los resultados obtenidos.

**Palabras clave:** oxidación, porosidad, atmósferas, aire, defectos

### **1.3 Abstract**

During the filling of the mold, the flow of liquid that impacts on a free surface can cause air entrainment due to the sinking of the liquid in the impact area, together with the small discontinuities in the surface of the jet. Therefore, this phenomenon is highly dependent on its speed, turbulence and diameter since this phenomenon takes place on the surface of the jet. For this, a system was developed to measure the volume of gas entrained during the casting process of an A356 aluminum alloy where the volume of entrained gas corresponds to the volume of gas missing in a reservoir bag connected to an extension of the nozzle with which ensures greater accuracy in the measurement and thus be able to validate the results obtained through simulations. On the other hand, the entrained gas volume calculated by simulations under the same conditions showed that there are no considerable differences in terms of the volumes measured for the case of air, because the software does not consider the volume of gas consumed for the oxidation of the liquid surface. In the experiments carried out with air, the increase in height was reflected in a decrease in the mechanical properties due to the increase in porosity observed. On the other hand, in the experiments carried out with argon atmosphere, a decrease in the volume of pores was observed with the increase in the pour height as the height increases, the argon drag promotes the degassing of the liquid aluminum, which confirms the veracity of the results obtained.

**Keywords:** oxidation, porosity, atmosphere, air, defects

## 1.4 Introducción

Las aleaciones de aluminio son ampliamente utilizadas para la fabricación de componentes por fundición, gracias a su excelente relación peso-resistencia, bajo punto de fusión y buena fluidez. Sin embargo, existen ciertas dificultades en cuanto a su fabricación por medio de fundición. Recientemente se ha demostrado que durante el proceso de vaciado se da lugar al fenómeno de arrastre de aire debido a la energía cinética y turbulencia del chorro de metal líquido [1].

Anteriormente, diversos autores [2] han reportado los efectos negativos de este fenómeno en las propiedades de estas aleaciones. Por lo tanto, es de vital importancia relacionar la cantidad de aire arrastrado debido al fenómeno de arrastre bajo diferentes condiciones de vaciado y relacionarlo con sus efectos sobre la micro y macroestructura de estas aleaciones, así como con sus propiedades mecánicas.

La dificultad reside en lograr cuantificar de forma precisa la cantidad de aire gas arrastrado, lo cual implica un alto grado de complejidad debido a las altas temperaturas del metal líquido.

La cuantificación de la cantidad de gas arrastrado ha sido exitosamente medida desde hace algunas décadas en experimentos realizados utilizando agua como fluido, los valores obtenidos han sido utilizados como referencia para simular el proceso de arrastre por algunos softwares comerciales. Aun cuando la viscosidad cinemática del agua es muy similar a la de la mayoría de metales líquidos, se sabe que existen diferencias notables en cuanto al valor de la tensión superficial como se observa en la tabla 1.

**Tabla 1. Comparación de tensión superficial y densidad de la aleación de aluminio A356 líquida y Agua**

Fluido	Tensión superficial $\sigma(\text{N/m})$	Densidad $\rho(\text{kg/m}^3)$
Aluminio	0.889[3]	2400[4]
Agua	0.073[5]	996

Debido a que el metal líquido puede reaccionar con el aire para formar películas de óxido e inclusiones las cuales necesariamente pueden alterar el fenómeno de arrastre.

Por lo tanto, es de gran importancia medir de forma precisa la cantidad de gas arrastrado por el metal líquido para poder establecer un factor de calibración para su uso en softwares de simulación, además de establecer una velocidad crítica para el vaciado.

Algunos autores [6] han establecido velocidades críticas en el orden de 0.35-0.5 m/s, sin embargo, estas velocidades han sido establecidas a partir de observaciones realizadas mediante el uso de agua como fluido de estudio, observaciones metalográficas y medición de propiedades mecánicas.

El problema reside en que, a partir de estas observaciones es difícil separar los efectos del hidrógeno y los óxidos preexistentes (old bifilms) de los originados durante el proceso de vaciado. Por lo tanto, el presente trabajo de investigación, se centra en medir la cantidad de gas arrastrado por un chorro de metal líquido durante el vaciado de una aleación de aluminio comercial. Este tipo de mediciones ha sido realizadas recientemente por Lucas y colaboradores [1], sin embargo, en el presente proyecto de investigación se realiza la medición de forma directa sin necesidad de realizar correcciones debido a los cambios en temperatura del gas gracias a un nuevo sistema diseñado por nuestro grupo de investigación.

Por lo tanto, en el nuevo sistema, el volumen de gas arrastrado corresponde al volumen faltante en la bolsa reservorio una vez que esta bolsa se encuentra a temperatura ambiente. Además, en el presente proyecto la cantidad de gas arrastrado se relaciona con el volumen de porosidad, así como con las propiedades mecánicas de las aleaciones obtenidas bajo diferentes condiciones de vaciado. Por último, se determina la velocidad crítica para el fenómeno de arrastre mediante observaciones realizadas durante el desarrollo del experimento. Esta velocidad crítica es de gran importancia para la mejora y diseño de procesos de vaciado en la fundición.

## **1.5 Justificación**

Ya que el fenómeno de arrastre de aire durante el vaciado de metal líquido puede producir defectos que afectan a las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio, su estudio resulta de gran importancia desde el punto de vista industrial para mejorar la calidad de los componentes fabricados mediante fundición al poder predecir sus efectos bajo diferentes condiciones de vaciado. De la misma forma, debido a los constantes avances tecnológicos en los sectores automotriz y aeroespacial y a las regulaciones ambientales donde se requieren motores y medios de transporte cada vez más eficientes fabricados con materiales cada vez más ligeros y resistentes, por lo que la predicción y disminución de la cantidad de defectos ocasionados por el fenómeno de arrastre permitirá mejorar la calidad de los componentes lo que representa una contribución importante desde el punto de vista tecnológico .

Así mismo, los resultados de este estudio permitirán mejorar las prácticas de fundición y vaciado para reducir significativamente el reprocesamiento y desperdicio de material, teniendo un impacto muy favorable desde el punto de vista económico y ambiental.

Por último, ya que la existencia de este fenómeno durante el vaciado de metal líquido ha sido demostrada recientemente, existe muy poca información disponible en la literatura, por lo que la cuantificación y predicción de este fenómeno contribuirán notablemente a la generación de conocimiento aplicable.

## **1.6 Objetivos**

### **1.6.1 Objetivo general**

- Determinar el efecto de la cantidad de gas arrastrado durante el proceso de vaciado de la aleación de aluminio A356, debido a la velocidad y turbulencia del líquido correlacionándolo con el daño microestructural y propiedades mecánicas.

### **1.6.2 Objetivos particulares**

- Simular el proceso de vaciado de la aleación y la realizar la cuantificación del volumen de gas mediante un programa.
- Medir experimentalmente el volumen de gas arrastrado bajo diferentes velocidades de vaciado.
- Cuantificar el daño microestructural ocasionado bajo las diferentes condiciones.
- Evaluar las propiedades mecánicas de las aleaciones fabricadas.
- Correlacionar los resultados obtenidos y generar información útil para el control del proceso de vaciado.

## **1.7 Hipótesis**

### **Argumentos:**

- Trabajos de investigación de arrastre de gas han sido previamente realizados, demostrando que es posible medir el volumen de gas durante el vaciado de metal líquido.
- Las mediciones se realizaron mediante un sistema cerrado que permite medir el volumen de gas en función de la cantidad de líquido vaciado, por lo que será necesario realizar correcciones en función de la temperatura del gas arrastrado y desplazado durante el vaciado
- Debido a que la ecuación de continuidad, establece que la cantidad de masa del sistema se debe conservar, por lo tanto, al eliminar los efectos de la temperatura sobre la expansión del gas, es posible medir de forma directa el volumen de gas arrastrado.

### **Proposiciones:**

- Por lo tanto, se espera medir de forma más precisa la relación de volumen de gas arrastrado por volumen de líquido vaciado dentro del mismo rango de velocidades por medio de un novedoso sistema, el cual emplea una extensión de la boquilla y permite cerrar el sistema una vez ésta se encuentra sumergida en el metal líquido.
- El sistema implementado permitirá obtener los suficientes datos para la demostración del fenómeno de arrastre de gas, y con las correlaciones de los datos obtenidos se obtendrán el volumen y velocidad crítica de la cantidad de gas arrastrado.
- La medición del volumen de gas arrastrado permitirá validar los resultados obtenidos mediante simulaciones y modelos que utilizan agua como fluido, así como con observaciones microestructurales y las propiedades mecánicas de las fundiciones obtenidas bajo diferentes condiciones.

## II. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.

### 2.1 Generalidades

El aluminio es el segundo elemento metálico más abundante en la corteza terrestre el cual se ha convertido en un competidor económico para aplicaciones de ingeniería desde finales del siglo XIX. Su obtención en forma metálica fue posible gracias al desarrollo de diferentes procesos industriales. Cuando la reducción electrolítica de alúmina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) disuelta en criolita fundida fue desarrollada en 1886 por Charles Hall en Ohio y Paul Heroult en Francia de forma independiente [7], aparecieron los primeros vehículos con motores de combustión interna donde el aluminio jugaría un papel importante para aplicaciones automotrices. El aluminio también ha tomado importancia en procesos como la electrificación, debido a la necesidad de un material conductor de bajo peso, así como para la construcción de torres de energía eléctrica. Unas décadas después los hermanos Wright dieron origen a una industria que creció a la par con la industria de la fabricación del aluminio gracias a la resistencia y ligereza de este metal lo cual es clave para aplicaciones en fuselajes de aviones, motores, cuerpos de misiles, celdas de combustible y componentes para satélites [7].

### 2.2 Propiedades del aluminio

El aluminio tiene una densidad de  $2.7\text{g/cm}^3$  la cual corresponde a casi un tercio de la densidad del acero ( $7.83\text{ g/cm}^3$ ). Algunas aleaciones de aluminio exceden la resistencia del acero estructural. Sin embargo, el aluminio puro y ciertas aleaciones de aluminio cuentan con baja resistencia y dureza.

Existen más de 300 composiciones de aluminio reconocidas y algunas otras variantes desarrolladas con fines específicos. Las propiedades del aluminio que hacen que este metal y sus aleaciones sean los más económicos y atractivos para una amplia variedad de usos ya que gozan de una buena apariencia, peso ligero, capacidad de fabricación, propiedades físicas, propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión [8].

### 2.3 Producción del aluminio

Toda la producción del aluminio está basada en el proceso Hall-Heroult [9]. La alúmina refinada de bauxita se disuelve en un baño de criolita con varias adiciones de sal de fluoruro para controlar

la temperatura del baño, densidad, resistividad y solubilidad de alúmina. Se hace pasar una corriente eléctrica a través del baño para electrolizar la alúmina disuelta con oxígeno formando y reaccionando con el ánodo de carbono y el aluminio acumulándose como una almohadilla metálica en el cátodo. El metal es separado periódicamente por sifón o métodos de vacío en crisoles, que luego se transfieren a instalaciones de fundición donde se vuelven a fundir o se producen lingotes. Las principales impurezas del aluminio fundido son hierro y silicio, sin embargo, el zinc, galio, titanio y vanadio se encuentran típicamente como contaminantes menores [9].

## **2.4 Clasificación de las aleaciones de aluminio**

Las aleaciones de aluminio se pueden dividir en 2 principales categorías, aleaciones para fundición y aleaciones trabajadas termo-mecánicamente (forja, laminación extrusión).

Muchas aleaciones responden a tratamientos térmicos dependiendo de las solubilidades de ciertos elementos en las fases presentes. Estos tratamientos incluyen tratamientos térmicos como solución, temple, y precipitación, o endurecimiento por envejecido. Para fundición o aleaciones forjadas, tales aleaciones se describen como tratables térmicamente.

Un gran número aleaciones producen el endurecimiento mediante el procesamiento mecánico, generalmente en combinación con varios procedimientos de recocido. Estas aleaciones se denominan endurecidas por deformación plástica [10].

Algunas aleaciones de fundición son tratables térmicamente o se usan solo en condiciones de fundición, sin relación con los tratamientos térmicos de solución o precipitación.

Las aleaciones de aluminio fundido y trabajadas mecánicamente han sido clasificadas por la Asociación de Aluminio (AA) [11]. Para las aleaciones trabajadas mecánicamente se utiliza un sistema de 4 dígitos que se enumera a continuación:

Serie 1XXX: 99% de aluminio como mínimo (aluminio puro)

Serie 2XXX: Cobre

Serie 3XXX: Manganeso

Serie 4XXX: Silicio

Serie 5XXX: Magnesio

Serie 6XXX: Magnesio y silicio

Serie 7XXX: Zinc

Serie 8XXX: Otros elementos

El primer dígito (X xxx) indica el principal elemento de aleación, el segundo dígito de la serie (xXxx), si es distinto de 0, indica una modificación de la aleación específica. Por otro lado, los dígitos 3 y 4 son números arbitrarios que identifican a las aleaciones específicas de la serie.

Por otra parte, las aleaciones de aluminio fundidas utilizan un sistema de 3 dígitos seguido por un valor decimal. En el sistema de la AA, el primer dígito corresponde al principal elemento de aleación presente [1] como se enlista a continuación:

1xx.x: Composiciones controladas sin alear (puras), especialmente para la fabricación de rotores.

2xx.x: En las cuales el cobre es el principal elemento aleante, aunque puede incluir a otros.

3xx.x: Aleaciones en las que el silicio es el principal elemento de aleación, pero otros elementos de aleación pueden estar presentes como el cobre y magnesio.

4xx.x: En las que el silicio es el principal elemento de aleación.

5xx.x: En las que el magnesio es el principal elemento de aleación.

6xx.x: No utilizado.

7xx.x: Aleaciones en las cuales el zinc es el principal elemento de aleación, pero otros elementos de aleación como el cobre y magnesio pueden estar presentes.

8xx.x: Aleaciones en las que el estaño es el principal elemento de aleación.

9xx.x: No utilizado.

Los dos segundos dígitos revelan el porcentaje mínimo de aluminio, p. ej. 150.x corresponden a un mínimo de 99.50% de aluminio. El dígito después del punto decimal toma un valor de 0 o 1, denotando fundición y lingote respectivamente [11].

## 2.5 Características de las fundiciones de aluminio

Las fundiciones de aluminio han tenido un gran auge en las últimas décadas debido a su bajo punto de fusión comparado con el hierro fundido, lo cual facilita el proceso de fusión y vaciado, así como su bajo peso. Por estas razones existe la creencia de que su procesamiento y obtención es relativamente simple, sin embargo, existen ciertos factores que vuelven su proceso de obtención aún más complejo comparado con el hierro fundido. Por ejemplo, en el caso de las fundiciones de aluminio la superficie líquida se encuentra cubierta por una capa de óxido que puede ser arrastrada dando origen a numerosos problemas relacionados con películas de óxido, así como la presencia de hidrógeno en solución en el aluminio líquido.

Las aleaciones de aluminio-silicio son de gran importancia a nivel industrial para la fabricación de piezas por fundición debido a su buena fluidez y resistencia mecánica. Las adiciones de Mg promueven la precipitación de  $Mg_2Si$  lo cual puede producir un endurecimiento por precipitación. Por lo tanto, una de las aleaciones de ingeniería estructural más utilizadas es Al – 7Si – 0.4Mg. De forma similar, la adición de Cu a las aleaciones de Al-Si produce un endurecimiento por precipitación de  $CuAl_2$ . La presencia de partículas de Si metálicas duras en las aleaciones proporcionan a las aleaciones el carácter de un compuesto in situ metal / composición de la matriz metálica [12].

## 2.6 Propiedades mecánicas de las fundiciones de aluminio

La aleación de aluminio A356 (Al-7Si-0.4Mg) es la aleación más utilizada para vaciado por gravedad debido a su buena fluidez y resistencia mecánica y a la corrosión.

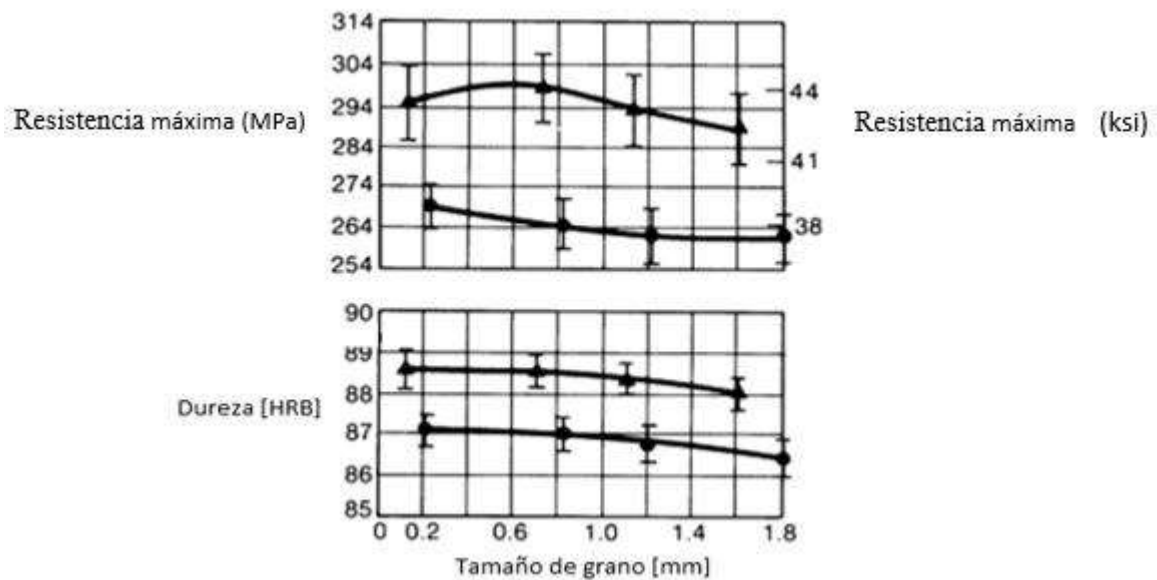
La composición típica de las aleaciones 356 y A356 se muestran en la Tabla 2.

**Tabla 2. Composición química de las aleaciones de aluminio 356 y A356 [11].**

Aleación	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Ti	Otros	Al
<b>356</b>	0.25	0.20-	0.35	6.5-	0.6	0.35	0.25	0.15	Bal.
	max	0.45	max	7.5	max	max	max	max	
<b>A356</b>	0.2	0.25-	0.1	6.5-	0.2	0.1	0.2	0.15	Bal.
	max	0.45	max	7.5	max	max	max	max	

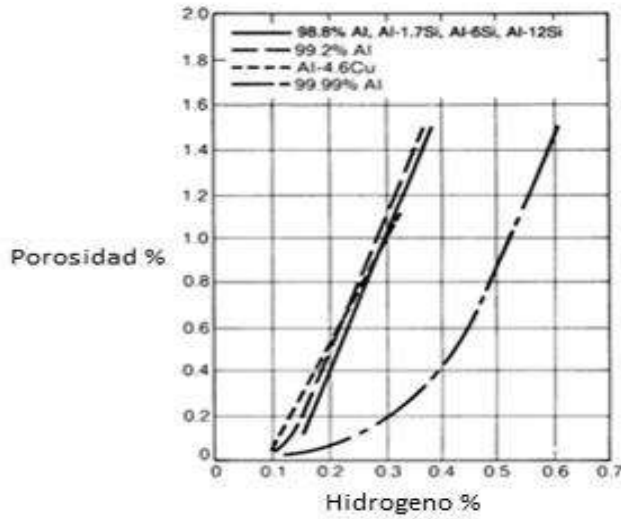
Las propiedades mecánicas de estas aleaciones pueden ser modificadas mediante la adición del Na y Sr, los cuales refinan el eutéctico. Esta modificación permite refinar las partículas de silicio, las cuales se presentan usualmente en forma de placas gruesas y afiladas que actúan como concentradores de esfuerzos, por lo tanto, la adición de estos elementos es una práctica común en este tipo de aleaciones.

Por lo tanto, las propiedades de esta aleación pueden variar ampliamente en función del grado de refinamiento. La Fig. 1 muestra una serie de gráficas donde se observan las propiedades mecánicas de esta aleación.

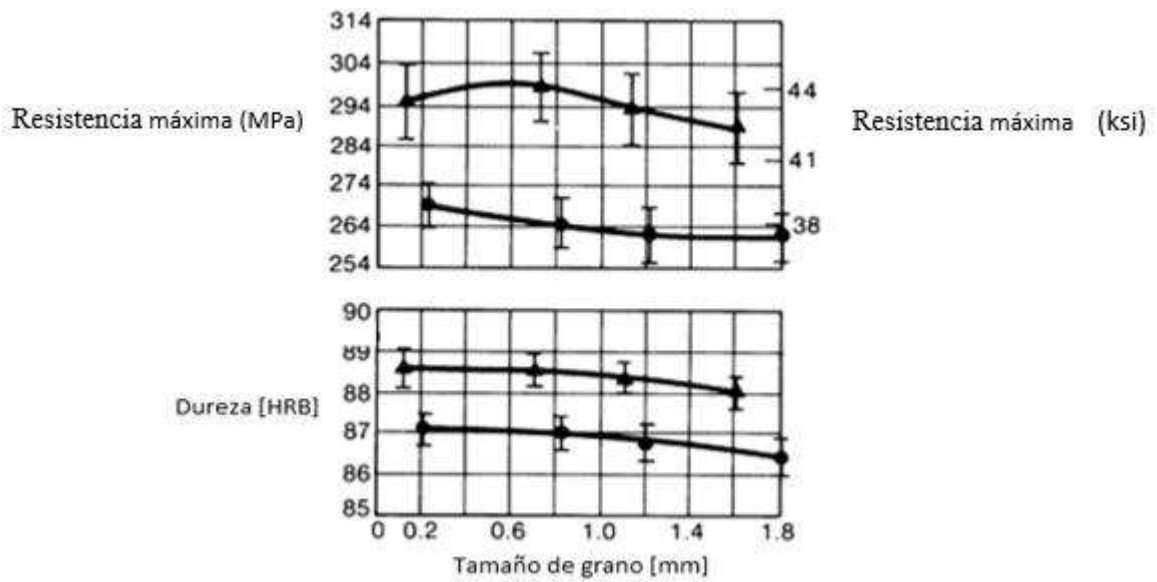


**Fig. 1** Propiedades mecánicas de la aleación A356 con y sin modificación y diferentes tamaños de grano [11].

Otro factor que tiene un fuerte efecto sobre las propiedades de las aleaciones de aluminio es el porcentaje de porosidad, el cual se relaciona directamente con el contenido de hidrógeno disuelto. Así mismo, la Fig. 2 muestra el efecto del porcentaje de porosidad sobre la resistencia máxima de algunas aleaciones de aluminio.



**Fig. 2** Porosidad en función del contenido de hidrógeno en diferentes aleaciones de aluminio [11].



**Fig. 3** Resistencia máxima en función del porcentaje de porosidad para diferentes aleaciones de aluminio [11].

Las propiedades mecánicas de estas aleaciones pueden ser modificadas mediante tratamiento térmico, dentro de los más usuales son el T6 y T61. Ambos tratamientos consisten en un tratamiento de solución, temple y envejecido artificial y la diferencia entre sí reside en que en el caso del segundo el temple se realiza en agua hirviendo para minimizar los esfuerzos residuales.

La tabla 3 muestra las propiedades mínimas de la aleación A356 vaciadas en molde de arena y sometidas a diferentes condiciones de tratamiento térmico.

**Tabla 3. Propiedades mecánicas mínimas de la aleación de aluminio A356 tratada térmicamente [11].**

Temple	Resistencia máxima		Resistencia a la cedencia		Elongación %	Dureza HRB	Resistencia al corte		Resistencia a la fatiga		Resistencia a la compresión	
	MPa	ksi	MPa	ksi			MPa	ksi	MPa	ksi	MPa	ksi
T51	172	25	140	20	2	60	140	20	55	8	145	21
T6	228	33	165	24	3.5	70	180	26	60	8.5	110	25
T61	260	38	195	28	5	62	185	27	60	8.5	160	23
T7	234	34	205	30	2	75	165	24	62	9	215	31
T71	193	28	145	21	3.5	60	140	20	60	8.5	150	22

Estas propiedades se presentan de manera informativa ya que el proyecto no contempla realizar algún tratamiento térmico a las aleaciones después del vaciado.

## 2.7 Defectos durante el proceso de fundición del aluminio

Existen una gran variedad de defectos los cuales se describen a continuación:

### 2.7.1 Películas de óxido en aleaciones de aluminio

Las piezas fundidas de aleación de aluminio son las más utilizadas en la industria automotriz debido a su bajo peso, alta capacidad de moldeo y excelentes propiedades. Sin embargo, como ya se ha mencionado, la superficie de aluminio líquido se oxida fácilmente durante la fusión, transferencia y vertido, por lo que puede arrastrar películas de óxido durante la colada.

Considerando primero la reacción del aluminio líquido con oxígeno, la solubilidad en equilibrio del oxígeno en el aluminio es extremadamente pequeña; menos de un átomo en aproximadamente 1035 o 1040 átomos. Teniendo en cuenta los efectos dinámicos en los que el metal puede tener muchos niveles más altos de oxígeno en solución, se puede aproximar con seguridad su solubilidad a cero. Pero todos saben que el aluminio y sus aleaciones están llenos de óxidos.

Las películas de óxido se forman inicialmente en forma de alúmina que se transforma rápidamente en una película delgada. Estas películas delgadas, miden solo unos pocos nanómetros de grosor, las cuales consisten en solo unas pocas moléculas que inhiben aún más oxidación [12].

Diferentes trabajos de investigación han demostrado que el arrastre de estas películas superficiales, dan origen a la formación de películas dobles de óxido (bifilms) en las fundiciones, las cuales reducen significativamente las propiedades mecánicas de las fundiciones de aleación de aluminio.

### **2.7.2 Inclusiones atrapadas**

Las películas de óxido formadas sobre la superficie del aluminio fundido no son dañinas siempre y cuando permanezcan en la superficie, el problema con una película de óxido es cuando esta se encuentra sumergida sobre el metal líquido. Cuando el aluminio fundido tiene una película de óxido sobre su superficie este se vacía, rotando en forma de oleaje arrastrando burbujas en masa fundida dentro del metal.

Existen diferentes formas que conducen al agrietamiento por formación de películas dobles de óxido [13]:

- a) Por turbulencia superficial, en la cual el metal líquido viaja en cierta dirección por lo que el movimiento del frente líquido asegura que la formación de la película superficial da un tiempo limitado para el crecimiento de esta, por lo que estas películas arrastradas son muy delgadas, pequeñas, irregulares y numerosas, esto ocurre ampliamente durante todo tipo de vaciado.
- b) Por inmersión del material durante la fundición; estas películas son a menudo gruesas, con grandes áreas, especialmente si se emplean los retornos de una operación de fundición en arena.
- c) Por flujo laminar, en el que el líquido durante la fundición generalmente fluye de forma paralela. El fluido es estacionario, luego crece una película de superficie gruesa a pesar de que el metal líquido puede estar viajando a alta velocidad. Las películas asimétricas forman grandes grietas horizontales o verticales y, por lo tanto, también son comunes en piezas de fundición sobre la parte superior.

- d) Por el paso de burbujas o aire o gases a través del metal fundido, creando un largo rastro de burbujas. Dado que la mayoría de los sistemas en funcionamiento atraen hasta un 50% de aire, no se encuentran en las entradas del vaciado ni en la superficie de la fundición.

### **2.7.3 Porosidad por la presencia de hidrogeno**

El hidrógeno aumenta naturalmente debido a la presencia de ciertos hidrocarburos, temperatura, tiempo y humedad del ambiente. Esto hace que sea prácticamente imposible evitar el aumento de la porosidad en la mayoría de los sistemas de fundición.

Aun así, es cierto que algunas fundiciones no experimentan problemas porque se producen ciertas condiciones para una absorción mínima de hidrógeno como son:

- a) Bajo contenido de hidrógeno, generalmente asociado con baja humedad del ambiente durante la fundición.
- b) Por protección del metal fundido de su entorno (como, por ejemplo, en una fundición de baja presión (cerrada).
- c) Cuando no se ha alterado la capa de óxido superficial, durante la fundición esta puede continuar protegida del medio ambiente, creando así poco óxido sobre la superficie, ya que puede ocurrir por reacción de agua o gases de hidrocarburos la liberación asociada de hidrógeno.

La adición de algunos elementos de aleación como el Na y Sr tienen la desventaja potencial de aumentar la porosidad en la fundición. Este resultado mejora la reactividad del metal fundido, lo que resulta en gran peligro debido al aumento de hidrógeno. En algunas circunstancias, las películas formadas, permanecen flotando libremente en el metal líquido, por lo que pueden disminuir el crecimiento interdendrítico e iniciar la porosidad, aunque se predice que el enfriamiento más rápido y el uso de moldes con menor contenido de gas pueden reducir estas desventajas.

En general, pueden ocurrir dos tipos de porosidad en el aluminio fundido: porosidad de gas y porosidad por contracción. La porosidad por gas, que generalmente tiene una forma bastante esférica, resulta de la precipitación de hidrógeno, durante la solidificación (porque la solubilidad

de este gas es mucho mayor en el metal fundido que en el metal sólido), o por la formación de burbujas de gas durante la inyección a alta velocidad de metal fundido en fundición a presión.

La otra fuente de porosidad es la solidificación por contracción, que frecuentemente toma la forma de vacíos interdendríticos, los cuales también pueden llegar a tener un tamaño macroscópico. Estos vacíos pueden ser agrandados por el hidrógeno, y porque las dendritas más grandes resultan de la solidificación más lenta, el tamaño de dicha porosidad también aumenta a medida que la tasa de solidificación disminuye [14].

Por otra parte, debido a la importancia conocer el comportamiento de un fluido en movimiento es necesario tener en cuenta los fundamentos de mecánica de fluidos, ya que con el avance de la mecánica de fluidos computacional ha hecho que ya se puedan estudiar y aplicar métodos numéricos a cuerpos geométricos que contengan fluidos líquidos o gases.

## 2.8 Fundamentos de mecánica de fluidos

El estudio del movimiento de fluidos que conllevan el transporte de masa y momento requiere del conocimiento de ecuaciones y leyes que rigen estos fenómenos. Además, el fluido posee cierta cantidad de energía térmica al igual que sus alrededores con los cuales interactúa.

Las ecuaciones que rigen estos fenómenos de transporte son; continuidad, momento en 3 direcciones y energía conocidas comúnmente como ecuaciones de Navier-Stokes.

La ecuación de continuidad ó ecuación de balance de masa es una expresión de la ley de conservación de la masa. La ecuación 1 muestra esta expresión en forma diferencial [15].

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{\partial(\rho v)}{\partial x} + \frac{\partial(\rho v)}{\partial y} + \frac{\partial(\rho w)}{\partial z} = 0 \quad \text{Ec. 1}$$

En donde  $\rho$  es la densidad,  $t$  es el tiempo,  $v$ ,  $v$  y  $w$  es la masa con respecto de las direcciones  $x$  y  $z$ , respectivamente.

Esta ecuación expresa que la masa que entra en un volumen de control es igual a la que sale a menos de que haya acumulación o disminución de la cantidad acumulada en el sistema, lo cual está representado por el término transiente. Esta ecuación es de suma utilidad para determinar las velocidades del fluido a partir del flujo y el diámetro del orificio por donde circula el fluido. Si se analiza la siguiente ecuación en forma integral (Ec. 2) observamos que el primer término representa

la velocidad de acumulación de la masa en el sistema y el segundo término expresa el flujo neto de masa a través de la superficie [15].

$$\frac{\partial}{\partial t} \int_V \rho dV = - \int_S \rho v \cdot n dS \quad \text{Ec. 2}$$

En donde  $\rho$  es la densidad,  $n$  coeficiente de convección,  $t$  es el tiempo,  $v$  es el volumen,  $S$  es la superficie

La ecuación de balance de momento establece la conservación de las fuerzas y la respuesta del material a estas. Estas fuerzas pueden ser de 2 tipos, fuerzas superficiales y fuerzas volumétricas.

Las fuerzas superficiales son transmitidas por contacto mecánico en la superficie del material. Por otra parte, las fuerzas que se transmiten sin contacto en la superficie como la acción de la gravedad o campos electromagnéticos son llamadas fuerzas volumétricas dependientes por unidad de volumen.

La ecuación 3 representa la ecuación de balance de momento en forma integral.

$$\int_V \frac{\partial}{\partial t} (\rho v) dV = - \int_S n \cdot (\rho v) dS + \int_S t dS + \int_V \rho b dV \quad \text{Ec. 3}$$

En donde  $\rho$  es la densidad,  $n$  coeficiente de convección,  $t$  es el tiempo,  $v$  es el volumen,  $S$  es la superficie

El primer término de esta ecuación  $\int_V \frac{\partial}{\partial t} (\rho v) dV$  corresponde a la velocidad de cambio del momento interno en el material, el segundo término  $- \int_S n \cdot (\rho v) dS$  corresponde al momento entrante a través de la superficie, el tercer término  $\int_S t dS$  representa la tracción en la superficie y por último, el cuarto término  $\int_V \rho b dV$  representa las fuerzas volumétricas.

Para el caso de un fluido newtoniano la ecuación anterior toma la forma:

$$\rho \frac{dv}{dt} = -\nabla p + \nabla \cdot (2\mu D) + \rho b \quad \text{Ec. 4}$$

En donde  $\rho$  es la densidad,  $t$  es el tiempo,  $v$  es el volumen,  $\nabla p$  es el tensor de presiones,  $\mu$  es la viscosidad,  $D$  es el grado de deformación del tensor y  $b$  es la viscosidad.

En este caso el segundo termino  $-\nabla p + \nabla \cdot (2\mu D)$  representa el tensor de presiones, el tercer  $\rho b$  término representa el tensor de esfuerzos debido a las fuerzas viscosas.

Estas ecuaciones pueden ser resueltas considerando a la viscosidad y la densidad como constantes y considerar al fluido como un fluido potencial irrotacional, para dar origen a la ecuación de Bernoulli.

La ecuación de balance de energía es una expresión de la primera ley de la termodinámica, la cual expresa que “La energía no se crea ni se destruye, solamente se transforma”.

Esta ecuación en forma diferencial se muestra a continuación:

$$\rho \frac{d\varepsilon}{dt} = -\nabla \cdot q - \rho p \frac{dV}{dt} + \tau : D + \rho \dot{R} \quad \text{Ec. 5}$$

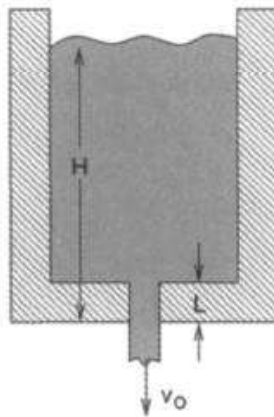
En donde  $\rho$  es la densidad,  $t$  es el tiempo,  $v$  es el volumen,  $\nabla$  es el tensor,  $p$  es la presión,  $q$  calor por conducción,  $\tau : D$  es la disipación de la viscosidad,  $\rho \dot{R}$  generación interna o producción y  $\varepsilon$  energía interna

El primer término de esta ecuación  $\rho \frac{d\varepsilon}{dt}$  representa la velocidad de cambio de la energía interna, el segundo término  $-\nabla \cdot q$  corresponde al calor transferido por conducción. El tercer término  $-\rho p \frac{dV}{dt}$  corresponde al trabajo hecho por compresión, seguido por el cuarto término  $\tau : D$  que representa el trabajo realizado para generar un cambio de forma a volumen constante. Finalmente, el último término  $\rho \dot{R}$  corresponde al calor generado internamente.

El resolver este conjunto de ecuaciones (balance de masa, momento y energía) en su forma general representa un reto que no se ha podido lograr debido a que existe un mayor número de incógnitas que de ecuaciones, por lo tanto, se utilizan condiciones iniciales y condiciones de frontera en conjunto con métodos numéricos iterativos para converger a una solución. Sin embargo, el estudio de estos métodos esta fuera del alcance de este proyecto, por lo que se utilizará software especializado para la solución de estas ecuaciones [15].

### 2.8.1 Vaciado por gravedad

Se realiza mediante el llenado de moldes por efecto de la gravedad, teniendo estas varias ventajas. Es simple, de bajo costo y completamente confiable, ya que no se sabe que tan perjudicial podría ser durante el proceso. Una forma de ver este vaciado de gravedad simple es el vaciado de metal líquido desde una olla como se muestra en la Figura 4 en donde **H** representa la altura instantánea, **L** el espesor de la cuchara y **V<sub>0</sub>** la velocidad inicial, siendo estas variables necesarias para medir la velocidad del líquido que este alcanza, considerando la ecuación de Bernoulli.



**Fig. 4** Vaciado por gravedad.

Sin embargo, a pesar que las ventajas terminan aquí comienzan las desventajas. Debido a las altas velocidades de los sistemas de llenado por gravedad siendo más hipersensibles a pequeños errores. Por ejemplo, una pequeña falta de coincidencia de un milímetro en el bebedero puede conducir fácilmente a la creación de volúmenes de defectos de arrastre.

A partir de la ecuación de Bernoulli se pueden deducir diferentes fórmulas para conocer las velocidades del fluido, flujo y tiempo de vaciado en función del volumen, sin embargo, estas fórmulas aplican para fluidos potenciales completamente desarrollados, donde se desprecian los efectos de la viscosidad además de considerar a la densidad y a la temperatura como constantes.

Por lo tanto, para poder analizar el comportamiento de un fluido considerando todas estas variables, se requiere de uso de software especializado para resolver las ecuaciones de continuidad, momento y energía de forma simultánea.

## 2.9 Investigaciones realizadas en simulación de arrastramiento de gas

Como se mencionó anteriormente, la solución de las diferentes ecuaciones de balance requiere del uso de un programa especializado. En el presente proyecto centrara nuestra atención en 3 softwares, los cuales son los más importantes en el área de la fundición a nivel científico e industrial, de los cuales a continuación se describen los avances más significativos de cada uno de ellos en la medición del volumen de gas arrastrado.

**MAGMASoft®**. Este es el programa con mayor reconocimiento a nivel mundial en el área de fundición. Este software utiliza el método de Diferencias Finitas para el mallado y simulación en conjunto con el método de volumen de control, por lo que divide el volumen de la pieza en una serie de cubos ya que realiza la generación de malla estructurada por bloques de volumen. Para esto, se basa en cuadrículas estructuradas que utilizan la solución secuencial de las ecuaciones de balance [16]. Para simular el flujo del fluido este programa utiliza el método de volumen de fluido (VOF), el cual es una técnica de rastreo de la superficie aplicada a una malla Euleriana fija donde las ecuaciones de Navier-Stokes describen el movimiento del fluido. En la actualidad, este programa está desarrollando el módulo de arrastre de aire el cual ya se encuentra en fase de pruebas y calibración.

Recientemente Hojjat y colaboradores [17], desarrollaron un modelo para predecir el arrastre de aire volumétrico durante el vertido. Se descubrió que la velocidad, el diámetro y la intensidad de la turbulencia de la corriente de líquido afectan la velocidad de arrastre de aire durante el vertido. En este estudio, el modelo de arrastre de aire desarrollado se validó con experimentos de modelado de agua. En los estudios de modelado de agua, el agua se vertió usando cucharas de vaciado por fondo. Se simulan los efectos de la apertura de la boquilla, la altura del cabezal, las velocidades de vertido y los depósitos de vertido. Las predicciones se comparan favorablemente con las mediciones experimentales. Los resultados indican que la altura baja de la cabeza y el tiempo de vertido corto tienen un efecto benéfico en la reducción del arrastre de aire durante el vertido. Además, una boquilla completamente abierta y el uso de una extensión de boquilla para cucharas de vaciado por el fondo reducen aún más la cantidad de aire arrastrado.

Otro programa ampliamente utilizado en el área de la fundición para la solución de las ecuaciones de balance es **FLOW-3D** al igual que MAGMASoft® se basa en el método de diferencias finitas, volumen finito y el método de volumen de control para resolver numéricamente las ecuaciones del

fluido y solidificación [18]. Este programa ya cuenta con un módulo capaz de calcular la cantidad de gas arrastrado durante el proceso de vaciado. FLOW-3D<sup>®</sup> utiliza las normales de la superficie libre para identificar el movimiento relativo de la superficie libre del líquido en cada estencil computacional. Una vez que ocurre el arrastre, una partícula con diámetro, densidad y el coeficiente de restitución constantes se genera en el lugar de arrastre para representar el óxido arrastrado. Posteriormente, las partículas se rastrean hasta su ubicación final. Para evitar generar gran cantidad de partículas, la ocurrencia de eventos de arrastre para cada estencil computacional se evalúa en función de una frecuencia de generación definida por el usuario.

Este modelo es validado con experimentos en sistemas de alimentación con y sin filtro. Los resultados indican que la muestra tomada del sistema utilizando filtro presenta una menor cantidad de partículas comparado con el sistema sin filtro. Estos resultados concuerdan con los resultados de las pruebas de flexión y resistencia mecánica de las muestras experimentales [17].

Por otra parte, el programa **ProCAST<sup>®</sup>**, al igual que los dos anteriores, utiliza el método VOF para resolver las ecuaciones que gobiernan el movimiento del fluido, sin embargo, para resolver la parte de la solidificación, así como la concentración de esfuerzos residuales, entre otros, este programa utiliza el método de Elemento Finito (FEM). FEM es una técnica ampliamente utilizada para obtener soluciones a ecuaciones diferenciales parciales. El primer de este método consiste en dividir la región dada en elementos de forma simple creando una malla. ProCAST<sup>®</sup> produce mallas tetraédricas. Este software cuenta con un módulo para el cálculo del arrastre de aire [19].

En este caso, la cantidad de aire arrastrado en la masa fundida y en la pieza final se predice cualitativamente utilizando el módulo de gas que se basa en una predicción de la turbulencia y fragmentación de la superficie libre.

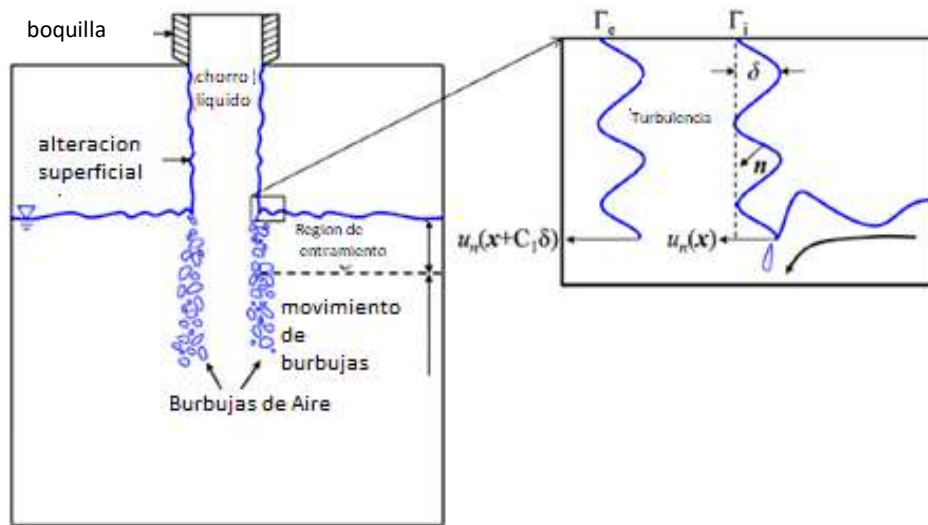
De acuerdo a Ndalima y colaboradores [38], los cuales desarrollaron un modelo para predecir la formación de óxidos en inclusiones, en donde con el número de Weber y el número de Froude de igual manera ocupando los programas mencionados anteriormente, utilizando varios parámetros de la superficie del metal líquido la velocidad crítica de 5 m/s, radio de la superficie oxidada entre otras, por lo que solamente se puede predecir donde se formara la mayor cantidad de porosidad [38].

Sin embargo, hasta el momento, estos programas entregan resultados que deben ser interpretados de forma cualitativa, debido a que hasta el momento no se ha podido medir la cantidad de gas arrastrado por el metal líquido de forma precisa, lo cual es uno de los objetivos del presente proyecto.

## 2.10 Arrastre de aire

Durante el llenado del molde, el flujo de líquido que impacta sobre una superficie libre puede ocasionar arrastre de aire debido al hundimiento del líquido en el área de impacto, aunado a las pequeñas discontinuidades en la superficie del chorro. Por lo tanto, este fenómeno es altamente dependiente de la velocidad, turbulencia y diámetro del mismo ya que este fenómeno ocurre por la alteración superficial del metal líquido [17].

La Fig. 5 muestra una imagen esquemática de este fenómeno.



**Fig. 5** Representación esquemática del fenómeno de arrastre de aire [17].

El fenómeno de arrastre de aire durante el vaciado de un líquido ha sido ampliamente estudiado para el caso del agua como fluido de estudio. Ervine y Ahmed [20] desarrollaron una correlación entre el volumen de gas arrastrado durante el vaciado y el volumen de agua, como se observa en la ecuación Ec. 6.

$$Q_e/Q_l = 0.003 \frac{U_j^2}{gd_j} \quad \text{Ec.6}$$

En donde  $Q_e/Q_l$  es el volumen de aire arrastrado por 1 volumen de líquido vaciado, 0.003 corresponde a un factor de baja turbulencia y  $\frac{U_j^2}{gd_j}$  corresponde al número de Froude.

$$Fr_j^2 = \frac{U_j^2}{gd_j} \quad \text{Ec.7}$$

$Fr_j^2$  corresponde al número de Froude,  $U_j^2$  es la velocidad,  $g$  es la gravedad y  $d_j$  es el diámetro del chorro líquido.

Esta correlación establece que existe una relación entre la energía cinética turbulenta, la energía potencial y el diámetro del chorro. El factor que multiplica al número de Froude al cuadrado en la Ec. 7 es un factor que depende de la turbulencia del jet, siendo 0.003 el utilizado para bajas intensidades.

Algunos autores [21] utilizan la correlación desarrollada por Ervine para estimar la cantidad de gas arrastrado en algunos metales líquidos, sin embargo, existen diferencias considerables como se mencionará posteriormente.

Existía cierta controversia de que este fenómeno pudiera ocurrir en metales líquidos debido a que las burbujas de aire no son visibles como en el caso del agua. Sin embargo, es bien sabido que la mayoría de los metales líquidos poseen una viscosidad cinemática muy similar al del agua, por lo tanto, este último ha sido ampliamente utilizado como fluido para el modelado durante el vaciado de metal. ( $\nu = 1.0 \times 10^{-6}$ ,  $0.93 \times 10^{-6}$  y  $0.6 \times 10^{-6}$  m<sup>2</sup>/s para el agua a 20°C, acero y aluminio líquidos respectivamente). Sin embargo, existen diferencias considerables en tensión superficial [22, 23], además de otros fenómenos como la formación de capas de óxido, las cuales pueden interferir en el proceso de arrastre de aire y a su vez modificar los valores de tensión superficial y viscosidad del metal líquido en cuestión.

Debido a estas diferencias y al efecto de la temperatura, los valores obtenidos de los modelos empleando agua como fluido solo pueden ser utilizados como referencia. Sin embargo, algunos reconocidos autores como Campbell [24] establecen que existe una relación entre la velocidad crítica para la mayoría de metales la cual se encuentra entre 0.35 m/s y 0.5 m/s. La velocidad crítica es la velocidad mínima requerida para que el fenómeno de arrastre tome lugar.

Una velocidad crítica de 0.5 m/s corresponde a la desarrollada por un chorro en caída libre desde una altura de 12.7 mm la cual estos autores utilizan como referencia para el caso del aluminio. Esta velocidad crítica no se ha podido demostrar experimentalmente, por lo que se ha establecido en base a experimentos realizados con agua y observaciones metalográficas, debido a la dificultad de realizar mediciones en metal líquido a altas temperaturas y debido a las diferencias mencionadas anteriormente, este valor seguramente difiere de los valores reales que puedan ser obtenidos.

El arrastre de aire durante el llenado de un molde es la principal fuente de oxígeno, el cual al estar en contacto con el metal da lugar a la formación de inclusiones [23].

El oxígeno en ese aire arrastrado reacciona inmediatamente con elementos en el metal líquido para forman óxidos sólidos, líquidos y / o gaseosos. Los óxidos gaseosos a menudo pueden escapar de la cavidad de fundición, los óxidos líquidos y sólidos se transportan con el metal líquido y finalmente terminan como inclusiones después de la solidificación [17].

Se han desarrollado algunos modelos para predecir el volumen de gas arrastrado durante el vaciado de agua. Jingsen y colaboradores [23] desarrollaron un modelo que además de predecir el volumen de aire arrastrado puede predecir la ubicación y la velocidad del mismo.

Este modelo de arrastre de aire fue derivado de un simple argumento, el cual establece que la energía cinética turbulenta cerca de la interfaz líquido-gas, da origen a la formación de cavidades de aire, siendo estas cavidades atraídas hacia el líquido si su velocidad excede la de la interfaz. Esto produce una expresión simple para la tasa de arrastre como un producto del gradiente de la velocidad del líquido dirigido hacia abajo de la superficie libre y la energía cinética turbulenta local del líquido.

Este modelo de arrastre de aire se utilizó en las ecuaciones promediadas por Reynolds para un modelo de dos fluidos e implementado en un código computacional de dinámica de fluidos multifásicos (CMFD), CFDSHIPM. De forma general los resultados presentaron una buena

aproximación con los obtenidos experimentalmente, sin embargo, el modelo presentó dificultad para resolver los vórtices formados en regiones con cierto grado de turbulencia [25].

Existen modelos propuestos para ser utilizados para metales líquidos basados en este modelo validado con agua, sin embargo, aún se encuentran en desarrollo o fase experimental [17].

Majidi y colaboradores [26] investigaron el efecto de las condiciones de vaciado y diseño del sistema de entrada sobre el arrastre de aire durante el llenado del molde, encontrando en sus distintos diseños, que al incrementar el tamaño de la boquilla de salida del metal líquido este tiende a disminuir la turbulencia del chorro el cual reduce significativamente el volumen de arrastre de aire, de igual forma demostraron que si el sistema se presuriza, con un aumento en la presión inicial lo cual nos indica el número 4 en donde el primer canal de alimentación está semipresurizado, para posteriormente estar no presurizado indicado que el canal de alimentación está más ancho correspondiendo al número 8, por último se tiene un canal de alimentación presurizado a más alta presión con un canal de alimentación más angosto que los demás, indicado por el número 3 siendo esta relación (4:8:3), por lo que se tendrá una fundición limpia, con un mínimo de defectos por lo que los resultados de estos investigadores dan una orientación para la fabricación del sistema de vaciado para la medición de arrastre de aire.

### **2.11 Avances del volumen de gas arrastrado durante el proceso de vaciado**

Estudios recientes han demostrado que este fenómeno ocurre durante el vaciado de aluminio [1]. Archer y colaboradores [1], realizaron experimentos en donde mencionan que el arrastre de aire durante el llenado del molde conduce a inclusiones de óxido que pueden disminuir severamente las propiedades mecánicas de las piezas fundidas. A pesar de esto, el volumen de aire que se arrastra durante el vaciado de metales líquidos nunca se había cuantificado.

Estos investigadores realizaron mediciones experimentales con atmósferas de argón y aire para determinar el volumen total de gas arrastrado durante el vaciado y el volumen de oxígeno consumido. Además, estos investigadores encontraron una gran diferencia entre las relaciones de arrastre para las atmósferas de argón y aire, lo cual se puede deber a que parte del oxígeno es consumido durante el vaciado, sin embargo, las diferencias fueron considerables tomando en cuenta que el aire únicamente contiene un 21% de oxígeno.

Ciborowski y Bin [27] dan un número crítico para el chorro en el número Weber,  $We_j$ , para el punto de partida y una correlación para el velocidad crítica del chorro,  $u_e$ , que incluye los efectos de tensión superficial ( $\sigma$ ) la densidad ( $\rho$ ) y el diámetro ( $d_j$ ) del chorro como en la siguiente ecuación.

$$We_j = 400 \text{ or } u_e = \sqrt{400 \frac{\sigma}{\rho d_j}} \quad \text{Ec.8}$$

El arrastre de aire durante el llenado del molde es una fuente principal de oxígeno que se consume durante la formación de inclusiones. El arrastre de aire ocurre en discontinuidades en los flujos de superficie libre y se manifiesta en forma de burbujas.

En este estudio, se desarrolla una técnica para medir cuantitativamente el volumen de aire arrastrado por un chorro de metal líquido que emana de una cuchara de vaciado por el fondo a través de una boquilla y se sumerge en una piscina de metal líquido. La configuración experimental se prueba primero con agua como fluido de trabajo. Las simulaciones de los experimentos con agua se realizan utilizando un software de simulación de fundición disponible.

Las tasas de arrastre de aire instantáneas predichas,  $V_e / V_l$  de las simulaciones se integran al mismo tiempo que se recoge el aire durante los experimentos, para encontrar la relación volumétrica de arrastre de aire,  $V_e/V_l$ , que luego se compara con la relación medida anteriormente con la siguiente ecuación [28].

$$\frac{V_e}{V_l} = 0.003 Fr_j^2 \quad \text{Ec. 9}$$

En donde  $V_e$  es el volumen de aire arrastrado por  $V_l$  volumen de líquido vaciado, 0.003 corresponde a un factor de baja turbulencia y  $Fr_j^2$  corresponde al número de Froude.

En cada uno de los experimentos para diferentes alturas fue medida a cantidad de gas en función de la temperatura, el volumen de gas recolectado durante el vaciado fue comparado con el recolectado dentro de la bolsa de aire, sin embargo, fue imposible medir la temperatura del gas en durante el vaciado y medición del gas arrastrado, lo cual puede introducir cierto grado de incertidumbre o error en las mediciones.

Sin embargo, en el trabajo solo se realizo investigación en la parte de simulación, no se realizaron mediciones del daño microestructural producido bajo las diferentes condiciones de vaciado ni se realizaron pruebas mecánicas para tener alguna relación con el volumen de gas arrastrado. Los resultados de estos investigadores mostraron una buena tendencia, sin embargo, la cantidad de gas predicho por las simulaciones fue notablemente mayor a la cantidad medida, lo cual se puede deber a los efectos de la temperatura y tensión superficial.

De acuerdo con Cao y colaboradores [29] existen aspectos de flujo de calor para la simulación de piezas fundidas, un descubrimiento reciente ha revelado que las predicciones calculadas pueden ser muy diferentes de los valores observados experimentalmente. El modelado del flujo, donde se toma en cuenta el grado de turbulencia adecuadamente parece ser bueno en su capacidad macroscópica. Sin embargo, se requerirá una mejor resolución y la posible incorporación de la tensión superficial para simular el efecto dañino del arrastre de aire en la mayoría de las fundiciones de metales [29].

Se han desarrollado modelos para predecir la cantidad de defectos en fundiciones, dentro de los cuales, la porosidad es uno de los principales defectos en las piezas fundidas porque reduce las propiedades mecánicas de una pieza fundida. La formación de porosidad resulta del efecto de dos mecanismos; contracción por solidificación y segregación por precipitación de gases. Felberbaum [30], analizo un modelo para la predicción de microporosidad, macroporosidad y contracción de distintos metales.

Las investigaciones realizadas por Hanxue y colaboradores [28] para el proceso de fundición a alta presión y predicción de la porosidad en este, dieron como resultados que a mayores velocidades de llenado se obtiene una mayor cantidad de porosidad en diferentes zonas de la pieza, existiendo una relación entre simulaciones de las velocidades bajas, intermedias y altas, disminuyendo significativamente la porosidad en las zonas críticas a una velocidad de llenado de 1.59 m/s [30].

Se han desarrollado modelos los cuales toman en cuenta el efecto de diversos elementos de aleación y gases en la formación de porosidad. Sin embargo, el modelado de estos fenómenos físicos todavía requerían ser mejorados como, por ejemplo, considerar factores como: la evolución de la forma de estos defectos y la influencia de difusión de hidrógeno en el crecimiento de los poros [31].

En el caso del aluminio, las presencias de los defectos antes mencionados generados por el arrastre de aire tienen un fuerte efecto sobre el grado de porosidad. Hojjat y colaboradores [36] desarrollaron un modelo para predecir la ubicación y la tasa de arrastre de aire como parte de una simulación de llenado de molde. Estos investigadores calculan la tasa de arrastre de aire local en función de la energía cinética turbulenta y la magnitud del gradiente de velocidad normal del metal líquido en la interfaz líquido-aire. La energía cinética turbulenta se estima a partir de la suma de los cuadrados de los componentes de velocidad en relación con una velocidad media. El modelo de arrastre de aire se implementa en un software de simulación de fundición y fue validado al comparar sus predicciones con las mediciones experimentales de arrastre de aire para un chorro de agua circular que se sumerge en una piscina de un líquido en reposo. Sin embargo, este modelo y el software que lo implementa carecen de un factor de calibración para metales líquidos ya que este modelo fue realizado tomando agua como fluido de referencia.

Dou y colaboradores [30] realizaron la investigación del proceso a alta presión mediante una simulación numérica para evaluar la solidificación y defectos del proceso, por lo que realizaron el modelo de simulación de cuatro probetas, en las cuales estuvieron monitoreando la solidificación, velocidades de alimentación, arrastre de aire y porosidad. Resultando así una mayor cantidad de defectos a una mayor velocidad de alimentación sin afectar las zonas críticas de las probetas, dando como resultado una menor resistencia a la tensión [32].

Por otra parte, Dai y colaboradores [31] estudiaron el comportamiento de flujo de metal líquido usando diferentes diseños de sistemas de alimentación. Estos investigadores encontraron que las diferencias en alimentación tienen efectos importantes sobre la resistencia mecánica de las piezas fundidas de aleación de aluminio. En este artículo, se desarrolla un nuevo modelo, el cual es un programa bidimensional que utiliza una técnica de diferencias finitas y el método Marker and Cell (MAC), para simular el flujo de metal líquido durante el llenado de un molde. El programa utiliza un método Euleriano para el flujo de metal líquido, mientras que, para la película de óxido, se utiliza un método lagrangiano (OFET), simulando el movimiento de la película de óxido en la superficie del metal líquido o en el flujo del metal líquido.

Dai y colaboradores [33], obtuvieron resultados relevantes, los cuales se compararon con los resultados de ensayos de flexión y la cantidad de micro defectos. De manera general, se observó que la reducción de la velocidad de entrada puede reducir efectivamente la cantidad de defectos en

las fundiciones, lo cual se puede lograr controlando el comportamiento del flujo de metal líquido y disipando la energía cinética del metal en el corredor [33].

En esta investigación se desarrolló la simulación que predice el crecimiento y el movimiento de las inclusiones de óxido durante el vaciado, así como su ubicación sobre la superficie de las fundiciones. Siendo estas originadas durante el vaciado o vertido sobre una superficie libre, para un posterior crecimiento el cual es controlado por la transferencia de oxígeno desde la atmósfera.

En un estudio realizado por Meléndez y colaboradores [34] se simuló el movimiento de las inclusiones en el cual se tomaron en cuenta parámetros como la flotabilidad.

Este modelo se validó comparando los resultados de la simulación con las mediciones realizadas en las fundiciones de arena, obteniéndose un buen resultado general de los estudios de la sensibilidad de las predicciones a varios parámetros del modelo. Sin embargo, este fue limitado por la resolución de la superficie libre (con un tamaño de malla del orden de milímetros), por lo que hubo la necesidad de limitar los tiempos de cálculo (no más del doble que una simulación sin inclusiones), lo cual reduce la resolución del modelo y lo hace hasta cierto punto impráctico para aplicaciones industriales, además de que los resultados de este modelo solo pueden ser interpretados de forma cualitativa, ya que solo fue validado por comparación debido a que hasta ese momento no se había podido cuantificar la cantidad de aire arrastrado durante el proceso de vaciado, a partir del cual se da origen a la formación de las inclusiones y otros defectos.

No obstante, en el futuro la investigación debería concentrarse en mejorar los submodelos para la medición de las inclusiones, crecimiento, aglomeración, y aumento en la precisión computacional en simulaciones de llenado en general. También sería interesante ampliar el modelo para predecir la distribución de inclusiones en el interior del metal fundido, esto implicaría dar seguimiento de las inclusiones hasta la completa solidificación, en lugar de solo hasta que se concluya el proceso de vaciado.

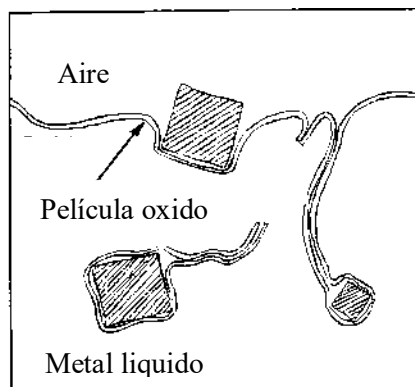
Archer y colaboradores [35], realizaron investigación sobre la cantidad de aire arrastrado, sin embargo durante la investigación había cierta incertidumbre en la temperatura en el punto de arrastre e impacto. Por lo que solo se sabía la temperatura de la mezcla de gas arrastrado, más el gas desplazado, porque se midió a la salida del molde con un termopar. Y la temperatura del gas desplazado se supondría que iba incrementando con el tiempo, porque se calienta debido a la

superficie radiante del líquido dentro del molde, por lo que pudo haber incertidumbre en la medición del gas arrastrado.

### 2.12 Defectos en las fundiciones de aluminio generados durante el proceso de vaciado

La importancia de poder predecir la cantidad de gas arrastrado durante el vaciado bajo diferentes condiciones es debido a que este gas da lugar a la formación de inclusiones y películas de óxido afectando las propiedades mecánicas de las aleaciones.

Campbell [6] menciona que muchos de los metales en estado líquido presentan cierta turbulencia durante el vaciado, siendo esta acción la principal causante de películas creadoras de defectos internos, principalmente burbuja atrapadas, creando películas de óxido dentro del material como se muestra en la Fig. 6.



**Fig. 6** Representación esquemática de la turbulencia causando películas dobles de óxido [6].

Este tipo de defectos dentro del material son difíciles de detectar debido a su bajo espesor el cual en algunas veces alcanza únicamente unos cuantos átomos de espesor, pero su efecto es considerable, ya que, al estar presentes en forma de películas dobles, la cohesión entre las caras internas de estas películas es casi nula.

La presencia de estos defectos propicia la fractura del material a lo largo de estas imperfecciones afectando notablemente a las propiedades mecánicas. Además, su presencia favorece la generación de otros defectos como la nucleación y crecimiento de compuestos intermetálicos y porosidad favorecida por la contracción durante la solidificación generando esfuerzos internos.

Desde el punto de vista ingenieril, la variabilidad en la resistencia a la fatiga de las fundiciones de aluminio depende de la distribución de defectos en la fundición. Las aleaciones de aluminio generalmente no son homogéneas; pueden contener dos o más tipos de defectos de fundición comunes, que son porosidades por la presencia de gas, porosidad por contracción y películas de óxido e inclusiones. Durante el análisis de los defectos encontrados a lo largo de la pieza concluyen que existe una distribución de diferencias en morfología de defectos uniformemente en todas las aleaciones de aluminio [6].

Se ha observado que los datos obtenidos de ensayos de fatiga no pueden ser descritos correctamente de forma estadística ya que al promediarlos o manipularlos, estos adquieren cierta uniformidad a lo largo de todo el material y de muestra a muestra. El análisis estadístico de Weibull ha aplicado múltiples distribuciones de defectos para describir correctamente los datos de vida de fatiga del aluminio sobre piezas fundidas [36], sin embargo, las técnicas estadísticas no describen a los fenómenos que ocurren de forma particular y solo reflejan una tendencia del comportamiento.

Las consecuencias debido a la presencia de películas dobles de óxido microestructuralmente como lo menciona Campbell [37], son que durante el crecimiento del grano este se vean fuertemente influenciados por la presencia de este óxido. Durante su investigación, se introdujeron artificialmente las películas dobles de óxido rotando fuertemente el metal líquido, formándose estas películas interdendriticamente, observándose espacios de aire entre la mitad de las películas dobles de óxido. Por lo que estos actuaron como centros de nucleación para que el gas presente en el metal líquido se aloje, formándose un vacío durante la solidificación formando así porosidad en el metal.

Por otra parte, Sun y colaboradores [35], investigaron el comportamiento de una aleación de aluminio durante el proceso de fundición para el llenado de moldes a baja presión, en donde el aire atrapado en mayor cantidad, quedo atrapado en la parte superior por lo que conjugo una mayor cantidad de gas atrapado dando así origen a la formación de los bifilms.

Una de las técnicas más utilizadas para la cuantificación de estos defectos es el ensayo de presión reducida (RPT). La prueba consiste en tomar una pequeña muestra de metal líquido y dejarla solidificar en una atmósfera de presión reducida. La reducción de la presión permite la expansión de los huecos producidos por hidrógeno y la contracción del metal durante la solidificación. Esta técnica es ampliamente utilizada a escala industrial para la cuantificación de hidrógeno.

En otro estudio, Giarmaty y colaboradores [36] realizaron el análisis de la porosidad mediante topografía computarizada sobre la superficie de las muestras de los ensayos de presión reducida. Por lo que se realizó un análisis cuantitativo para evaluar la calidad de defectos en la fundición, relacionando fracción volumétrica de los poros con la presencia de películas dobles de óxido. Encontrando que a un mayor contenido de bifilms se obtuvo una mayor presencia de porosidad dentro del material.

Campbell [6, 38], reportó que existe una relación entre el volumen de huecos observados en el ensayo de presión reducida y la cantidad de películas dobles generadas durante el proceso de vaciado. Este reconocido investigador sugiere que los bifilms actúan como huecos preexistentes hacia donde migra el hidrógeno presente en la aleación y donde se facilita la nucleación de poros debido a la contracción ya que la interface entre la película doble opone muy baja resistencia [6, 38]

Existen algunos valores utilizados para dar un parámetro de referencia el cual pueda expresar la confiabilidad de la pieza. Algunos de estos parámetros son el índice de películas dobles (Bifilm index), la densidad de películas dobles (bifilm density) y la distribución de Weibull [36].

Sin embargo, aun cuando los resultados de estas técnicas tienen un buen grado de concordancia, los resultados solo muestran cierta tendencia de un grupo de muestras. Los resultados de estas pruebas indican tendencias lógicas como, por ejemplo: a mayor cantidad de poros o poros de mayor longitud, habrá una mayor probabilidad de falla. Sin embargo, no se puede asegurar que estos poros sean únicamente debidos a películas dobles ya que como ellos mismos mencionan, no es posible separar por completo el efecto del hidrógeno. Por lo tanto, no se pueden identificar plenamente las causas del defecto.

Existen algunos estudios donde se relaciona la velocidad de vaciado con la disminución de las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio. Mahammad y colaboradores [25] analizaron el efecto de el vaciado de una aleación de aluminio a diferentes temperaturas (680°C y 750°C) y velocidades de vaciado (2.0 cm/s y 16.0 cm/s), subsecuentemente se realizaron ensayos de dureza y tensión para conocer cada una de sus propiedades.

Las observaciones y los resultados indicaron que los usos de temperaturas de vaciado más cercanas a las temperaturas de fusión de las aleaciones producen piezas de fundición de buena calidad con los valores óptimos de dureza y resistencia 65.5 y 112 N / mm<sup>2</sup>. Para este caso, establecen una velocidad de vaciado óptima es en el rango de 2.0 cm/s a 2.8 cm/s, donde la dureza y resistencia obtenidas fueron de 65.4 y 127 N/mm<sup>2</sup> [39].

En otro trabajo de investigación, Wisam y colaboradores [40] realizaron el estudio del efecto de la velocidad de vaciado para posteriormente hacer el análisis de los defectos mediante técnicas no destructivas. Se realizaron pruebas de penetración (PT) y la prueba ultrasónica (UT) para describir los defectos superficiales. Se encontró que cuando la velocidad de vaciado aumenta, los defectos superficiales aumentan significativamente.

De la misma forma, se observó que conforme la velocidad de vaciado incrementa los defectos superficiales son cada vez más, la cantidad de defectos internos (subsuperficiales) disminuyen notablemente debido a que la velocidad de vaciado tiene un efecto opuesto en los defectos superficiales y subsuperficiales por lo que debe haber un flujo constante durante el vaciado. Por lo tanto, la velocidad requerida durante el llenado de la pieza dependerá de la aplicación donde la superficie o la estructura interna sea más importante [41].

Para la cuantificación del daño debido al arrastre de aire Mutat y colaboradores [14] , utilizaron un aparato para realizar un ensayo de presión reducida (RPT) en el cual introdujeron muestras que fueron vaciadas desde diferentes alturas, 3.5 , 25 y 150 mm. El análisis demostró que el número, tamaño y fracción de volumen de poros incrementaron con el incremento de la velocidad del líquido. Por lo tanto, de acuerdo con estos autores, los resultados demuestran que la energía cinética adicional entra en forma de películas de óxido.

Esta investigación demostró que el oxígeno se encuentra dentro y alrededor de los poros dando así evidencia de las películas de óxido formadas como sitios de iniciación para la formación de estos poros. Estos autores concluyen que a mayor velocidad, se incrementa el arrastre de oxígeno durante el vaciado, lo que da lugar a un mayor tamaño de poros causando un mayor daño microestructura, disminuyendo considerablemente sus propiedades mecánicas [42].

Sin embargo, este estudio no tuvo un control en varias de las variables como son; la velocidad de vaciado, el flujo y la continuidad del chorro, aunque estos parámetros no se mencionan durante el

desarrollo, se consideraron variables como la altura, llevándose a cabo el vaciado de forma manual. De igual manera, no presentan información del diámetro del chorro del líquido, el cual tiene un fuerte efecto sobre el fenómeno de arrastre como lo demostraron Ervine y Ahmed [20].

Por último, en este trabajo de investigación tampoco se realizó la medición de la cantidad de gas absorbido donde los efectos del hidrógeno, nitrógeno y oxígeno pueden jugar papeles distintos.

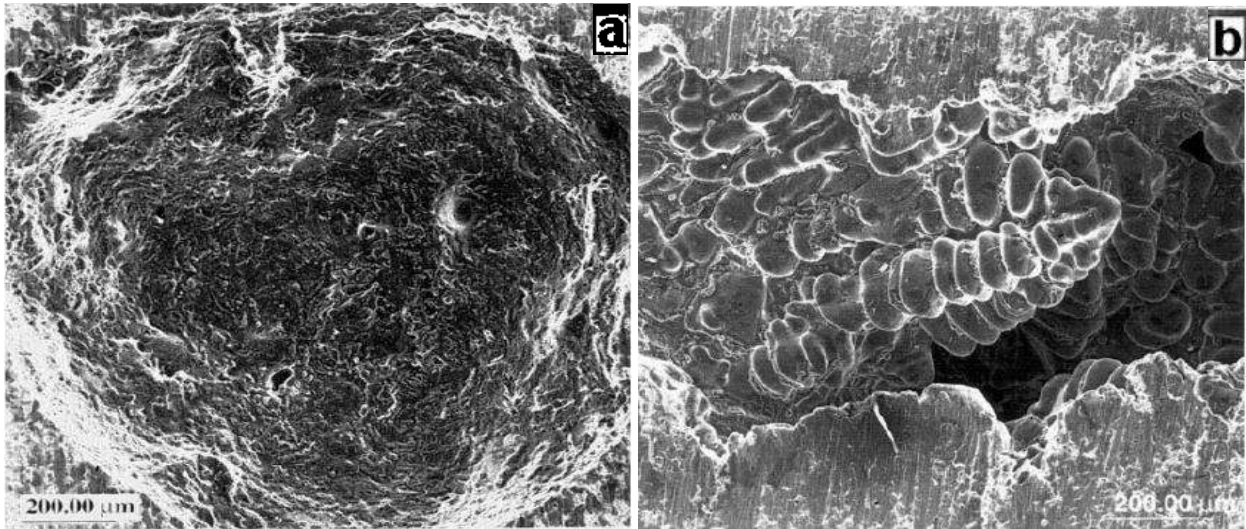
Como se mencionó anteriormente, el arrastre de películas de óxido en el metal tiene un efecto perjudicial. Se ha demostrado que varios mecanismos propician la formación de películas de óxido dentro de los que se incluyen: deformación superficial del líquido, chorros de agua y rastros de burbujas. Las películas finas de óxido se forman rápidamente sobre una superficie metálica líquida cuando se exponen a una atmósfera oxidante. Estas protegen la masa fundida de una mayor oxidación o enriquecimiento de gases. Sin embargo, estas películas de superficie son relativamente frágiles y pueden ser arrastradas por el metal fundido.

Las temperaturas de fusión en la mayoría de los óxidos que forman las películas son mucho mayores que la temperatura de la masa fundida, por lo que una vez formadas permanecen sólidas. Estas películas flotan debido a las fuerzas de flotabilidad, ya que al contener gas en su interior tienen una densidad menor que el metal fundido, sin embargo, esto es un proceso lento debido a su tamaño extremadamente pequeño (solo varios nanómetros en volumen).

Comúnmente, las películas dobles de óxido generadas dentro del proceso de fundición de metal no tienen tiempo flotar, desplegándose y aglomerándose durante el proceso de fundición. Estas películas tienen una tensión superficial alta y crecen en aglomeraciones no metálicas a medida que avanza la solidificación. Como una solución a este problema, se sugiere la utilización de largos periodos de permanencia en el horno así como altas temperaturas de vaciado, por lo que las burbujas de gas y las impurezas relacionadas floten o se sedimenten, pero se sabe que un aumento de la temperatura de vaciado no es benéfica para la calidad de la fundición y la apariencia de la superficie de la pieza fundida [32].

Los métodos actuales encontrados en la literatura publicada para el modelado de defectos de fundición han sido descritos y revisados críticamente por Reilly y colaboradores [43], dando a conocer las cualidades y los problemas actuales asociados con los diferentes métodos disponibles. Sin embargo, se requieren investigaciones y desarrollos para permitir un modelado más preciso y eficiente con respecto a los defectos de fundición.

Todos los defectos internos en la fundición tienen distintas características, muchos metales exhiben fragilidad debido al alto contenido de películas dobles de óxido, afectando de igual manera a la macroestructura y la microestructura. Como se observa en la Fig. 7a la superficie de la aleación Al-7Si-4Mn de un poro esférico formado por la presencia de gas atrapado en una capa de óxido durante la solidificación y b) un poro irregular dendrítico, debido a la solidificación por contracción. Se sabe que la presencia de las mismas, tiene una fuerte influencia sobre el crecimiento de grano durante la solidificación, así como en la resistencia a la corrosión [6].



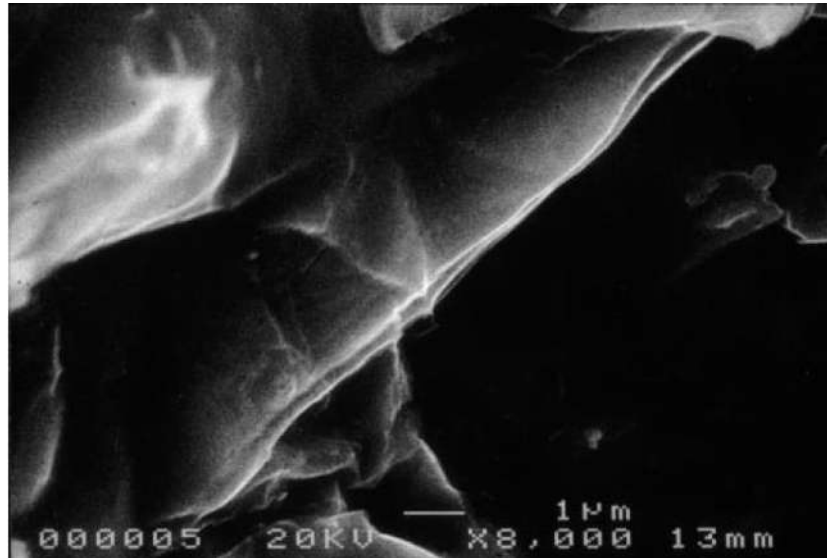
**Fig. 7** Micrografías SEM de la superficie de la aleación Al-7Si-4Mn de a) un poro esférico y b) un poro irregular dendrítico [6].

En un trabajo de investigación desarrollado por Gopalan y colaboradores [44], se estudió el fenómeno de formación de estas películas de óxido en fundiciones de aleación de aluminio, así como el efecto de estos sobre sus propiedades y sus técnicas para la evaluación de las mismas.

Estos autores mencionan que es de vital importancia el desarrollo de técnicas para la reducción de bifilms en metal líquido para mejorar la calidad de las fundiciones.

Como se mencionó anteriormente, estos autores resaltan la alta afinidad química del aluminio líquido y sus aleaciones con el oxígeno, lo que conduce a la formación de películas delgadas de óxido de superficie. Ellos sugieren que las películas de óxido pueden ser dobladas de forma aleatoria durante el vaciado del metal líquido, lo que da lugar a la formación de las películas dobles.

Estos defectos actúan como micro fisuras de tamaño micrométrico o grietas preexistentes donde precipitan compuestos intermetálicos y actúan como sitios de nucleación de porosidades reduciendo significativamente la fiabilidad de los componentes fundidos. Los bifilms en la aleación de aluminio pueden afectar la microestructura, tamaño de grano, espaciamiento de las dendritas y morfología de las mismas, disminuyendo la resistencia a la tracción, ductilidad, vida a la fatiga y vida útil del componente de la fundición de la aleación de aluminio.



**Fig. 8** Micrografía electrónica de barrido de la formación de películas dobles de óxido de un espesor de 20 nm en la región central sobre la superficie de fractura de una aleación de aluminio [44].

De acuerdo con Gopalan y colaboradores [44], los factores como la turbulencia superficial, la calidad de los materiales de carga y técnicas de vertido juegan un papel importante en la formación de estas películas. Estos autores describen técnicas como video-radiografía de rayos-x computarizada, fractografía, prueba de presión reducida y el análisis de Weibull las cuales son herramientas importantes para la identificación y estudio de bifilms en las piezas de fundición.

Las observaciones de Gopalan y colaboradores concuerdan en que un diseño adecuado de sistemas de alimentación, así como mantener un control adecuado sobre la calidad de la masa fundida puede evitar la formación de estos defectos. A su vez sugieren tratamiento como el “hipping”, el cual consiste en densificar componentes fundidos y presinterizados, así como mantener el metal fundido a temperaturas elevadas durante largos períodos de tiempo para producir la precipitación y sedimentación de los compuestos intermetálicos debido a las diferencias en densidad.

Sin embargo, es bien sabido que mantener el metal fundido por largos periodos de tiempo, elevando costos y produciendo un incremento en la cantidad de hidrogeno disuelto requiriendo de mayores tiempos durante la desgasificación con argón o nitrógeno [44].

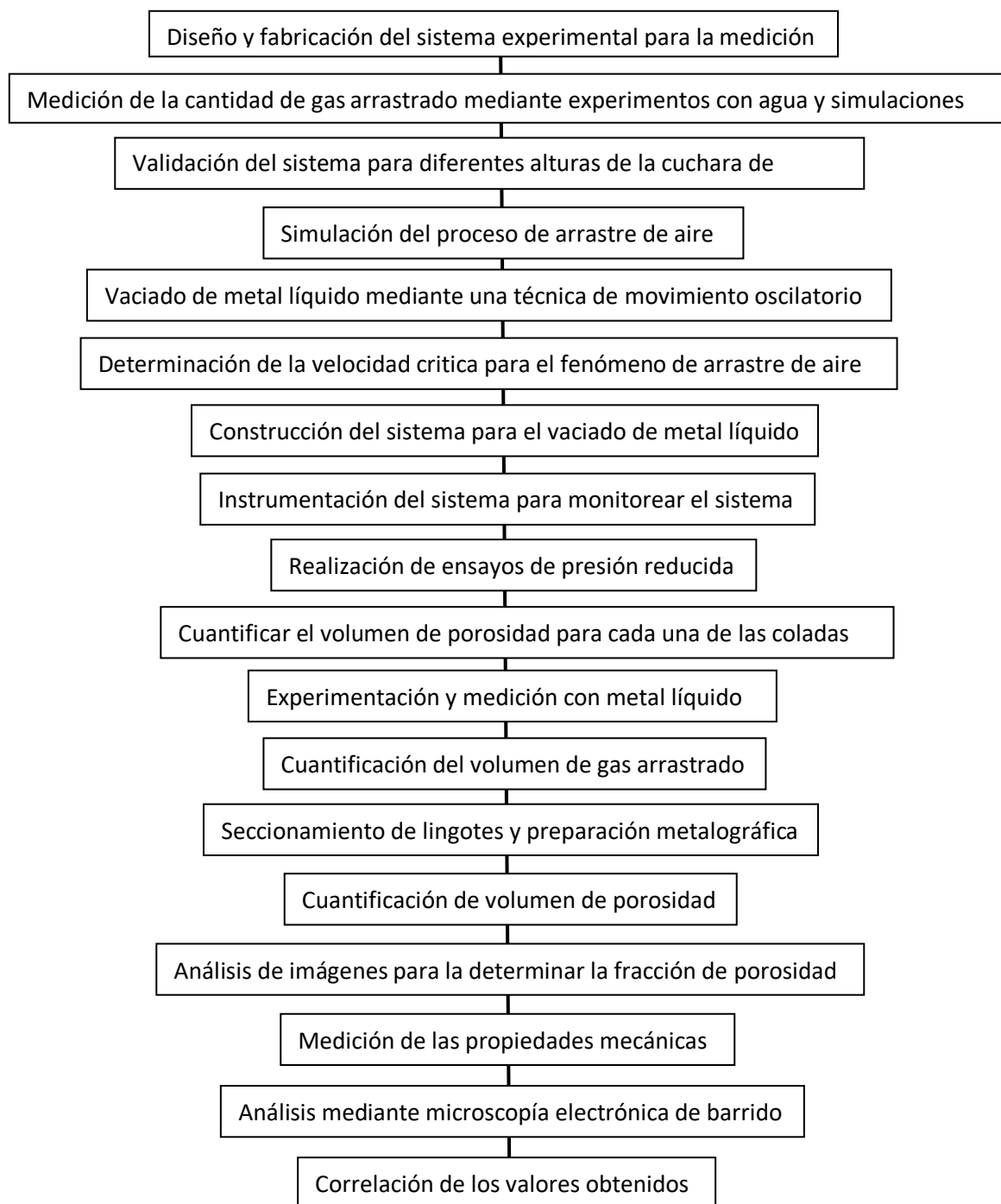
Una de las soluciones puede ser el cerrado de las películas dobles de óxido, uniendo las interfaces por la aplicación de presión, este proceso, por supuesto, puede ser alentado y acelerado por la aplicación de presión a la pieza fundida. Esta presión es aplicada inmediatamente después de la colada, la cual se tiene que ejercer antes de la solidificación. Esta técnica ha demostrado muchas veces que mejora las propiedades mecánicas. Del mismo modo, en el estado sólido, el mecanismo de prensado isostático en caliente llamado (hipping) se puede entender fácilmente para aumentar las propiedades mecánicas. Con esta técnica, los reordenamientos atómicos podrían permitir una cierta cantidad de enlaces de difusión, ayudando a la eliminación de dobles películas de óxido, evitando así la formación de grietas. A temperaturas más altas, por ejemplo, en el caso de los aceros, esta técnica tiene un comportamiento más favorable [45].

Debe resaltarse que la cantidad de defectos antes mencionados depende directamente de la cantidad de gas arrastrado a partir del cual se forma, por lo tanto, es de vital importancia determinar este volumen bajo diferentes condiciones para relacionarlo con la cantidad de defectos. Sin embargo, como se mencionó anteriormente, la medición del volumen de gas arrastrado en metal líquido, el cual se encuentra a una alta temperatura implica un alto grado de dificultad, además de que estas burbujas no son visibles y cambian su volumen debido al contacto con el líquido. Por lo tanto, existen pocos trabajos de investigación que presenten resultados confiables o certeros.

En función de la información encontrada en la literatura y trabajos experimentales realizados por el grupo de investigación, el capítulo siguiente, se presenta un diagrama con el procedimiento de cada una de las actividades realizadas en este trabajo de investigación. Además, se describe el diseño, la fabricación del sistema y los materiales utilizados para llevar a cabo la experimentación. Así mismo, se detalla cada una de las técnicas utilizadas para el vaciado de los experimentos realizados tanto para agua como para la aleación aluminio y se muestran las simulaciones realizadas a lo largo de la experimentación para posteriormente finalizar con las pruebas mecánicas, caracterización microestructural y macroestructural de las fundiciones obtenidas.

### III. DESARROLLO EXPERIMENTAL.

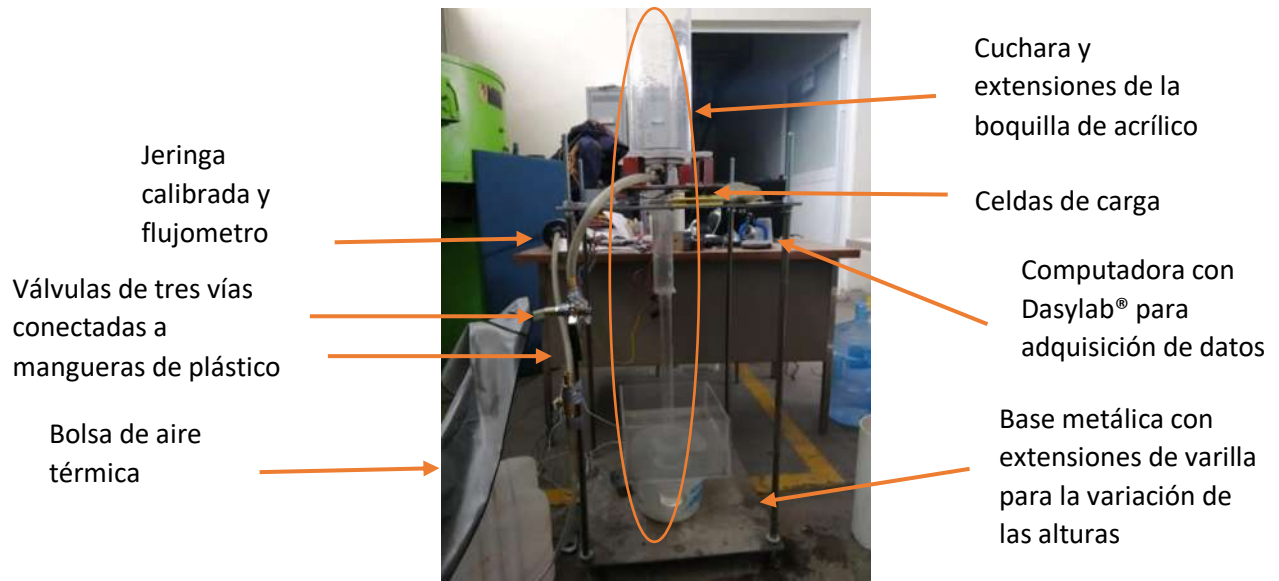
La Fig. 9 muestra el diagrama del procedimiento experimental de este trabajo de investigación.



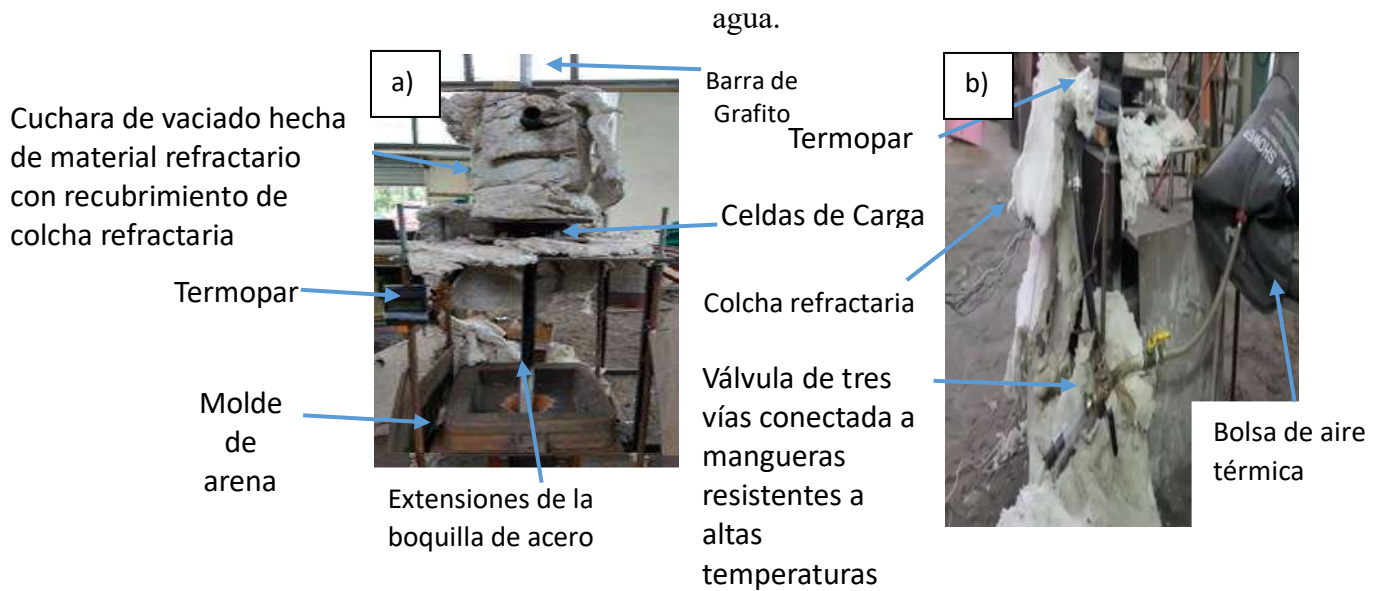
**Fig. 9** Diagrama de flujo de la metodología durante el desarrollo del proyecto.

### 3.1 Materiales.

Las siguientes figuras muestran la construcción de los dos tipos de modelos utilizados durante la experimentación, en la Fig. 10 se muestra el sistema de arrastre de gas utilizando agua como fluido de estudio, y en la Fig. 11a y b se observan los materiales utilizados para la construcción del sistema de arrastre de gas utilizando aluminio líquido como fluido de estudio.



**Fig. 10** Materiales para la construcción del sistema de arrastre de gas para pruebas con agua.



**Fig. 11 a y b** Materiales para la construcción del sistema de arrastre de gas para pruebas con aluminio líquido.

En la tabla 4 se muestra la composición química de la aleación A356, utilizada para las pruebas de arrastre de gas bajo las dos diferentes atmosferas, aire y argón.

**Tabla 4.** Composición química de los lingotes de la aleación A356 en % en peso.

Aleación	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Ti	Otros	Al
A356	0.2 max	0.25- 0.45	0.1 max	6.5- 7.5	0.2 max	0.1 max	0.2 max	0.15 max	Bal.

### 3.1.1 Diseño y fabricación del sistema de arrastre de gas.

Se realizó el diseño y fabricación del sistema de medición de arrastre de gas utilizando como fluido de estudio el agua, bajo diferentes atmósferas de gas, el cual consistió en una cuchara de vaciado por el fondo instrumentada mediante 4 celdas de carga con capacidad de 50 kg cada una para medir el flujo del líquido. Este sistema fue fabricado de acrílico el cual permitía observar el movimiento del líquido y determinar la técnica adecuada de vaciado en la cuchara para eliminar la vorticidad en un tiempo corto. El sistema se complementa con una serie de válvulas las cuales permiten la entrada de gas de la atmosfera durante los primeros segundos del experimento, así como dirigir el flujo de gas proveniente de la bolsa durante el tiempo de medición. El volumen de gas arrastrado es medido mediante un medidor de flujo marca Omega Modelo FMA1744 y verificado mediante una jeringa de calibración marca SpiroCal con capacidad de 3 litros, como se muestra diagrama en la Fig.12.



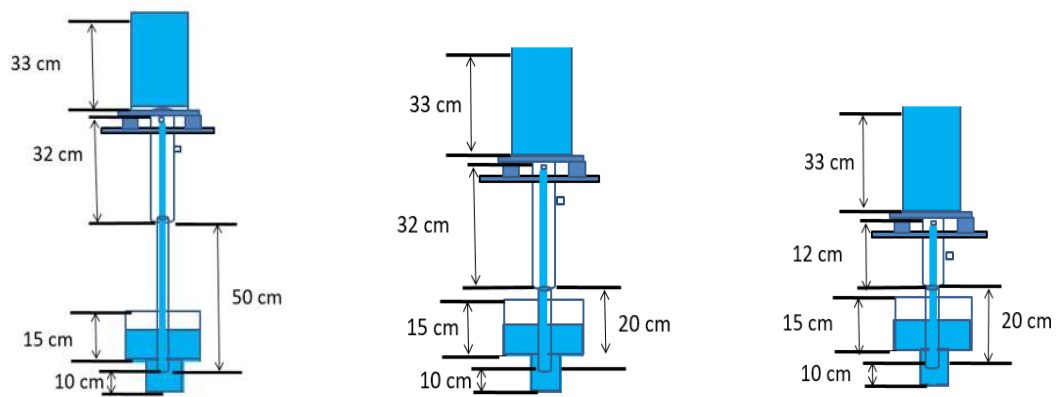
**Fig. 12** Diagrama del sistema experimental para la medición de arrastre de aire.

## 3.2 Procedimiento experimental

### 3.2.1 Medición de la cantidad de gas arrastrado en experimentación con agua

Debido a que las celdas de carga miden el peso, fue requerido hacer la medición de la densidad del agua, la cual fue determinada mediante un picnómetro de 25 ml de capacidad y una balanza analítica de alta precisión, dando como resultado una densidad de  $0.998 \text{ g/cm}^3$ . Se realizaron experimentos con diferentes alturas de la cuchara de vaciado, como se observa en la Fig. 9, para así validar la fiabilidad del sistema comparando con los resultados reportados por la literatura, así como experimentaciones previas.

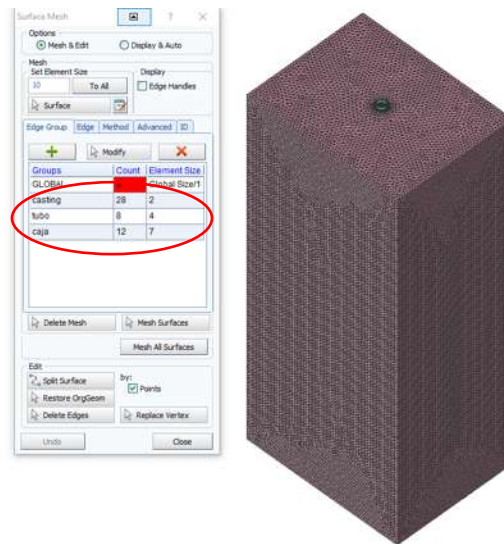
Se realizó la validación del sistema utilizando 3 alturas distintas, para producir 3 diferentes velocidades de vaciado (alta, intermedia y baja) como se muestra en la Fig. 11.



**Fig. 13** Alturas utilizadas para la medición de arrastre de aire usando agua como fluido de estudio.

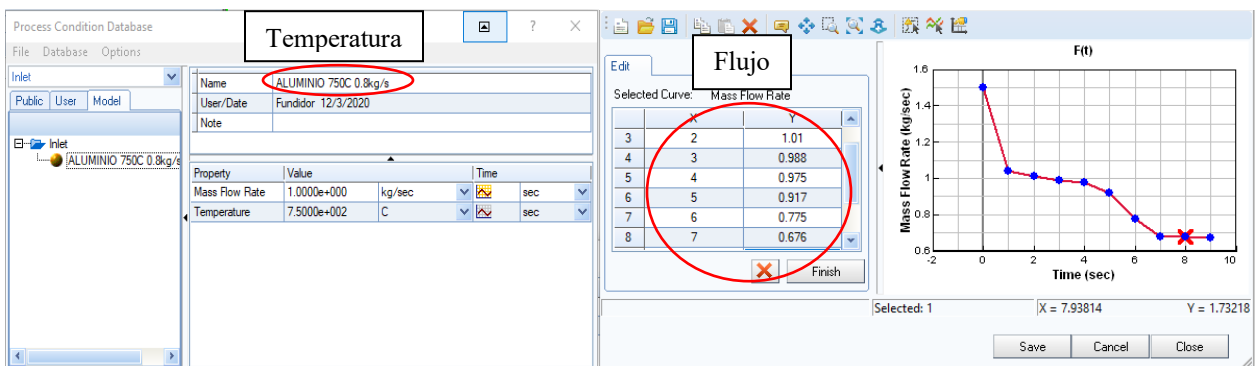
### 3.2.2 Simulación del proceso de arrastre de aire en aleación de aluminio

La simulación del proceso de arrastre se llevó a cabo mediante el uso del software ProCast®, para lo cual se utilizó un tamaño de malla para el metal líquido de 2 mm, 4 mm para el tubo de metal y 7 mm para el molde de arena como se muestra en la Fig. 14, utilizando las dimensiones de la altura mayor, ver Fig. 13.



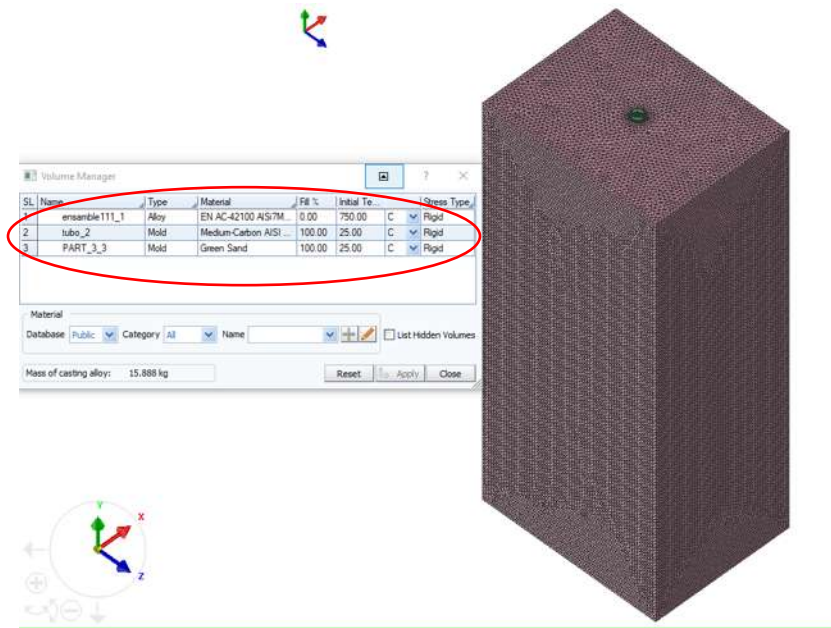
**Fig.14** Valores de mallado para la simulación.

La Fig. 15 muestra los valores de temperatura y flujo utilizados en la simulación. En el caso del flujo, este se fijó a partir de los valores medidos por las celdas de carga en los experimentos con metal.



**Fig. 15** Valores de temperatura y flujo durante la simulación.

En la Fig. 16 se muestra el tipo de aleación utilizada, cuya composición química corresponde al aluminio A356, acero al carbono para la extensión de la boquilla (tubo de acero) y arena en verde para el caso del molde. En el caso del tubo de acero y el molde estos se simularon con temperaturas iniciales de 20°C.



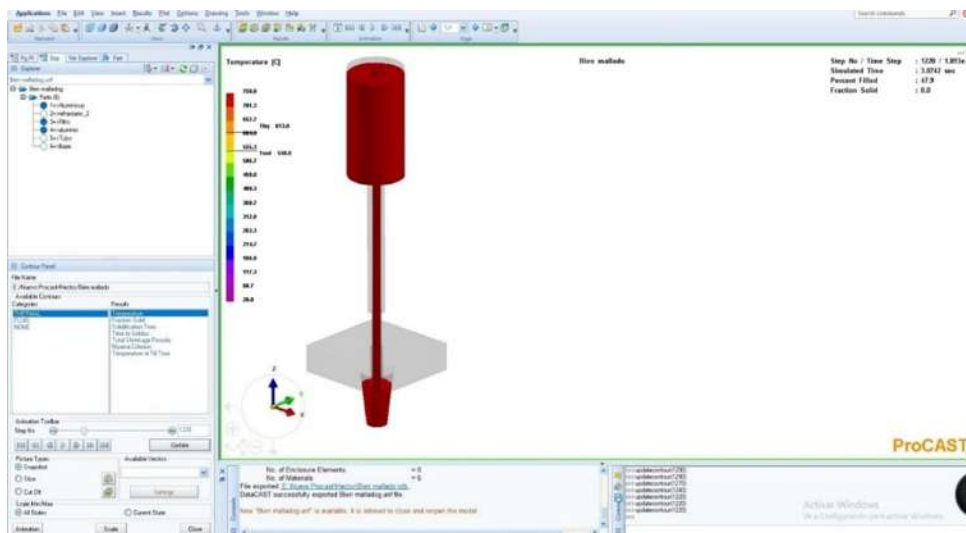
**Fig. 16** Tipo de materiales utilizados para la construcción del sistema en la simulación.

La Fig. 17 muestra el apartado de parámetros de simulación donde se realizó la activación del modelo de arrastre en el cual se rastrea el movimiento de la superficie del líquido, así como la activación del modelo para el flujo de fluido durante el llenado. Se establecieron los parámetros adecuados considerando la oxidación (1) y la conexión para el arrastre de aire en el módulo (unión (14)). Además, se consideró la activación del modelo de flujo de metal durante todo el vaciado y el llenado de la pieza, así como el modelo de arrastre, por último, se consideró que el volumen arrastrado da lugar a oxidación y un volumen de llenado del 98%.

Simulation Parameters						
File		Category	Unit			
Pre-defined Parameters		Select Pre-Defined Set	<input checked="" type="checkbox"/> Show String Selection			
<div style="display: flex; border-bottom: 1px solid black;"> <span>General</span> <span>Thermal</span> <span style="border: 1px solid black; padding: 2px;">Flow</span> <span>+</span> </div>						
Parameter		Type	Value	Value Unit	F(t) Unit	
FLOW	Flow model activation	Const.	ON(3, switch over T...			
FREESF	Free surface model activation	Const.	ON (Rapid filling)			
FREESOPT	Free surface algorithms	Const.	Advanced1 (mass c...			
GAS	Gas model activation	Const.	ON (no gas back pr...			
VFREQ	Velocity results storage freq...	Const.	10			
PREF	Reference pressure	Const.	1.0000e+000	atm		
PINLET	Activation of a pressure driv...	Const.	OFF			
LVSURF	Maximum fill fraction	Const.	9.8000e-001			
COURANT	Filling parameter	Const.	1.0000e+002			

**Fig. 17** Apartado de la activación del modelo de arrastre de gas.

Para asegurar un llenado exitoso y evitar el enfriamiento excesivo del metal durante su permanencia en la cuchara, se realizó la simulación del proceso completo de vaciado como se muestra en la Fig. 18, la cual muestra una simulación del proceso de vaciado de la cuchara al molde para la mayor altura utilizada en la experimentación.



**Fig. 18** Simulación del vaciado de aluminio líquido mediante el programa ProCAST®.

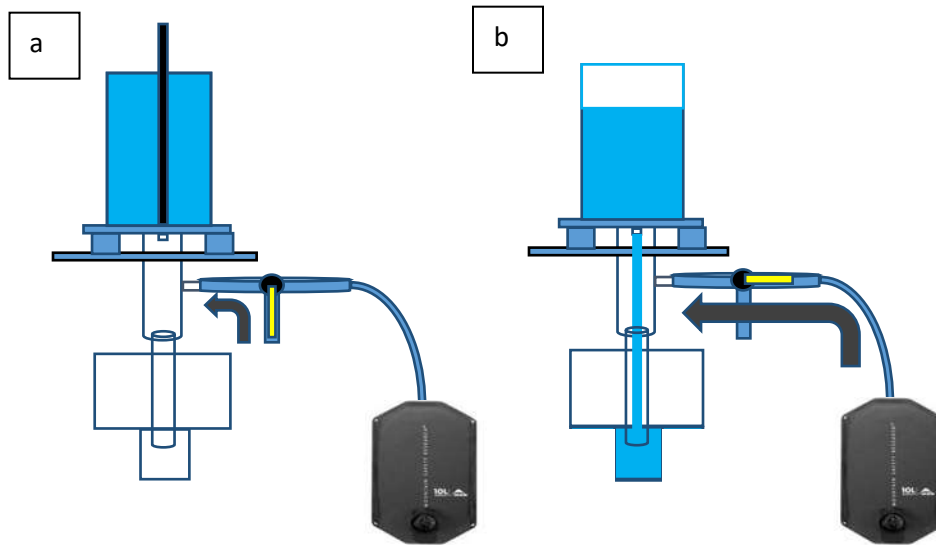
### 3.2.3 Técnica desarrollada para la medición del volumen de gas arrastrado

La medición del volumen de gas arrastrado durante el vaciado fue medida durante la descarga de un fluido mediante una cuchara de vaciado por el fondo, la cual permite tener un diámetro de chorro constante a la salida de la misma. Ya que la velocidad de salida del chorro disminuye conforme se procede a la descarga del contenedor, por lo cual el flujo másico y volumétrico son monitoreados durante el vaciado. El metal es vaciado en la cuchara con movimiento oscilatorio recíprocante para cancelar los vectores de vorticidad y obtener un chorro uniforme con menor intensidad de turbulencia como se muestra en la Fig. 19.



**Fig. 19** Técnica de vaciado implementada durante la experimentación.

El líquido logra estabilizarse durante 4 segundos y se procede a remover el obturador. Se permite el vaciado del líquido durante los 3 segundos iniciales, tiempo durante el cual se succiona aire de la atmósfera y se permite que la extensión de la boquilla quede sumergida para cerrar el sistema. Transcurridos los 3 segundos iniciales se procede a girar la válvula de 3 vías que conecta a la bolsa reservorio con la extensión de la boquilla como se muestra en la Fig. 20.



**Fig. 20** Modelo representativo del proceso de vaciado para la medición del arrastre de aire, como se muestra en la imagen a) donde se muestra el sistema abierto y en la imagen b) en donde el sistema que da inicio a la cuantificación del arrastre durante la experimentación.

En ese mismo momento se genera una señal en la celda de carga marcando el inicio de la medición con una duración de 5 segundos. Durante estos 5 segundos debido al fenómeno de arrastre se produce la succión de aire proveniente de la bolsa y transcurrido este tiempo se gira nuevamente la válvula para dejar pasar aire proveniente de la atmósfera y cerrar la bolsa generándose una nueva señal para identificar el final de la medición. Por lo tanto, el aire arrastrado durante los 5 segundos corresponde al aire faltante en la bolsa reservorio y los flujos de metal líquido corresponden a los valores registrados por las celdas de carga durante este tiempo. El flujo es obtenido mediante la derivación de la curva peso-tiempo, correspondiendo al flujo másico y posteriormente convertido a flujo volumétrico al dividirlo entre la densidad del aluminio líquido.

La determinación de la velocidad crítica para el fenómeno de arrastre se realizó mediante el análisis de videos tomados durante el proceso de vaciado en donde se observó el movimiento de un elemento flexible Fig.21 en el interior de una sección transparente de la tubería justo antes de la entrada a la extensión de la boquilla. Este elemento consiste en una película plástica semirrígida con forma circular del diámetro del tubo, la cual cuenta con una extensión flexible con un ángulo de 90° sujeta a la pared del tubo.



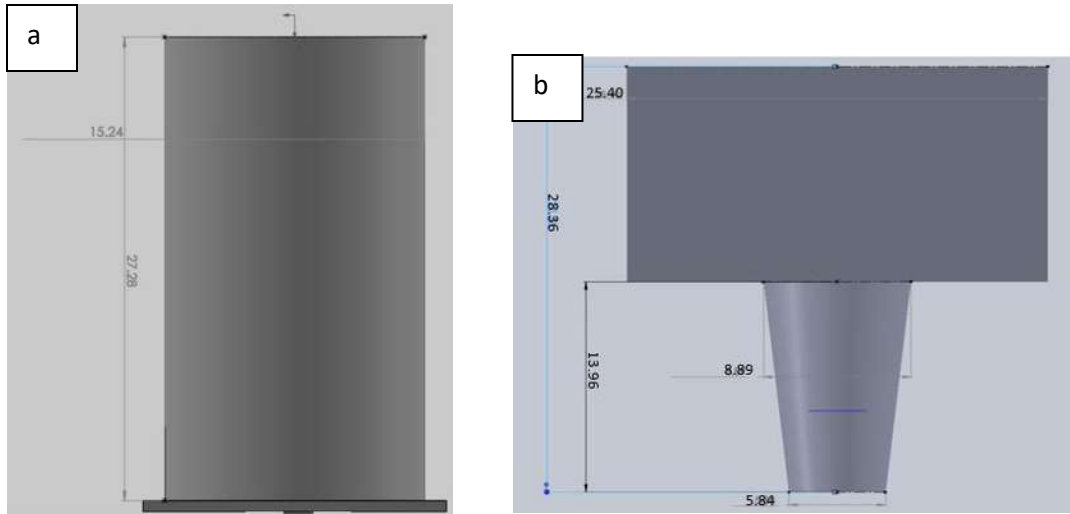
**Fig. 21** Elemento flexible color azul para comprobar el arrastre de aire durante la experimentación.

Por lo tanto, durante el fenómeno de arrastre el elemento flexible es empujado debido al flujo de aire en dirección positiva, por lo tanto, en el momento en que el elemento flexible regresa a su posición original y permanece estable se evidencia que el fenómeno de arrastre ha llegado a su final.

En el caso de los experimentos realizados con atmósfera de argón, se conectó un tanque regulado y una bolsa reservorio a la válvula que conectaba al sistema con la atmósfera para crear un flujo continuo de argón realizando el purgado del sistema. Así mismo, el aire de la bolsa reservorio fue sustituido por argón.

### **3.2.4 Construcción del sistema para el vaciado en metal líquido**

Para la construcción del sistema para vaciado de metal líquido se utilizó una cuchara de vaciado por el fondo de 15 cm de diámetro interno fabricada a partir de acero, recubierta con material refractario y una barra de grafito como obturador del flujo de metal. En el caso del molde, este cuenta con una sección transversal superior de 27 cm x 27 cm.



**Fig. 22** Diagrama acotado de las dimensiones de a) la cuchara y b) del molde.

El sistema fue instrumentado con celdas de carga para monitorear en tiempo real el flujo de metal, así como diferentes termopares para la medición de temperatura. La Fig. 23 muestra una fotografía del sistema utilizado para la mayor altura.



**Fig. 23** Sistema de vaciado para experimentos con aluminio líquido.

### 3.2.5 Ensayo de solidificación a presión reducida

Se realizaron ensayos de presión reducida en la máquina de la Fig. 25 para cada una de las coladas, obteniendo muestras antes del vaciado, directamente del horno de gas como se observa en la Fig. 24 y después del proceso de vaciado, obteniéndola directamente del molde de arena, para evaluar el contenido de hidrógeno presente. Para este ensayo las muestras se dejaron solidificar a  $-86 \text{ kPa}$  a  $-25 \text{ mmHg}$ . Este ensayo se realizó con la finalidad de poder comparar el volumen de porosidad de forma adecuada para cada una de las coladas.



Fig. 24 Fusión del aluminio en horno de gas.



Fig. 25 Máquina de presión reducida.

### 3.2.6 Experimentación y medición de aire arrastrado durante el vaciado de aleación de aluminio A356 líquido

Para la experimentación con aluminio líquido se utilizaron lingotes comerciales de la aleación A356 con la siguiente composición.

Tabla 5. Composición de la aleación de aluminio A356.

Aleación	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Ti	Otros	Al
A356	0.2 max	0.25- 0.45	0.1 max	6.5- 7.5	0.2 max	0.1 max	0.2 max	0.15 max	Bal.

Se fundió un total de 12 kilogramos por cada una de las coladas, por lo que se utilizaron lingotes comerciales con dicha composición.

Se realizaron experimentos variando la altura de la cuchara de vaciado manteniendo las mismas alturas utilizadas para experimentación con agua (ver Fig. 13) para producir diferentes rangos de velocidad y medir el volumen de gas arrastrado, así como aproximar la velocidad crítica de vaciado del metal con atmósferas de aire y argón.

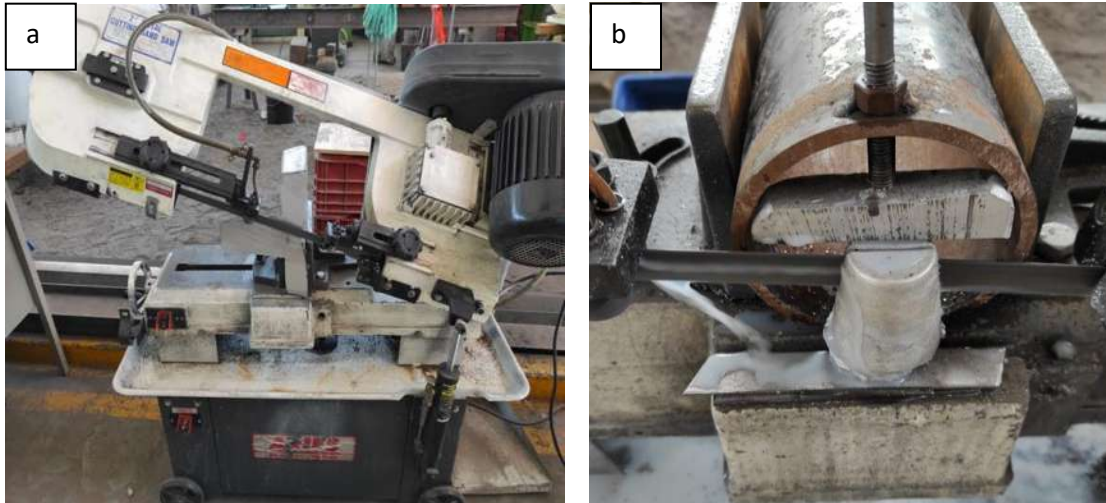
Ya que el metal requiere ser transferido del horno a la cuchara de vaciado donde también se da lugar al fenómeno de arrastre, se realizaron experimentos utilizando una atmósfera de argón durante el vaciado al molde para poder diferenciar el volumen de defectos producidos en cada una de las etapas. Los experimentos fueron monitoreados en tiempo real con diferentes tarjetas de adquisición de datos y el uso del software DasyLab<sup>®</sup>.

El volumen de gas recolectado fue cuantificado por medio de un medidor de flujo, así como una bomba de vacío regulada la cual realizaba la succión del gas, de la misma forma que en las mediciones realizadas con agua, los resultados fueron verificados con una jeringa de calibración. La temperatura del gas en la línea que alimenta al sistema de vaciado fue monitoreada mediante un sensor tipo K de 0.2 mm de diámetro con una alta sensibilidad.

La temperatura del metal líquido fue monitoreada en el horno y cuchara de vaciado, la cual se mantuvo entre 770 y 740 °C, respectivamente, con variaciones entre 5 y 10°C entre los diferentes experimentos.

### **3.2.7 Seccionamiento de lingotes y preparación metalográfica.**

Los lingotes obtenidos y las muestras del ensayo de presión reducida fueron seccionados con una sierra cinta Modelo BMT712 que se muestra en la Fig. 26 a y b, para posteriormente ser analizados en sentido transversal. El corte se llevó a cabo a baja velocidad con el uso de refrigerante para evitar el calentamiento del metal y/o la deformación plástica en la superficie del corte ocultando los defectos superficiales.

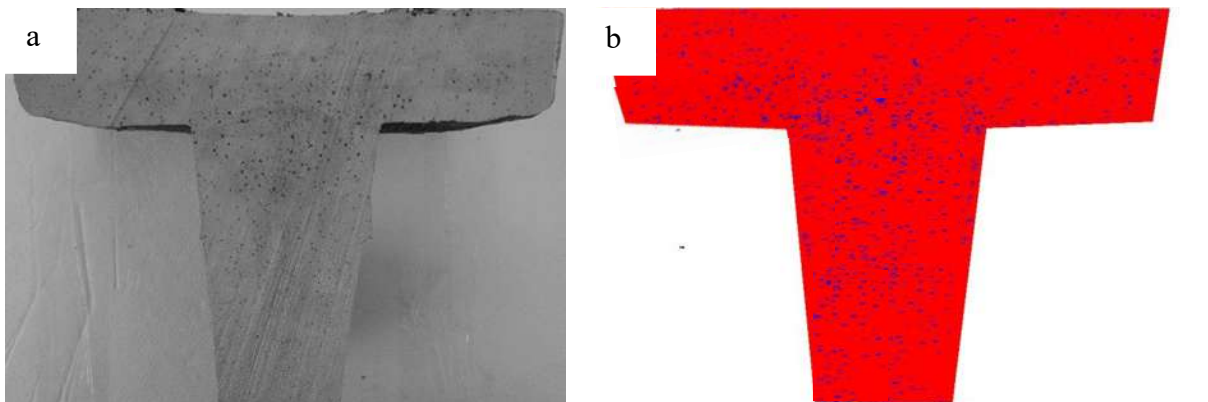


**Fig. 26** a) Seccionamiento de lingote obtenido de fundición, b) seccionamiento de una de las muestras de ensayo de presión reducida de manera longitudinal.

### 3.3 Métodos analíticos

#### 3.3.1 Cuantificación del volumen de porosidad

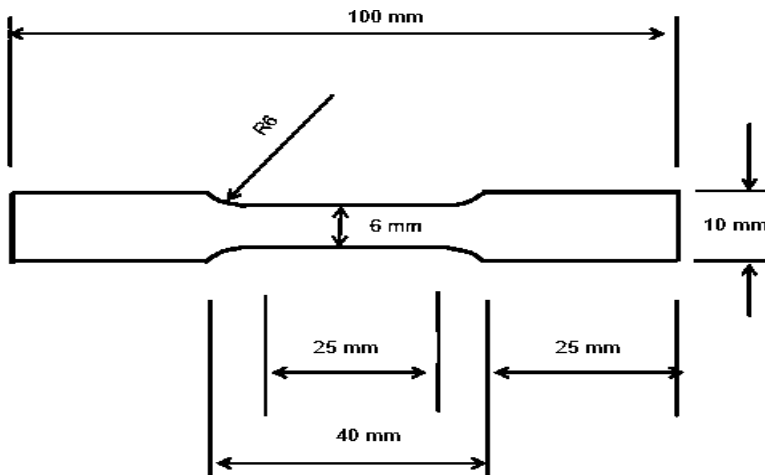
El volumen de porosidad fue cuantificado mediante el uso de software SigmaScan Pro<sup>®</sup> para análisis de imágenes. La Fig. 27a muestra una fotografía de la sección cortada, en donde se determinó la fracción de volumen de los defectos y su distribución en la pieza. La Fig. 27b muestra una imagen con una vez aplicado el contraste para determinar la fracción de volumen de poros observados.



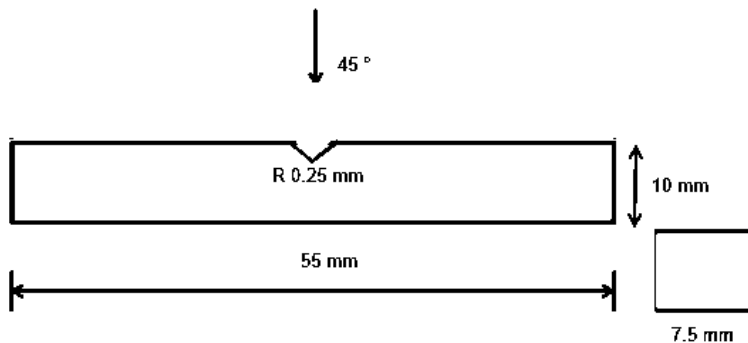
**Fig. 27** a) Fundición seccionada longitudinalmente y b) Análisis de la cuantificación del daño microestructural.

### 3.3.2 Medición de las propiedades mecánicas

Los ensayos de tensión se realizaron de acuerdo con la norma ASTM E8 [46] en una máquina de ensayos universales marca ZwickRoell® (Fig. 28 a) en probetas de sección reducida (Fig. 28 b), así como ensayos de impacto Charpy ASTM E32 [47] en probetas estándar (Fig. 29 a) en una maquina Instron modelo SI-1K3 (Fig. 29 b).



**Fig. 28** a) Dimensiones de probeta para ensayo de tensión. b) Máquina de ensayos de tensión ZwickRoell®.



**Fig. 29** a) Dimensiones de probeta para ensayo de impacto. b) Máquina de impacto Instron.

### 3.3.3 Análisis mediante microscopía electrónica de barrido

La caracterización metalográfica de la fractura de las probetas de tensión y de impacto se llevaron a cabo mediante el microscopio electrónico de barrido como se observa en la Fig. 30, relacionando así las superficies fracturadas con la cantidad de energía absorbida en cada uno de los ensayos. Así mismo se observó la microestructura de las fundiciones para observar a mayor magnificación los diferentes defectos y determinar su origen.



Fig. 30 Microscopio electrónico de barrido JEOL modelo JMS-6400.

### 3.3.4 Correlación de los valores obtenidos

Los valores obtenidos en los diferentes experimentos y cuantificaciones microestructurales fueron analizados y correlacionados para establecer relaciones entre los diferentes factores que producen el fenómeno de arrastre de aire, así como validar los resultados obtenidos en las simulaciones.

Los resultados calculados fueron obtenidos matemáticamente a partir de la ecuación propuesta por Ervine para encontrar la relación volumétrica con las siguientes ecuaciones 6 y 7 [3].

$$\frac{V_a}{V_w} = 0.003Fr^2 \text{ .....Ec. 6} \quad \text{donde} \quad Fr = v/\sqrt{gd_j} \text{ .....Ec. 7}$$

En la ecuación anterior  $V_a$  corresponde al volumen de aire arrastrado por el volumen  $V_w$  de agua vaciada. El factor 0.003 corresponde a un factor de baja turbulencia,  $Fr^2$  corresponde al número de Froude donde,  $v$  es la velocidad y  $d_j$  el diámetro del chorro líquido.

Para estos cálculos se requirió de las diferentes velocidades y diámetros los cuales varían en función del tiempo para cada experimento.

#### **IV. RESULTADOS Y DISCUSION.**

En el presente capítulo, se muestran los resultados de la investigación realizada para medir el volumen de gas arrastrado durante el vaciado de agua y aluminio líquido A356. En el primer caso se realiza la validación del sistema experimental utilizando agua como fluido de estudio. Posteriormente se muestran los valores obtenidos de las simulaciones con el programa ProCast®, en donde se introdujeron cada uno de los parámetros del sistema experimental con metal líquido para la aleación de aluminio A356.

Los datos obtenidos una vez realizada la simulación, los valores obtenidos se comparan con los resultados obtenidos con metal líquido, para determinar las velocidades de impacto, el volumen de gas arrastrado, y la velocidad crítica necesaria para dar lugar al fenómeno de arrastre de gas durante el vaciado. Los experimentos con metal líquido se llevaron a cabo en atmósferas de aire, así como bajo una atmósfera controlada de argón, posteriormente se realizaron los ensayos de tensión y de impacto para medir así sus propiedades mecánicas y un posterior análisis macro y microestructural.

##### **4.1 Diseño, fabricación y validación del sistema experimental para pruebas con agua**

Debido a que el diseño del sistema fue parte del desarrollo de la presente investigación, su diseño y fabricación son considerados parte de los resultados por lo que se incluyen en este capítulo. En la Fig. 31 se muestra un esquema del sistema utilizado para la medición del volumen de gas arrastrado utilizando agua como fluido. Este sistema consta de una cuchara de vaciado por el fondo soportada en una base instrumentada con 4 celdas de carga para monitorear el flujo en tiempo real. La cuchara de vaciado cuenta con una extensión de la boquilla la cual debe quedar parcialmente sumergida durante el experimento. En la parte inferior se encuentra un molde de acrílico el cual tiene forma cilíndrica en la parte inferior para reducir el tiempo de llenado en la primera etapa donde se requiere que la extensión de la boquilla quede sumergida. Una vez sumergida la boquilla todo el aire será proveniente de una bolsa que cuenta con una válvula de 3 vías. La bolsa es llenada con una jeringa de calibración con capacidad de 3000 ml.

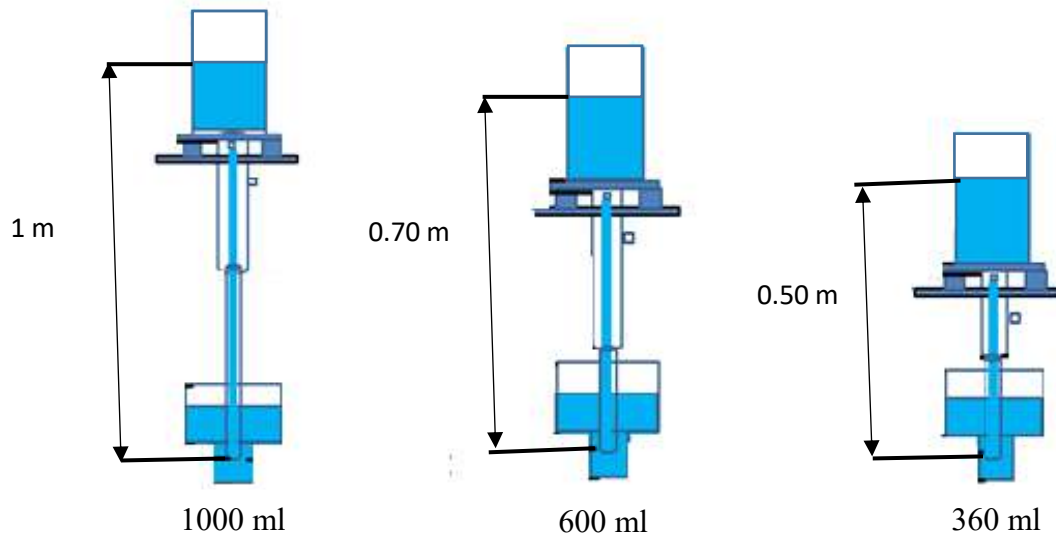
Una vez terminado el vaciado el aire remanente en la bolsa es succionado con una bomba de vacío regulada y se hace pasar por un medidor de flujo marca Omega Engineering®. Los datos registrados por las celdas de carga, el medidor de flujo, así como diferentes termopares localizados en la cuchara y el molde son registrados por una tarjeta de adquisición de datos.



**Fig. 31** Sistema utilizado para la medición del volumen de gas arrastrado utilizando agua como fluido.

#### 4.2 Validación del sistema experimental con pruebas de agua

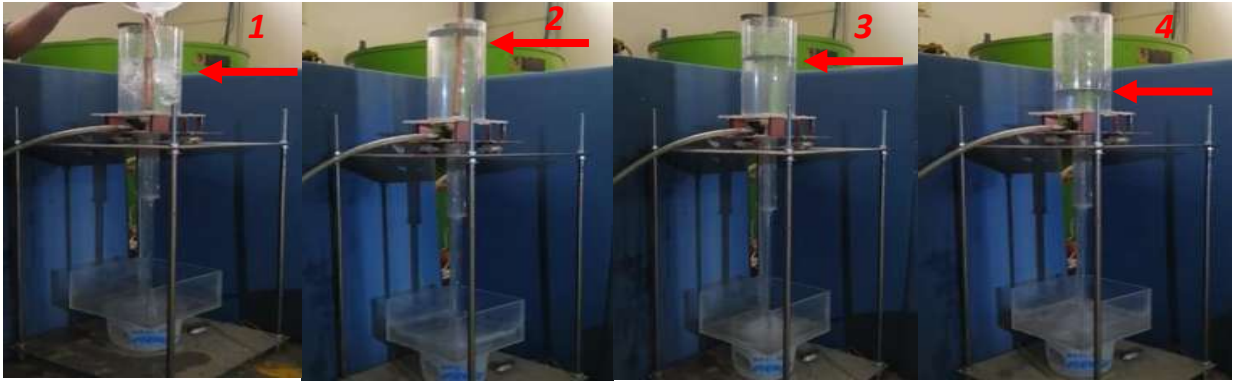
La validación del sistema propuesto se realizó utilizando agua como fluido. Las 3 diferentes alturas fueron elegidas para validar el sistema en un amplio rango de velocidades del líquido. Las alturas iniciales de cada experimento fueron presentadas en el desarrollo experimental, sin embargo, como la medición del volumen de gas arrastrado se lleva a cabo 3 segundos después de haber iniciado el vaciado, la Fig. 32 muestra las alturas iniciales efectivas 1 m, 0.70 m y 0.50 m para cada uno de los experimentos al inicio de la medición.



**Fig. 32** Esquema de las 3 diferentes condiciones de vaciado utilizadas para la validación del sistema con agua.

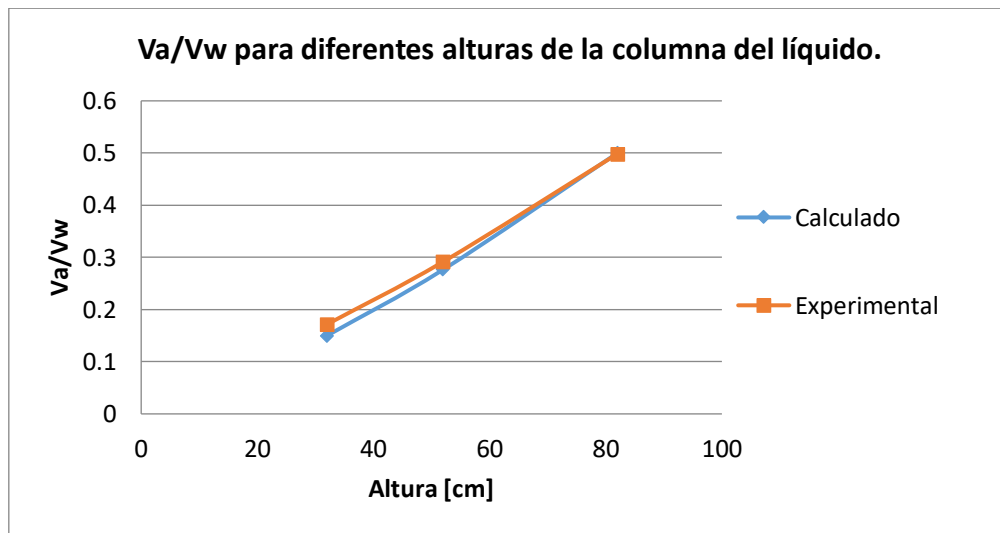
Un total de 5 litros de agua es vaciado durante el experimento. Para llenado con agua de la cuchara, se utiliza una técnica en la cual se cancelan los componentes del tensor de vorticidad, lo cual permite reducir el movimiento del agua en menos de 5 segundos (Etapa 1). Esta parte es muy importante a considerar ya que en los experimentos con metal el tiempo de mantenimiento en la cuchara debe ser reducido al máximo para evitar el enfriamiento del líquido. Durante los primeros 3 segundos del vaciado el aire es succionado de la atmósfera (Etapa 2).

Posteriormente, una vez sumergida la extensión de la boquilla se activa la válvula de 3 vías para permitir el flujo de aire de la bolsa hacia el molde durante 8 segundos (Etapa 3). Finalmente, la válvula es activada nuevamente para detener el flujo de aire proveniente de la bolsa durante los últimos segundos del experimento donde ocurre la formación de un vórtice y la separación del fluido (Etapa 4). La Fig. 33 muestra una secuencia de imágenes de las 4 etapas del vaciado.



**Fig. 33** Etapas del experimento para la medición del arrastre de aire.

Los resultados de los experimentos con agua a las diferentes alturas mostraron que el volumen de aire arrastrado incrementa con la altura obteniendo así, un volumen de aire arrastrado de 1000, 600 y 360 ml para una altura inicial de vaciado (al momento de la apertura de la válvula que conecta a la bolsa reservorio) de 1.0 m, 0.70 m y 0.50 m, estos valores dan como resultado una relación  $V_a/V_w$  (Volumen arrastrado/Volumen de agua vaciado) de 0.17, 0.29 y 0.50, respectivamente. En la Fig. 34, se muestra una gráfica de los valores de la relación  $V_a/V_w$  para las 3 diferentes condiciones utilizadas para la validación del sistema.



**Fig. 34** Volumen de arrastre de aire calculado por la ecuación de Ervine vs arrastre de aire experimental.

Las velocidades para los cálculos se obtuvieron a partir de los valores registrados por las celdas de carga, por lo que los flujos fueron obtenidos a partir de la derivada de la curva peso-tiempo.

Por último, las alturas instantáneas del líquido en la cuchara y molde durante el vaciado fueron monitoreadas mediante grabaciones sincronizadas con el contador de tiempo de la tarjeta de adquisición de datos, por lo que en ningún momento se utilizaron valores promedio.

La tabla 6 muestra los resultados obtenidos en los experimentos realizados con agua como fluido de estudio, así como los valores calculados con la correlación de Ervine utilizando las alturas instantáneas para cada altura, obtenidas a partir de los flujos medidos con las celdas de carga, así como las velocidades iniciales en la boquilla las cuales fueron de 2.07 m/s para las 3 alturas (baja, intermedia y alta) al momento del inicio de la medición, e iniciales al momento de la medición en el impacto para las alturas (baja 2.8 m/s ,3.3 intermedia y 4.15 alta) para cada instante de tiempo.

**Tabla 6. Volumen de Aire (Va) / Volumen de Agua (Vw), calculados y medidos experimentalmente.**

Altura Inicial [cm]	Va/Vw Calculado	Va/Vw Experimental con agua	Desviación estándar [ml]
100	0.50	0.50±0.010	15.3
70	0.28	0.29±0.008	15.3
50	0.15	0.17±0.008	20.2

Como se puede observar en la Tabla 6, existe una buena correlación entre los valores calculados y experimentales ( $r=0.99995552$ ), este coeficiente de correlación se obtiene a partir de la ecuación de Pearson [43].

$$r = \frac{\sum (x - \bar{x})(y - \bar{y})}{\sqrt{\sum (x - \bar{x})^2 \sum (y - \bar{y})^2}} \quad \text{Ec. 10}$$

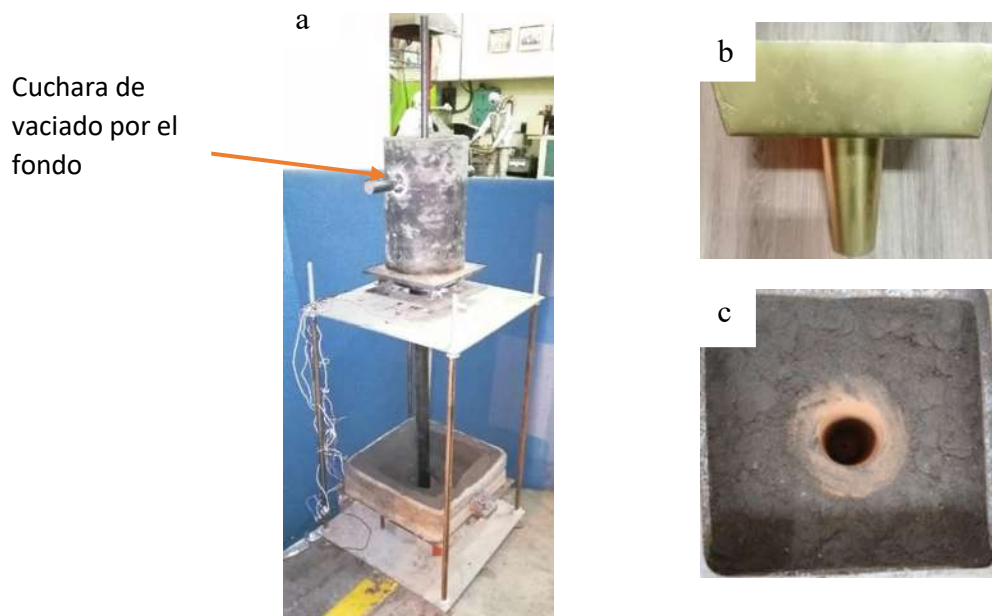
Donde x e y son las medias de muestra promedio (valores de datos 1) y promedio (valores de datos 2), obtenidos a partir de los datos obtenidos en las mediciones de Va/Vw calculados y realizados experimentalmente, como se observa en la tabla 6 habiendo cierta similitud con una pequeña

desviación estándar siendo esta dependiente de los resultados calculados y obtenidos experimentalmente.

Durante el desarrollo del presente estudio, para su validación con agua como fluido, obtuvo una alta concordancia con los valores obtenidos mediante correlaciones reportadas en la literatura por Sene y colaboradores [22], lo que demostró la efectividad del sistema para la medición del arrastre de gas. Por lo tanto, se procedió a la fabricación del sistema validado para ser utilizado con aluminio líquido.

#### 4.3 Diseño y fabricación del sistema experimental para pruebas con aluminio líquido

La Fig. 35 muestra la cuchara de vaciado utilizada para la medición del volumen de gas arrastrado con aluminio líquido, así como los diferentes tubos utilizados y la extensión de la boquilla, los cuales fueron reemplazados por componentes metálicos. Todos estos componentes conservan las mismas dimensiones a los utilizados en las pruebas con agua. En el caso del molde, este fue elaborado con una caja metálica y moldeado en arena sílice utilizando un proceso híbrido, verde (en la parte superior) / resina autofraguante (en la parte inferior).

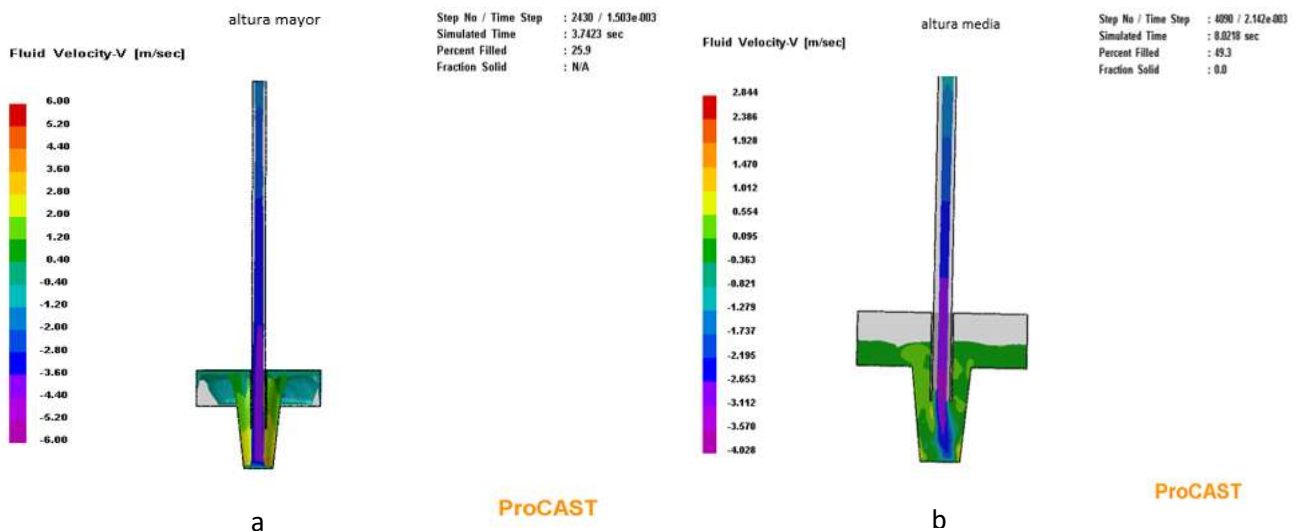


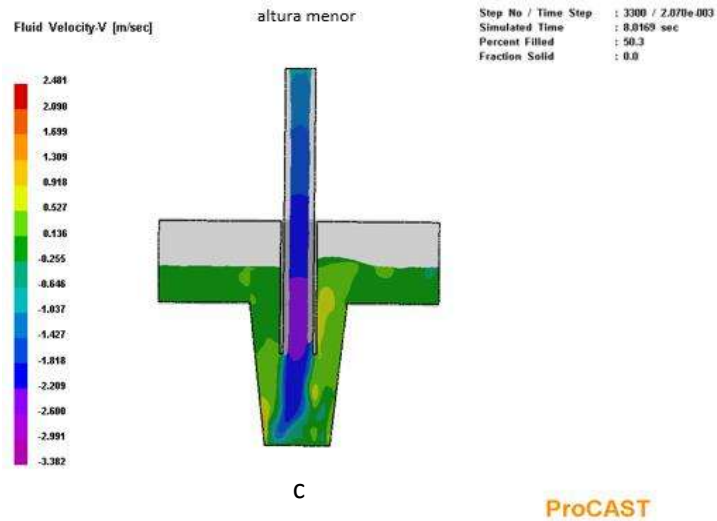
**Fig. 35** a) Sistema experimental para pruebas con aluminio líquido, b) Modelo del molde, c) molde de arena.

Este sistema fue validado utilizando agua como fluido obteniendo una variación menor al 1.5% con respecto de los valores obtenidos con el sistema fabricado con acrílico y validado anteriormente con las correlaciones matemáticas, por lo que se procedió a realizar las pruebas con metal líquido.

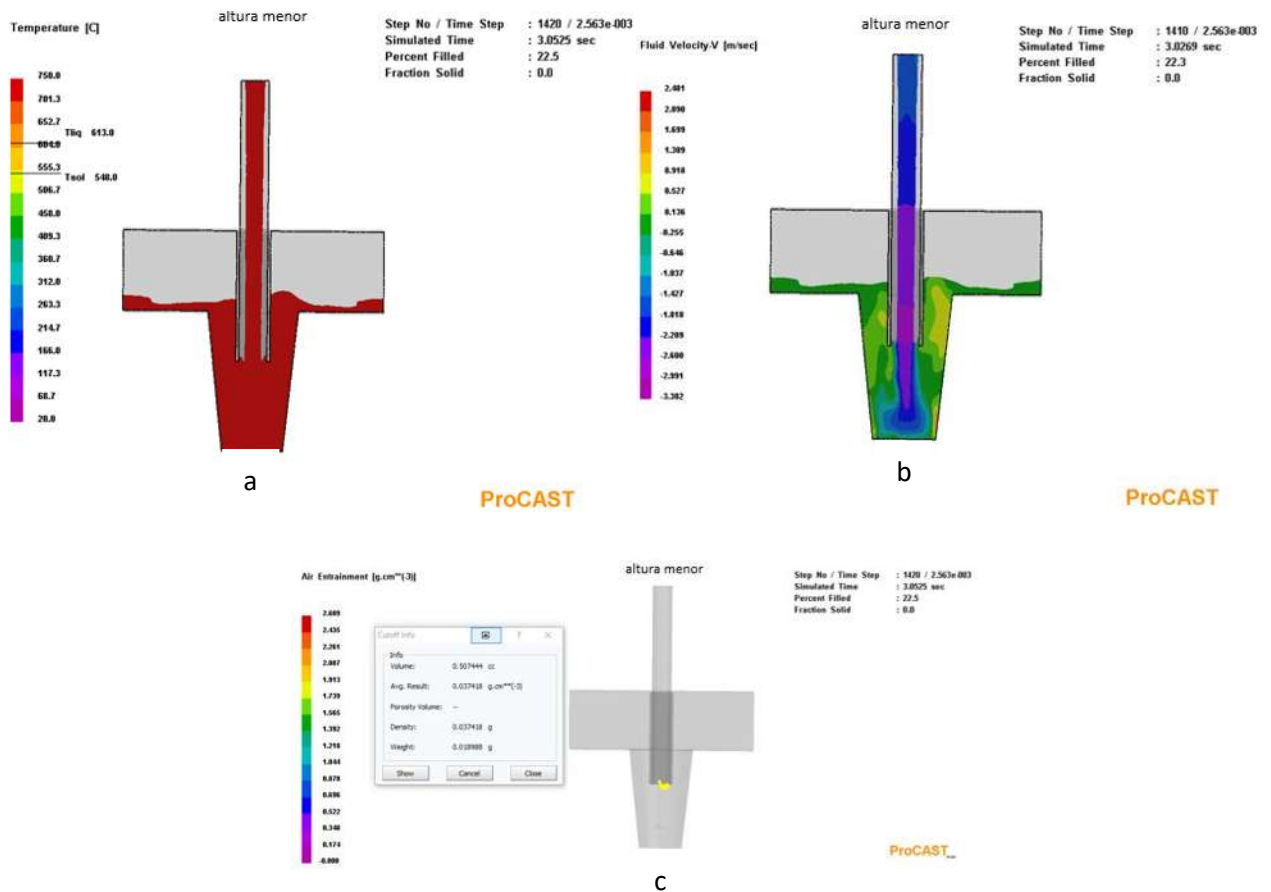
#### 4.4 Simulación del proceso de vaciado para las diferentes alturas

En las imágenes de la Fig. 36 a, b y c, muestran las velocidades alcanzadas para las tres diferentes alturas a los 8 segundos de la simulación en el software ProCast®. Como se puede observar, la velocidad disminuye con la reducción en la altura de la columna del líquido. Así mismo, las Figuras. 37, 38 y 39 muestran los cortes de las simulaciones de temperatura, velocidad y arrastre de aire a los 3, 5 y 8 segundos medidos desde el inicio del vaciado, donde también se observa la disminución en la velocidad conforme avanza el experimento, lo cual tiene un fuerte efecto sobre el volumen de arrastre. Como se mencionó anteriormente, la medición de arrastre de aire se midió durante los segundos 3 a 8, lo cual corresponde a los cinco segundos que se mantiene conectada la bolsa con la extensión de la boquilla durante el experimento (3 segundos después de iniciado el vaciado). La cantidad de aire en gramos es calculada mediante el software ProCast®, de acuerdo con el modelo de gas arrastrado el cual toma en cuenta la turbulencia y la fragmentación de la superficie [5,6]. Las cantidades de gas medidas en las simulaciones fueron integradas para cada fragmento de tiempo (time-step) de forma manual, ya que el software solo arroja la densidad de gas arrastrado en  $g/cm^3$  para cada celda. Por lo tanto, la cantidad de gas arrastrado es obtenida de la integración de los volúmenes de las celdas por la densidad de cada una durante los 5 segundos de vaciado.

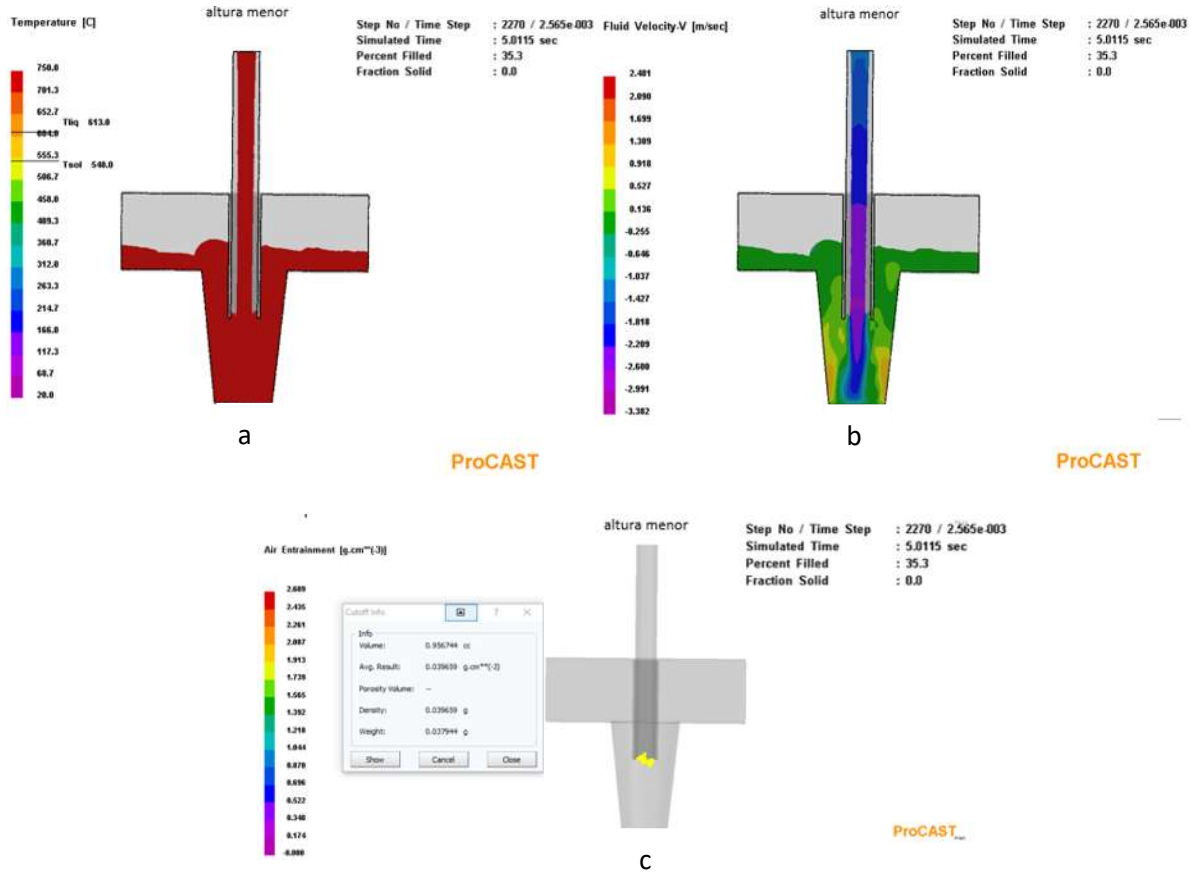




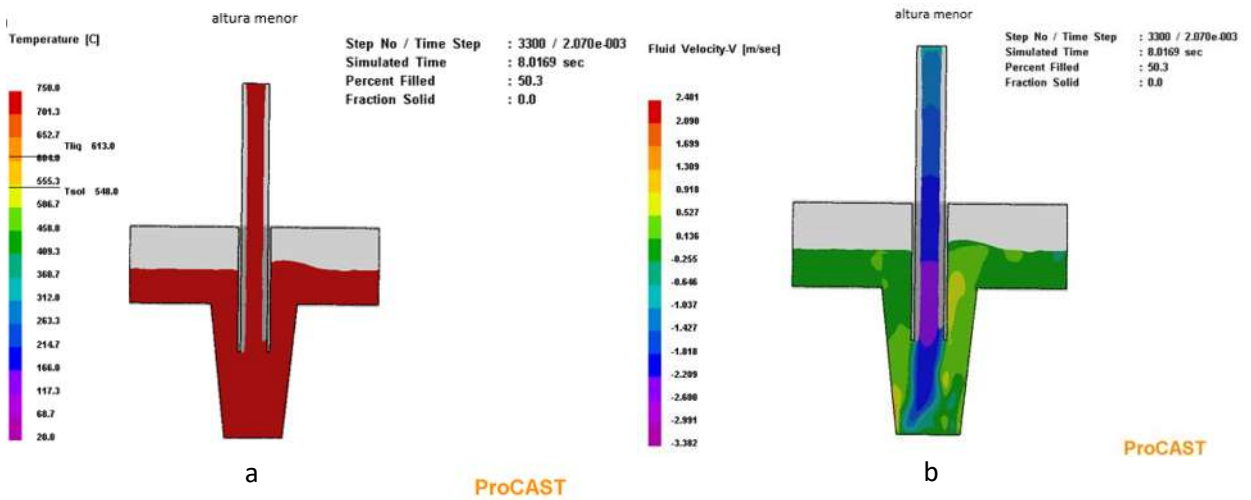
**Fig. 36** Velocidades alcanzadas durante el vaciado a los 8 segundos a) altura mayor, b) altura media y c) altura menor.

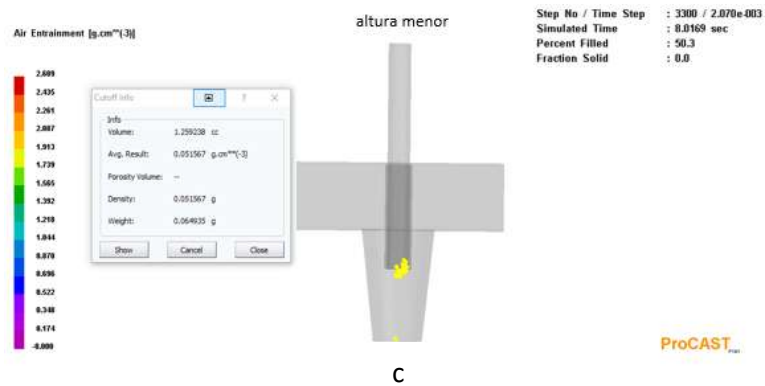


**Fig. 37** Representación a los 3 segundos para la menor altura de a) temperatura de vaciado, b) velocidad de vaciado y c) Arrastre de aire.



**Fig. 38** Representación a los 5 segundos para la menor altura de a) temperatura de vaciado, b) velocidad de vaciado y c) Arrastre de aire.



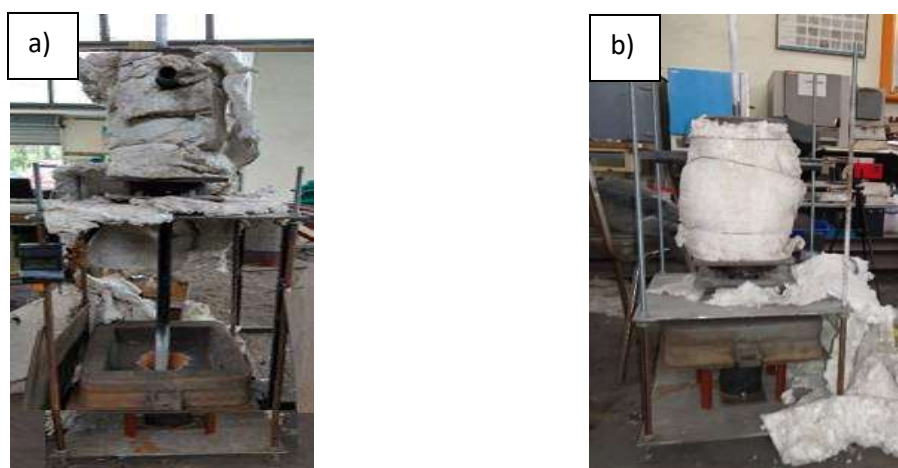


**Fig. 39** Representación a los 8 segundos para la menor altura de a) temperatura de vaciado, b) velocidad de vaciado y c) Arrastre de aire.

Los resultados de las simulaciones realizadas para las 3 diferentes alturas arrojaron un total de 0.489, 0.322 y 0.196 g para la altura máxima, media y menor, respectivamente, estos valores dan como resultado un volumen de 407.69, 268.66 y 164.11 ml, respectivamente, el cual fue calculado con la densidad del aire la cual es  $1.2 \text{ kg/m}^3$ , respectivamente, a temperatura y presión estándar. Estos valores dan como resultado una relación  $V_a/V_g = 0.203$ ,  $0.134$  y  $0.082$  calculados a temperatura ambiente. Para que estos valores fueran muy cercanos a los obtenidos con experimentos con agua se requeriría de una temperatura del gas en el punto de arrastre de  $457.95 \text{ }^\circ\text{C}$  para la mayor altura,  $392.5 \text{ }^\circ\text{C}$  para la altura intermedia y  $380.7 \text{ }^\circ\text{C}$  para la menor altura. Sin embargo, esto no parece razonable ya que, aunque a mayor altura el metal impacta a una temperatura ligeramente menor debido a que recorre una mayor distancia, esta diferencia no es considerable debido al pequeño lapso de tiempo que transcurre durante el trayecto del líquido a alta velocidad. Por lo tanto, las simulaciones realizadas en ProCast<sup>®</sup> no obedecen a modelos desarrollado para agua donde únicamente se aplica un factor de corrección para la temperatura como es el caso de las simulaciones realizadas en MagmaSoft<sup>®</sup> por Lucas y colaboradores [34]. Por el contrario, las simulaciones realizadas con ProCast<sup>®</sup> toman en cuenta el movimiento de la superficie líquida considerando la viscosidad y la tensión superficial por lo que estos resultados se acercan más a los valores reales como se verá en la siguiente sección.

#### 4.5 Experimentos con aluminio para las diferentes alturas y atmósferas

En la Fig. 40 se muestra el sistema de vaciado para metal líquido el cual replica al desarrollado para experimentación con agua reemplazando el acrílico con metal y material refractario. Cabe señalar que este sistema fue probado con agua obteniendo los mismos resultados que se mostraron anteriormente con la cuchara y el molde de acrílico para la validación del sistema.



**Fig. 40** Sistema para la medición de arrastre de aire a) altura de 100 y b) 50 cm inicial del vaciado.

Los resultados de las mediciones del volumen de gas arrastrado para las diferentes alturas y atmósferas de gas se muestran en la tabla 7.

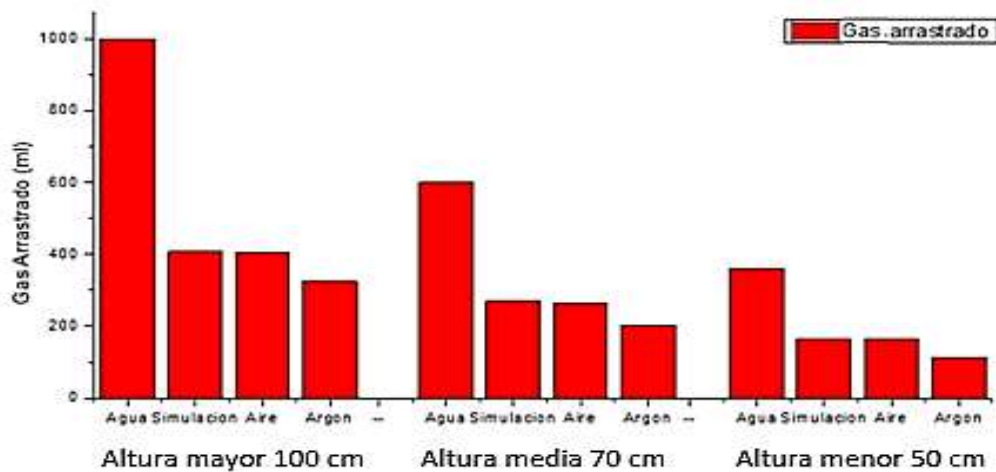
**Tabla 7. Comparación de volumen de gas arrastrado en atmósferas de aire y argón.**

Altura 100 [cm]				Altura intermedia 70 [cm]				Altura menor 50 [cm]			
Aire		Argón		Aire		Argón		Aire		Argón	
Vg/Vv	Vol.	Vg/Vv	Vol.	Vg/Vv	Vol.	Vg/Vv	Vol.	Vg/Vv	Vol.	Vg/Vv	Vol.
0.202	405.4 ml	0.162	324.32 ml	0.131	263.51 ml	0.101	202.7 ml	0.081	162.16 ml	0.056	113.512 ml

Como se puede observar en la tabla 7, estos resultados son considerablemente menores a los obtenidos anteriormente en los experimentos con agua. Lo cual principalmente se debe a la diferencia en temperatura del gas arrastrado. En este caso, para que los volúmenes de gas arrastrado fueran iguales a los obtenidos en los experimentos con agua, se requeriría que la temperatura del gas en el punto de arrastre estuviera en un rango entre 600 y 700 °C, ya que de acuerdo con la ecuación de los gases ideales se requeriría de una temperatura de 645.84 °C para obtener 1000 ml

de aire arrastrado con 324.32 ml medidos a temperatura ambiente. Sin embargo, se sabe que existen diferencias en cuanto a la tensión superficial, así como la presencia de una capa de óxido, lo cual necesariamente produce volúmenes de arrastre menores a temperatura ambiente [3, 5]. Así mismo, comparando los valores obtenidos en las simulaciones y experimentos con aluminio líquido, se puede suponer que existe cierto factor de error, debido a la temperatura del gas en el punto de arrastre en el modelo utilizado por ProCast®, ya que la cantidad de gas arrastrado se obtiene en gramos y la densidad del aire varía considerablemente con el incremento en temperatura. Además, debido a la baja conductividad térmica del gas y al corto tiempo que este tiene en contacto con el metal antes de ser arrastrado, se cree que la temperatura no es el único factor requerido para hacer la corrección del volumen de gas arrastrado y que un factor importante a considerar es la tensión superficial del metal líquido.

La Fig. 41 muestra una gráfica con el concentrado de resultados obtenidos en los diferentes experimentos con aluminio líquido, donde se observan los volúmenes de aire y argón arrastrados para las diferentes alturas. En esta misma gráfica se muestran los volúmenes de aire arrastrado obtenidos en los experimentos realizados con agua y en las simulaciones con ProCast® mostrados anteriormente.



**Fig. 41** Volumen de gas arrastrado obtenido en los diferentes experimentos.

Como se observa en la Fig. 41 y en la tabla 7, el incremento en altura da lugar a un mayor volumen de arrastre, lo cual es debido al incremento de la magnitud del gradiente del vector normal a la

superficie líquida y al incremento de la energía cinética turbulenta como ha sido reportado por Hojjat y colaboradores [17].

En el caso del experimento realizado a la mayor altura en una atmósfera de aire, se obtuvo un volumen de 405.40 ml, comparada con una atmósfera de argón en donde se obtuvo un volumen de 324.32 ml. En este caso, el incremento en el volumen medido con una atmósfera de aire se debe a la continua oxidación superficial del chorro del líquido la cual consume oxígeno durante el vaciado. Por lo tanto, el oxígeno faltante en la bolsa está compuesto por el volumen consumido por oxidación más el volumen arrastrado durante el impacto en la superficie del metal líquido. Por otro lado, en el caso de una atmósfera de argón, el gas faltante en la bolsa corresponde únicamente al gas arrastrado durante el vaciado del metal líquido.

Sin embargo, no es posible calcular el volumen de gas consumido por oxidación simplemente sustrayendo el volumen de gas arrastrado en el experimento con atmósfera de aire del valor obtenido con argón, debido a que, en el caso del aire, la formación de una capa de óxido necesariamente modifica la tensión superficial del líquido, así como su viscosidad.

Estos 2 parámetros son de gran importancia ya que el fenómeno de arrastre toma lugar en la superficie donde las fuerzas viscosas y la tensión superficial determinan el tamaño de las perturbaciones que se forman y arrastran debido a la velocidad e intensidad turbulenta del fluido.

En el caso de la menor altura de vaciado, el volumen arrastrado disminuye hasta 162.16 ml y 113.51 ml para el caso de aire y argón, respectivamente. Comparando la simulación realizada bajo las mismas condiciones con las pruebas experimentales realizadas con el metal líquido, se observa que no existen diferencias considerables en cuanto a los volúmenes medidos para el caso de aire, sin embargo, en el software no se considera el volumen de gas consumido para la oxidación de la superficie del chorro de líquido, por lo que los valores de las simulaciones deberían ser más cercanos a los obtenidos para el caso de argón, sobre todo considerando el incremento en tensión superficial y viscosidad debido a la presencia de una delgada capa de óxido.

Los resultados obtenidos de los experimentos con aluminio líquido demostraron que existe un mayor volumen de arrastre con el incremento en la altura, sin embargo, los valores obtenidos son considerablemente más bajos que los obtenidos para agua, lo cual se debe principalmente a la temperatura del gas y a la diferencia en tensión superficial.

Sin embargo, debido a las velocidades del líquido utilizadas en la presente investigación, esta capa se fragmenta y se regenera de forma instantánea, lo que produce un incremento del área superficial por unidad de volumen expuesta, ya que, para estas velocidades, durante el impacto se da lugar a fragmentación y formación de una nueva capa de óxido, incrementando el consumo de oxígeno por oxidación.

Además, la superficie expuesta del chorro también sufre un incremento conforme se reduce el diámetro del chorro de metal conforme aumenta la velocidad en caída libre.

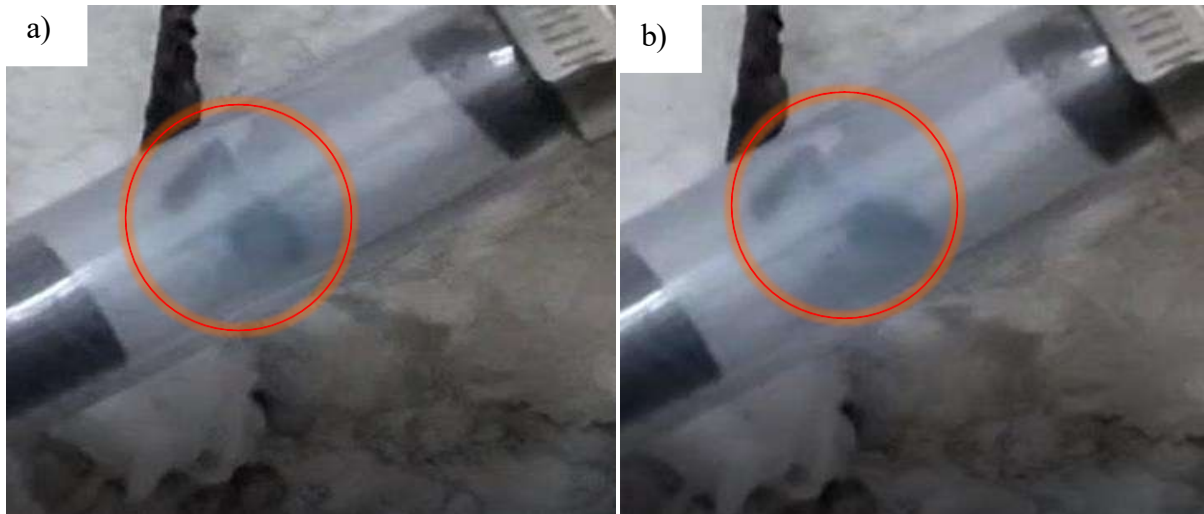
Como se puede observar, las mediciones en aluminio líquido muestran diferencias considerables en comparación con los valores obtenidos en los experimentos con agua. Estas diferencias son atribuidas principalmente a la diferencia en tensión superficial de ambos fluidos ya que sólo existe una pequeña diferencia en cuanto a la viscosidad cinemática [16].

Además, se debe considerar que el volumen medido en el presente estudio, corresponde a la cantidad real de gas arrastrado en el caso de argón, y a la cantidad real de aire arrastrado más el consumido en el caso de los experimentos con atmósfera de aire en contacto con aluminio líquido a  $750 \pm 50$  °C, por lo que el gas se expande y da lugar a menores volúmenes de gas arrastrado a temperatura ambiente  $25^\circ\text{C}$  que es la temperatura a la cual se encuentra el aire dentro de la bolsa reservorio.

Con base en los resultados del presente estudio se consideró que el volumen de gas arrastrado medido en los experimentos con atmósfera de argón corresponde a la cantidad real de gas arrastrado. Por otra parte, en los experimentos con atmósfera de aire, el volumen medido corresponde a la suma de la cantidad de aire arrastrado y consumido por oxidación de la superficie del líquido.

El análisis de los videos tomados del dispositivo para observar el flujo del gas de la bolsa reservorio al sistema de vaciado mostró que el flujo de gas no es constante durante los 5 segundos que se analiza el vaciado de aluminio.

En los videos se observó que el elemento flexible se mueve hacia adelante, lo que demuestra un flujo positivo de la bolsa hacia el sistema de vaciado, ya que la temperatura del gas en la conexión entre la bolsa y el sistema de vaciado permanece constante durante todo el experimento, lo que demuestra que no existe retroceso de gas debido al calentamiento.



**Fig. 42** Movimiento del dispositivo de color azul a) antes de iniciar el vaciado y b) durante el vaciado de aluminio líquido debido al arrastre de gas.

Sin embargo, el gas a temperatura ambiente proveniente de la bolsa se expande dentro del sistema, lo que ocasiona que el elemento flexible se retraiga ligeramente (disminución del flujo). Subsecuentemente, conforme el gas caliente es arrastrado por el metal líquido, se propicia el flujo de aire a temperatura ambiente proveniente de la bolsa, por lo que este fenómeno se repite de forma continua. En el caso de los experimentos realizados con la menor altura de vaciado con atmósfera de aire existe un flujo variable de gas, debido al fenómeno antes descrito durante los 5 segundos que se analiza el vaciado del metal. Por otra parte, en los experimentos realizados con atmósfera de argón, el ángulo máximo en el que se mueve el elemento flexible es menor, lo cual indica que hay un menor flujo de gas, además de que para esta altura el elemento flexible regresa a su posición inicial después de 2 segundos de haber iniciado la medición de arrastre durante el vaciado.

Con base en estas observaciones se determinó que la velocidad crítica para que se presente el fenómeno de arrastre de gas corresponde a 2.99 m/s, la cual es la velocidad del metal líquido al impacto a los 2 segundos de haber iniciado la medición en una atmósfera de argón.

En el caso de aire esta velocidad es ligeramente mayor como se observa en la Fig. 42, es decir, el elemento flexible se retrae en un tiempo ligeramente más corto, ya que debido a la formación de la capa de óxido se reduce el arrastre de gas. Sin embargo, el elemento flexible no se retrae por completo debido a que el flujo de gas continúa debido a la oxidación de la superficie del chorro líquido. Por lo tanto, esta técnica no resulta conveniente debido a que en todo momento existe un flujo positivo de aire hacia el sistema de vaciado ya que parte del aire se consume por oxidación.

Aun así, fue posible observar que después de aproximadamente 1.9 segundos el ángulo al cual se flexiona el testigo en el tubo disminuye notablemente, lo cual indica que posterior a este tiempo sólo se consume oxígeno por oxidación y no debido al fenómeno de arrastre de aire.

En un estudio reciente [15] se determinó que la velocidad crítica para el caso de aluminio es de alrededor de 3.9 m/s, lo cual se estableció con base en mediciones realizadas en experimentos donde se midió el volumen de gas expulsado de moldes sellados. Sin embargo, en estos experimentos era necesario realizar cálculos para el ajuste de las temperaturas debido a que el gas dentro del molde experimentaba calentamiento debido a la radiación y al contacto con el metal líquido produciendo su expansión. Además, el volumen de gas arrastrado era obtenido mediante la substracción del volumen de gas desplazado del total colectado en la bolsa. Todos estos cálculos pueden introducir cierto factor de error, sobre todo considerando que no se conoce la temperatura real del gas arrastrado en el momento que se da lugar al fenómeno de arrastre.

Por lo tanto, de acuerdo con los resultados obtenidos en el presente estudio y a la mejora del sistema de medición donde el volumen de gas arrastrado se obtiene de manera directa, se consideró que la velocidad de 2.99 m/s representa un valor más preciso para la velocidad crítica necesaria para dar lugar al fenómeno de arrastre de gas en aluminio líquido.

#### **4.6 Cuantificación y análisis de los defectos ocasionados debido al arrastre de gas**

Como se mencionó en la parte introductoria, diversos autores [17, 28, 42, 48] mencionan la importancia de poder predecir la cantidad de aire arrastrado durante el vaciado bajo diferentes condiciones. En el caso de una atmosfera de aire se da lugar a la formación de inclusiones y películas de óxido afectando las propiedades mecánicas de las aleaciones. Además, se sabe que muchos de los metales en estado líquido al ser vaciados experimentan cierto grado de turbulencia, lo que incrementa la superficie libre expuesta a una atmósfera oxidante, siendo esta acción la principal causante de películas creadoras de defectos internos, principalmente burbuja atrapadas, creando películas de óxido dentro del material, lo cual afecta considerablemente sus propiedades mecánicas.

Los resultados de la cuantificación del porcentaje de porosidad en los lingotes obtenidos de cada colada que se muestra en la en la tabla 8, demuestran el efecto negativo que tiene la velocidad de vaciado en la macroestructura del material.

**Tabla 8. Porcentaje de porosidad para las diferentes alturas y atmósferas de gas.**

Atmosfera	% de Porosidad		
	Altura 100 [cm]	Altura media 70 [cm]	Altura menor 50 [cm]
Aire	1.03±0.05	0.56±0.03	0.33±0.03
Argón	0.21±0.02	0.25±0.01	0.27±0.02

Como se puede observar, el incremento en altura produce un incremento en el porcentaje de porosidad en el caso de los experimentos realizados en una atmósfera de aire. Se sabe que, a mayor velocidad de vaciado, se genera un incremento en la energía cinética turbulenta, lo que produce un mayor volumen de arrastre de gas y como ha sido demostrado por diversos autores [34, 39, 45, 49], este fenómeno da origen la formación de películas dobles de óxido debido a la reacción del oxígeno con la superficie del aluminio. Este tipo de películas generalmente presentan espesores del orden de nm y algunas veces espesores atómicos debido al corto tiempo de exposición a la atmósfera oxidante, por lo que no pueden ser observados mediante microscopía electrónica. Sin embargo, de acuerdo con Campbell y colaboradores [36] la presencia de este tipo de películas puede ser evidenciada mediante el ensayo de impacto ya que debido a la poca cohesión que existe entre las dos superficies de la película doble de óxido, se promueve la fractura frágil de la aleación y se reduce considerablemente su capacidad de absorber energía.

Así mismo, los resultados de la tabla 8 muestra que para una atmosfera de argón existe una disminución en el porcentaje de porosidad con el incremento en altura. Sin embargo, estos resultados concuerdan con los valores reportados en la tabla 7, donde a una mayor altura se tiene un incremento en el volumen de gas arrastrado hacia el interior del metal líquido, solo que, en este caso, a tratarse de un gas inerte, al ser arrastrado dentro del aluminio líquido se promueve la desgasificación del mismo, reduciendo el porcentaje de porosidad. Por lo tanto, al reducir la altura de vaciado en los experimentos con atmósfera de argón, se reduce el volumen de gas arrastrado debido a la disminución de la energía cinética turbulenta, reduciendo el grado de desgasificación por el gas de arrastre en el aluminio líquido, e incrementando el porcentaje de porosidad, por lo que se observa un efecto contrario en comparación con los resultados obtenidos en una atmosfera de aire (en un medio oxidante).

Estos resultados concuerdan con las observaciones realizadas por Campbell y colaboradores [36], ya que estos autores reportan que la formación de películas dobles da lugar a la formación de porosidad por contracción, así como porosidad debido a la presencia de hidrógeno debido a la poca cohesión que existe entre sus superficies.

De acuerdo con estos autores, la presencia de películas dobles proporciona una mayor cantidad de sitios para la migración de hidrógeno durante la solidificación, así como sitios propensos a formar porosidad por contracción. El ensayo de presión reducida es utilizado para medir de forma cualitativa, mediante un análisis descriptivo, observando de forma comparativa la cantidad de hidrógeno en una muestra de aluminio, lo cual también está relacionado con la cantidad de películas dobles de óxido.

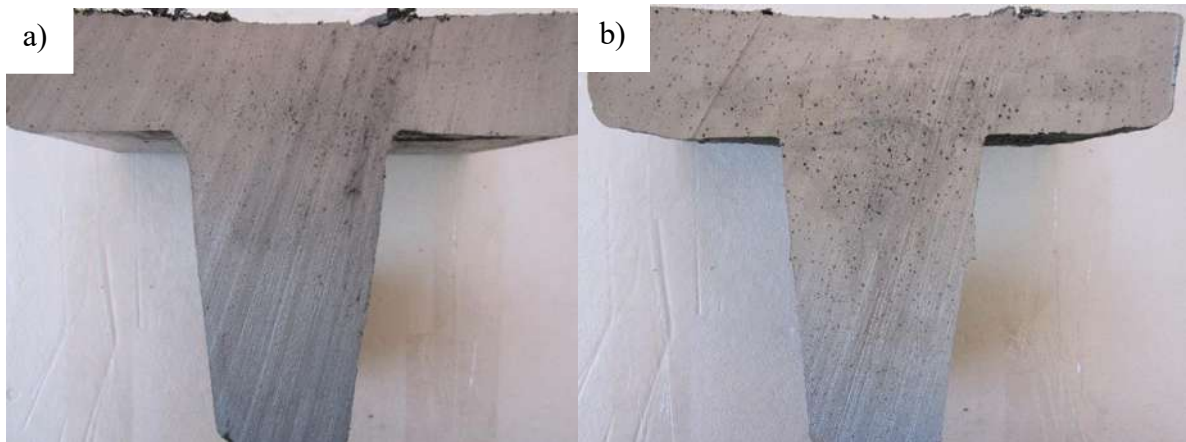
Esta técnica es ampliamente utilizada a escala industrial para la cuantificación de hidrógeno disuelto en el aluminio líquido [22], ya que, mediante esta técnica, el porcentaje de porosidad se ve magnificado debido a la disminución en la presión, lo que hace más sencilla su cuantificación. Por lo tanto, es de esperarse que, al incrementar la altura de vaciado, se encuentre un mayor volumen de porosidad debido a la presencia de películas dobles de óxido en una atmósfera de aire.

Estas observaciones coinciden con los resultados que se muestran en la tabla 9, donde se compara el volumen de porosidad medido en las probetas del ensayo de presión reducida, tomadas en el horno y en el molde, por lo que se asegura un contenido muy similar de hidrógeno para una misma colada. Por lo tanto, las diferencias encontradas entre el volumen de porosidad en el horno y el molde pueden ser comparadas para las diferentes alturas, observando así claramente el efecto del vaciado sobre la porosidad en cada una de ellas al tratarse de muestras del mismo metal con la misma cantidad de hidrógeno.

**Tabla 9. Porcentaje de porosidad y diferencia entre las muestras tomadas en el horno y el molde de las muestras solidificadas a presión reducida.**

Atmosfera		Muestra	Porosidad %	Diferencia
Altura mayor	Aire	Horno	5.32	5.32
		Molde	10.64	
	Argón	Horno	6.18	-0.35
		Molde	5.83	
Altura media	Aire	Horno	6.1	3.19
		Molde	9.3	
	Argón	Horno	6.13	-0.2
		Molde	5.9	
Altura baja	Aire	Horno	7.06	2.7
		Molde	9.47	
	Argón	Horno	6.15	-0.17
		Molde	5.98	

Los valores de las diferencias en porosidad de la tabla 8, muestran que a mayor altura de vaciado se produce un incremento en la diferencia del porcentaje de porosidad para el caso del aire. Por el contrario, en el caso de los experimentos con atmósfera de argón, se observa una disminución en la diferencia del porcentaje de porosidad con el incremento en altura. Este efecto se debe a que el arrastre de un mayor volumen de argón promueve la desgasificación del líquido durante el vaciado, por lo tanto, a mayor volumen de arrastre de argón, se produce una reducción del porcentaje de porosidad, lo que confirma la veracidad de los resultados obtenidos, ya que las muestras analizadas fueron tomadas de la misma colada antes y después de ser vaciadas, por lo que el incremento en porosidad es completamente atribuido al efecto del vaciado y se asegura un mismo contenido de hidrógeno disuelto para cada experimento. De la misma forma en la Fig. 43 se puede observar que en el caso del lingote vaciado con una atmósfera de argón existe un menor número de defectos, lo cual concuerda con lo reportado con los resultados reportados anteriormente. Así mismo, Campbel [36] ha demostrado que los bifilms actúan como sitios para la nucleación de poros por hidrógeno, por lo que al tener un incremento en la cantidad de esos se promueve la formación de porosidad por gas durante la solidificación.



**Fig. 43** Sección transversal de los lingotes vaciados en atmósferas de a) argón y b) aire para la mayor altura de vaciado.

De la misma forma, Campbell [21] reportó que existe una relación entre el volumen de huecos observados durante el ensayo de presión reducida, formándose cierta cantidad de películas dobles durante el proceso de vaciado, por lo que los valores observados en la presente investigación concuerdan plenamente con las investigaciones de Bozchaloei G. y colaboradores [13].

Como se mencionó anteriormente, la porosidad puede ser ocasionada debido a la contracción, a la presencia de hidrógeno y al arrastre de gas. Estos fenómenos se encuentran ligados entre sí, debido a que la porosidad por contracción se favorece con la presencia de defectos como son las películas de óxido, actuando como sitios para la nucleación de los poros donde se liberan los esfuerzos de tensión.

En el caso de la porosidad debida a la presencia de aire, se cree que el oxígeno presente en la burbuja de aire reacciona de forma inmediata, lo cual produce una capa de óxido de aluminio, sin embargo, la cantidad correspondiente de nitrógeno en el aire puede permanecer como gas, el cual se expande y flota debido a su menor densidad dejando a su paso una película doble. Sin embargo, se sabe que la flotación de una partícula está gobernada por la ley de Stokes [34], por lo que si existe la presencia de burbujas de radio muy pequeño, estas requerirán de un tiempo mucho mayor para llegar a la superficie debido a la diferencia de fuerzas de flotación y arrastre, lo que da como resultado una menor velocidad terminal de la burbuja [35]. Por lo tanto, es posible que algunas burbujas no sean capaces de llegar a la superficie antes del inicio de la solidificación permaneciendo atrapadas en el metal, sobre todo en el caso del aire.

Cabe señalar que el proceso de desgasificación de las diferentes coladas no se llevó a cabo de forma completa, esto con la finalidad de poder observar el efecto del arrastre de gas ya que la presencia de cierta cantidad de hidrógeno permite magnificar el efecto del arrastre de gas. Sin embargo, se realizaron experimentos para observar diferentes grados de desgasificación del aluminio mediante el ensayo de presión reducida.

La Fig. 44 muestra diferentes grados de desgasificación de muestras obtenidas en el horno para una misma colada, en donde se puede observar que se necesita de varias desgasificaciones o de un tiempo determinado para dejar el metal líquido con una cantidad mínima de gas, sin embargo, si el proceso de desgasificación se hubiera llevado de forma completa, sería más difícil observar estos defectos. Sin embargo, aunque estos defectos no puedan ser observados a simple vista, su presencia disminuye notablemente las propiedades mecánicas debido a la poca cohesión entre las superficies de óxido, por lo que un proceso de desgasificación completo, por sí solo no asegura que se obtengan buenas propiedades mecánicas.



**Fig. 44** Diferentes grados de desgasificación en muestras solidificadas a baja presión.

Por lo tanto, los resultados observados en la tabla 9 dan mayor soporte a las observaciones anteriores al comparar el porcentaje de porosidad antes y después del vaciado, con lo que se asegura un mismo contenido de hidrógeno. Por lo tanto, la diferencia medida provee un valor confiable donde se observa el efecto de las diferentes alturas y atmósferas.

#### 4.7 Análisis de las propiedades mecánicas

La Tabla 10 muestra los valores de energía absorbida durante el ensayo de impacto, de las muestras obtenidas de los diferentes lingotes para las diferentes alturas y atmósferas de gas.

**Tabla 10. Energía de impacto absorbida.**

Energía absorbida [J]					
Altura 100 [cm]		Altura 70 [cm]		Altura 50 [cm]	
Aire	Argón	Aire	Argón	Aire	Argón
0.7±0.05	2±0.07	1±0.05	1.9±0.03	1.7±0.04	1.8±0.02

Estos valores de energía absorbida concuerdan con los reportados por Jahromi [50] para una aleación de aluminio A356 donde los valores de energía absorbida se encuentran alrededor de 2 J para fundiciones sanas en condiciones de colada. Además, se deben considerar que las aleaciones estudiadas en la presente investigación no fueron modificadas mediante la adición de estroncio el cual modifica al eutéctico Al-Si mejorando la tenacidad y resistencia del material. Pero por otra parte, algunos autores [50, 51] han reportado que esta modificación puede incrementar el volumen de porosidad, ya que el refinamiento del Si en el eutéctico Al-Si proporciona un mayor número de sitios para la nucleación de poros, en los cuales emigra el gas presente en la aleación.

Como se puede observar en la tabla 10, los valores de energía absorbida disminuyen con el incremento en altura para una atmósfera de aire. En contraste, para una atmósfera de argón se obtienen los mayores valores de energía absorbida los cuales incrementan con el incremento en la altura de vaciado. Estos resultados concuerdan completamente los discutidos anteriormente en las mediciones de gas arrastrado y porcentaje de porosidad medido en cada caso ya que a mayor altura se incrementa el volumen de gas arrastrado ocasionando un mayor número de defectos en el caso de una atmósfera de argón, pero por otra parte, un mayor grado de desgasificación en el caso de los experimentos con una atmósfera de argón, además al contar con una atmósfera inerte se evita la formación de películas dobles de óxido. Como puede observarse en la tabla 10, para el caso del experimento realizado en una atmósfera de aire desde 100 cm de altura se observa un valor de energía absorbida de 0.7 J el cual corresponde al menor valor de energía absorbida obtenido para las diferentes condiciones, lo cual concuerda con las observaciones realizadas anteriormente donde

se obtuvo el mayor volumen de arrastre de aire y mayor porcentaje de porosidad para las diferentes condiciones.

Así mismo, se observa que, para el caso del experimento realizado a la menor altura en una atmósfera de aire, la energía absorbida durante el ensayo de impacto incrementa hasta 1.7 J, lo cual se debe al menor volumen de gas arrastrado y menor porcentaje de porosidad obtenidos debido a la disminución en la energía cinética turbulenta, la cual es proporcional al cuadrado de la velocidad e inversamente proporcional al diámetro del chorro al impacto, el cual incrementa con la altura de vaciado [26]. Como se puede observar, los resultados obtenidos en el ensayo de impacto, concuerdan con los valores de volumen de gas arrastrado y porosidad discutidos anteriormente, ya que conforme se incrementa la altura, se alcanzan mayores velocidades del chorro de metal líquido, lo cual incrementa el volumen de gas arrastrado hacia el interior del metal líquido. Por lo tanto, al tener un mayor volumen de gas arrastrado el cual contiene cierta cantidad de oxígeno, se da lugar a la formación de una mayor cantidad de defectos, los cuales representan sitios propicios para el crecimiento de grietas provocando que el material absorbiera una menor cantidad de energía.

Además, el incremento de la porosidad da lugar a una disminución de la densidad del material, lo que también repercute en su resistencia mecánica, ya que cierto volumen del material está ocupado por gas a baja presión, en donde la formación de las películas dobles de óxido actúa como sitios preferenciales para la migración de hidrógeno. Además, se sabe que algunas burbujas de gas pueden quedar atrapadas en el metal líquido debido al equilibrio o disminución de la relación entre la fuerza de flotación y la fuerza de arrastre sobre todo en burbujas de menor tamaño. Aunado a esto, la presencia de oxígeno en una burbuja puede disminuir su fuerza de flotación debido a la formación de una capa de óxido en su superficie de mayor densidad, además de incrementar la fuerza de arrastre (drag) debido a la fricción entre esta capa y el metal líquido durante el trayecto de una burbuja hacia la superficie [52].

En la tabla 10 también se observa que la energía absorbida durante el ensayo de impacto es mayor para el caso de los experimentos realizados en una atmósfera de argón, lo cual se debe a que el arrastre de este gas no produce la oxidación de las superficies con contacto con la burbuja al tratarse de un gas inerte, por lo que estas burbujas pueden flotar con mayor facilidad al no existir sólido en su superficie. Además, al no consumirse parte de su volumen para la formación de óxido, esta burbuja no sufre una disminución en su fuerza de flotación.

Otra diferencia importante que se observa en esta tabla es que, en el caso de las muestras obtenidas durante el vaciado con atmósfera de argón, la energía absorbida incrementa con el aumento en la altura de vaciado. Este efecto se debe a que como se mencionó anteriormente, el argón tiene la capacidad de extraer al hidrógeno (desgasificar) por diferencia entre las presiones parciales, la cual es una técnica ampliamente utilizada a nivel industrial. Por lo tanto, para los experimentos realizados en una atmósfera de argón, a mayor altura se obtiene un mayor volumen de argón arrastrado produciéndose un mayor grado de desgasificación y un menor volumen de porosidad. Por tal motivo, las probetas obtenidas de la altura de vaciado intermedia y menor en una atmósfera de argón, muestran valores menores de energía absorbida en comparación con la mayor altura, lo cual se atribuye a un menor grado de desgasificación.

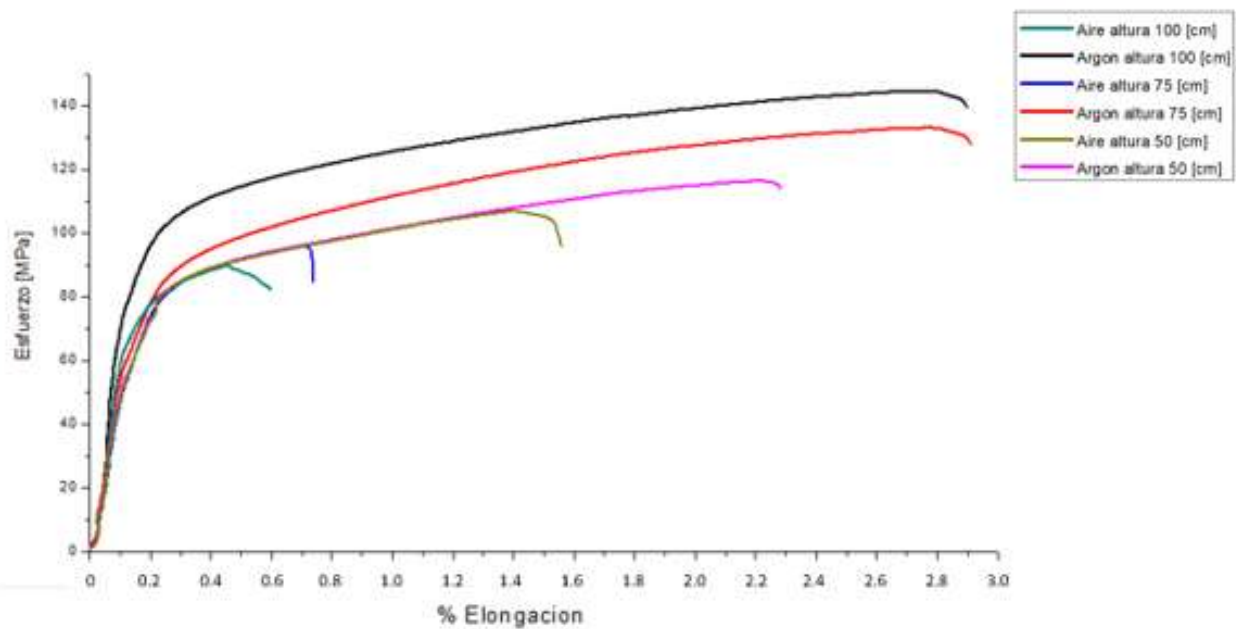
Aun así, en todos los casos se observa que los valores de energía absorbida son mayores en el caso de las muestras obtenidas con atmósfera de argón en comparación con una atmósfera de aire. Por lo tanto, se demuestra el fuerte impacto que tiene el contacto del aluminio líquido durante el vaciado con el aire, así como el incremento en el volumen de gas arrastrado durante el vaciado, ya que una diferencia de 200 ml de aire arrastrado y consumido (diferencia medida entre la mayor y menor altura) da lugar a una disminución de alrededor del 58% en la energía absorbida durante el ensayo de impacto.

La Fig. 45 muestra una serie de curvas correspondientes al ensayo de tensión para las aleaciones de aluminio A356 vaciadas bajo las diferentes condiciones.

Como se puede observar, la resistencia máxima y porcentaje de elongación incrementan con la disminución en altura inicial de vaciado para el caso de las aleaciones vaciadas en atmósfera de aire, alcanzando un máximo de 106.96 MPa y 2.998 % de elongación para la menor altura de vaciado como se muestra en la tabla 11. Por otra parte, para los experimentos en atmósfera de argón, se observa que la resistencia a la tensión y porcentaje de elongación incrementan con el incremento en altura alcanzando un máximo de 145.68 MPa, debido a la velocidad de vaciado en una atmósfera inerte. Estos resultados concuerdan con lo reportado anteriormente en los ensayos de impacto de la tabla 9 donde se obtuvo mayores valores de energía absorbida, lo cual fue atribuido a un mayor volumen de argón arrastrado que promueve la desgasificación del metal líquido.

En el caso de las aleaciones vaciadas con atmósfera de aire la disminución de los valores de resistencia a la tensión y elongación con el incremento en altura se atribuye al mayor volumen de aire arrastrado, esto debido al aire consumido durante el vaciado provocando la oxidación continua de la superficie del chorro líquido, más el aire arrastrado dentro del metal líquido lo cual da lugar a la presencia de defectos como es la porosidad y la formación de películas de óxido, las cuales no pueden ser identificadas mediante microscopía convencional debido a en la mayoría de los casos presentan espesores muy pequeños.

Aun así diferentes autores [2, 28, 42, 48] han reportado que la presencia de estas películas disminuyen notablemente la energía absorbida durante el ensayo de impacto, lo cual concuerda completamente con los resultados de la presente investigación, donde a mayor altura y la presencia de oxígeno en el gas de arrastre, se observó mayor porcentaje de porosidad, y una notable disminución en las propiedades mecánicas, todo esto atribuido a las altas velocidades del metal líquido dando como resultado un mayor volumen de arrastre.



**Fig. 45** Esfuerzo MPa vs % Elongación.

**Tabla 11. Datos analizados de ensayo de tensión.**

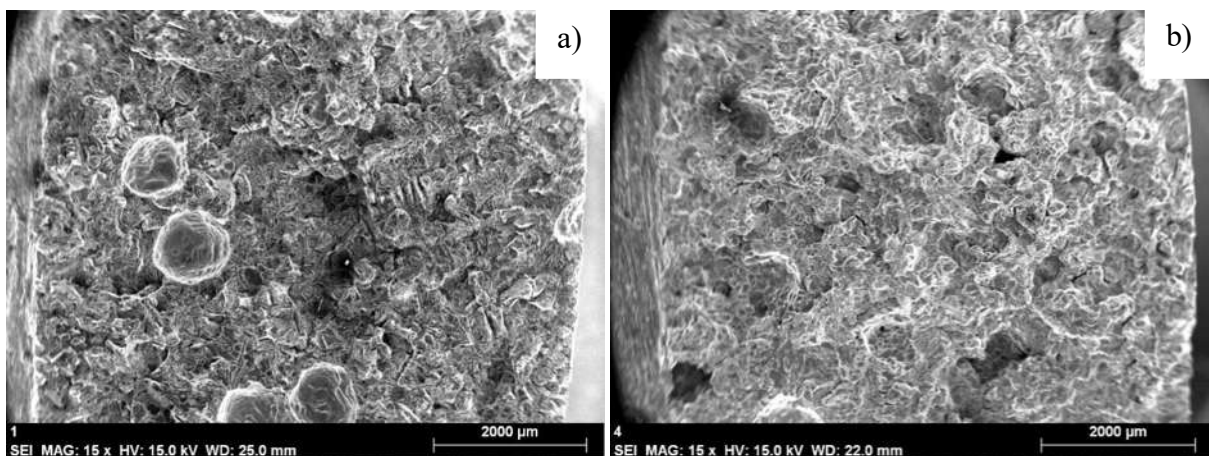
<b>Atmosfera</b>	<b>Altura [cm]</b>	<b>Esfuerzo de cedencia [MPa]</b>	<b>Esfuerzo Max [MPa]</b>	<b>% Elongación</b>
<b>Aire</b>	100	81.86	89.74	0.597
<b>Argón</b>	100	110.21	145.68	2.998
<b>Aire</b>	75	85.05	96.08	0.738
<b>Argón</b>	75	95.3	133.13	2.893
<b>Aire</b>	50	83.03	106.96	1.557
<b>Argón</b>	50	88.5	116.43	2.28

De acuerdo a los resultados del ensayo de tensión reportados en la tabla 11, se observa que, a mayor altura de vaciado, bajo una atmósfera de aire, se obtuvo un valor de límite de cedencia máximo de 81.86 MPa así como un valor de resistencia a la tensión de 89.74 MPa, lo cual nos indica que se formó un mayor porcentaje de porosidad debido que hubo un mayor volumen de aire arrastrado. Como se puede observar, los valores de la tabla 11 muestran el mismo comportamiento mostrado anteriormente en los resultados del ensayo de impacto de la tabla 10 en donde bajo las mismas condiciones de vaciado se obtuvo un valor de mayor energía absorbida de 2.07 J para esta aleación. Estos valores concuerdan con los reportados en la literatura para aleaciones fundidas de aluminio A356 [51] donde se reportan valores de resistencia máxima la cual fue entre 110 y 146 MPa en condiciones de colada. Sin embargo, cabe señalar que las aleaciones reportadas por Masita y colaboradores [51] fueron modificadas con estroncio, lo cual incrementa su valor de resistencia debido al refinamiento del silicio. En el caso de la aleación utilizada para el presente estudio no se realizó la modificación del eutéctico, ya que ha sido reportado que esta modificación tiene influencia sobre la distribución de la porosidad, debido a la formación de un mayor número de centros de nucleación [37], lo cual introduciría una variable más a considerar.

Así mismo se observa que para la aleación vaciada a la menor altura en una atmósfera de argón, el valor de resistencia a la tensión disminuye ligeramente, debido a un menor grado de desgasificación, y por consecuencia un pequeño incremento en el volumen de porosidad, dando como resultado un valor de resistencia a la tensión de 116.46 MPa. En el caso de las aleaciones vaciadas en una atmósfera de aire a menor altura el valor de resistencia a la tensión disminuye a 106.96 MPa, el cual es el valor máximo observado para las diferentes alturas en el caso del aire.

Como puede observarse, para la mayor altura en atmósfera de aire, la resistencia a la tensión y ductilidad disminuyen hasta 89.74 MPa con una elongación del 0.59 %, lo cual corresponde a los menores valores observados bajo cualquier condición y se atribuye al mayor volumen de gas arrastrado y porosidad por falta de un proceso completo de desgasificación. Por lo tanto, al disminuir la altura del vaciado, en una atmósfera de aire la diferencia en los valores de resistencia a la tensión, porcentaje de elongación, energía absorbida y porosidad son menos notables debido al menor volumen de arrastre de gas.

En soporte a las observaciones antes realizadas sobre el comportamiento mecánico de las aleaciones, la Fig. 46 muestra la superficie fracturada por ensayo de impacto, para una altura de a) 100 cm y b) 50 cm de vaciado. En el caso de la muestra vaciada a mayor altura se puede identificar la presencia de poros esféricos de gran tamaño, así como un mayor volumen de porosidad por contracción en comparación con la Fig. 46b.



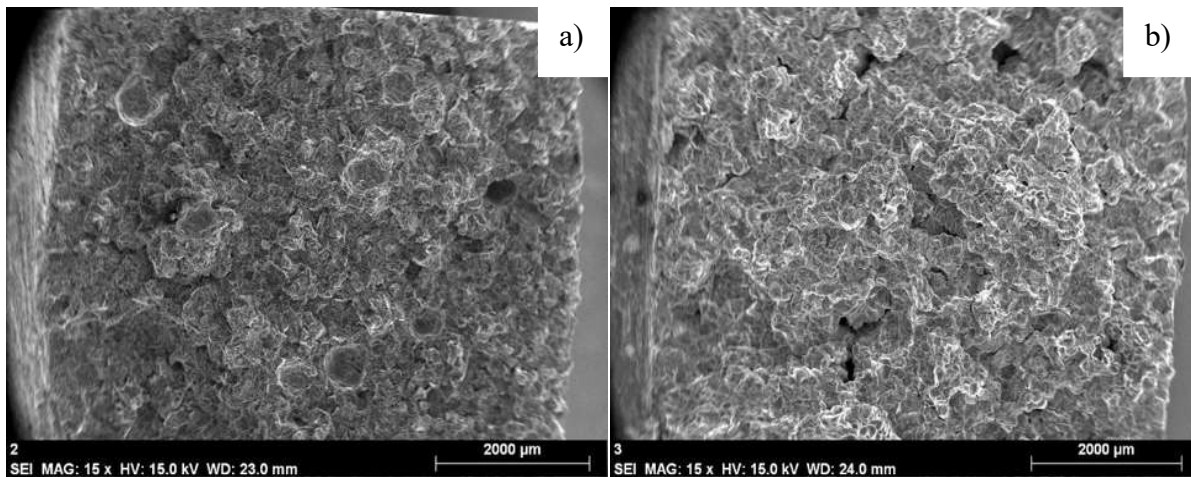
**Fig. 46** Imágenes de SEM de la superficie fracturada por impacto de la aleación A356 vaciada bajo una atmósfera de aire a) a una altura de 100 cm b) a una altura menor de 50 cm.

Por lo tanto, es claro que para la altura de 100 cm se da lugar a un mayor volumen de arrastre de gas, por lo que en el caso del aire algunas burbujas logran quedar atrapadas, debido al balance de fuerzas entre la fuerza de flotación y la fuerza de arrastre o fricción de la superficie de la burbuja, por lo que para burbujas de menor tamaño no cuenta con tiempo suficiente para flotar a la superficie quedando atrapadas en el metal durante la solidificación.

En el caso del aire, la formación de una delgada capa de óxido incrementa la fricción en la superficie de la burbuja además de incrementar la densidad de la partícula debido a la presencia de esta capa de alúmina. Debido a que algunas burbujas no logran llegar a la superficie ya que se sabe que la fuerza de flotación disminuye con la disminución del tamaño de las burbujas, sin embargo, esta pequeña cantidad de gas puede sufrir un incremento en volumen debido al calentamiento producto del flujo de calor proveniente del metal líquido. Además, estas burbujas de menor tamaño pueden actuar como sitios para la nucleación y crecimiento de la fase sólida quedando atrapadas en forma de burbujas dando lugar a la formación de poros de mayor tamaño [32, 52].

En el caso de las aleaciones vaciadas con una atmósfera de argón, es posible encontrar la presencia de burbujas, sin embargo, estas presentan un tamaño considerablemente menor ya que sólo las burbujas de mucho menor tamaño no logran llegar a la superficie antes de finalizar el proceso de solidificación de la aleación.

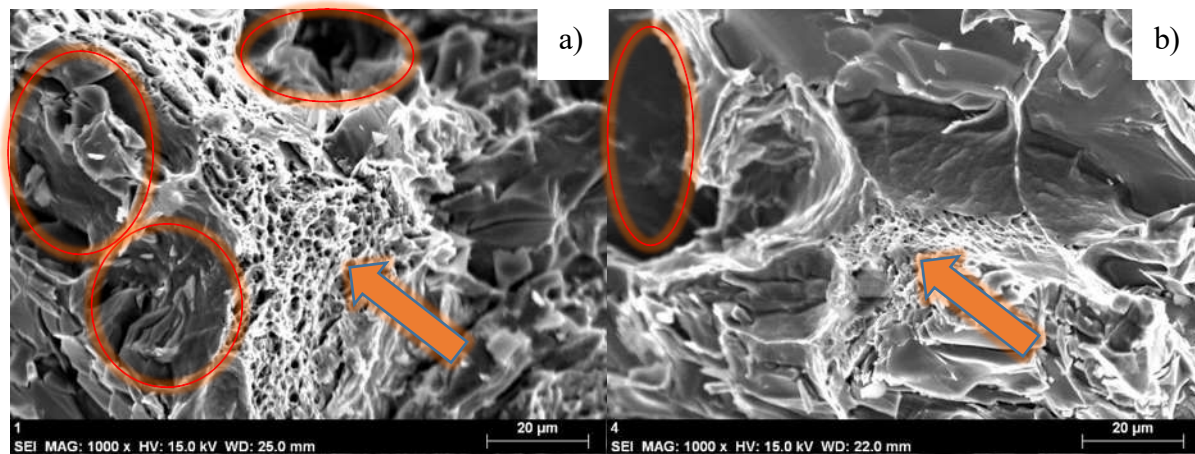
La Fig. 47 muestra las superficies fracturadas correspondientes a las aleaciones vaciadas con atmósfera de argón a diferentes alturas.



**Fig. 47** Imágenes de SEM de la superficie fracturada por impacto de la aleación A356 vaciada bajo una atmósfera de argón a; a) una altura de 100 cm b) una altura menor de 50 cm.

Como se puede observar al comparar las imágenes de la Fig. 47, con las mostradas en la Fig. 46, la superficie fracturada muestra una disminución en el tamaño de los poros existentes, así como una fractura menos frágil con mayor grado de deformación.

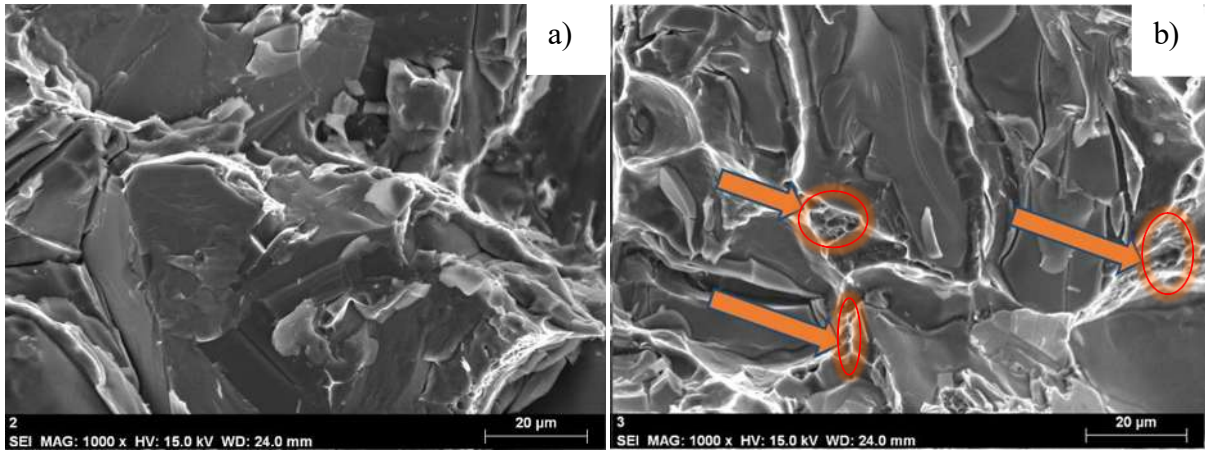
Por otra parte, las micrografías de la Fig. 48 muestran a mayor magnificación la superficie fracturada de las aleaciones vaciadas con una atmósfera de aire donde se observan colonias de micro poros (indicados con flechas) los cuales pueden ser producto de la presencia de hidrógeno, así como poros de mayor tamaño (dentro del óvalo) atribuidos a la presencia de los gases en el aire.



**Fig. 48** Imágenes de SEM de la superficie fracturada por impacto de la aleación A356 vaciada bajo una atmosfera de aire a) A una altura de 100 cm b) A una altura menor de 50 cm.

Como se mencionó anteriormente es posible que las burbujas de gas de menor tamaño, no tengan suficiente tiempo para flotar a la superficie, antes de que el material solidifique por completo, ya que ha sido reportado por Andonova V. y colaboradores [52] una burbuja sumergida en agua con un diámetro de 0.5 mm requiere de un tiempo de alrededor de 1 minuto para llegar a la superficie desde una profundidad de 10 cm, por lo que la profundidad de la burbuja en el líquido, la tensión superficial y el tamaño de la burbuja tienen una gran influencia para emerger o disolverse. Este tiempo puede disminuir notablemente debido al incremento en diferencia de densidad entre el agua y el aluminio líquido, así como al incremento en volumen debido a la transferencia de calor del metal líquido a la burbuja, sin embargo, en el caso del aire, la formación de una capa de óxido y la pérdida en volumen por oxidación reducen la fuerza de flotación, por lo que se observó un mayor volumen de poros esféricos en las aleaciones vaciadas en atmósfera de aire.

En el caso de las burbujas de aire que se forman en el presente estudio se debe considerar además la presencia de la capa de óxido de aluminio en la superficie de la burbuja, lo que disminuye su fuerza de flotación e incrementa la resistencia al arrastre en la superficie por lo que burbujas de menor tamaño pueden llegar a quedar atrapadas al no tener suficiente tiempo para emerger a la superficie antes de finalizar la solidificación. Así mismo, la presencia de películas de óxido promueve la formación de porosidad por hidrógeno debido a la nula fuerza de cohesión entre las películas dobles, a donde este gas migra provocando la expansión de los huecos durante la solidificación, debido a la nula solubilidad del nitrógeno en el aluminio sólido [14]. La Fig. 49 muestra las superficies fracturadas de las muestras vaciadas en atmósfera de argón a mayor magnificación. La Fig. 49a corresponde a la superficie fracturada de la muestra obtenida del experimento a mayor altura donde se observa una superficie prácticamente libre de porosidad, lo cual concuerda con los mayores valores de energía absorbida, resistencia a la tensión y elongación discutidos anteriormente. Comparando las Fig. 48 y 49, es evidente que las muestras obtenidas de los experimentos en una atmósfera de argón presentan una notable disminución en la porosidad, la cual, en este caso, disminuye con el incremento en altura, opuesto al caso de los experimentos con aire. Como se puede observar en la Fig. 49b, la cual corresponde a la superficie fracturada de la muestra vaciada a la menor altura se observa la presencia de pequeñas zonas con micro poros producto de la contracción y la presencia de hidrógeno (indicadas con flechas), lo cual indica la presencia de un mayor contenido de hidrógeno en comparación con la aleación vaciada a mayor altura en una atmósfera de argón (Fig. 49a). Como se puede observar, este tipo de zonas solo se observan en la muestra obtenida del experimento a la menor altura donde existe un menor grado de desgasificación. Este tipo de zonas también se observan en las micrografías de la Fig. 49 en mayor cantidad. Se caracterizan por presentar tamaños de poro muy pequeños con una estructura muy similar a una esponja donde los poros crecen entre las superficies de las películas dobles. Este tipo de porosidad ha sido reportada por, Kang y colaboradores [53].



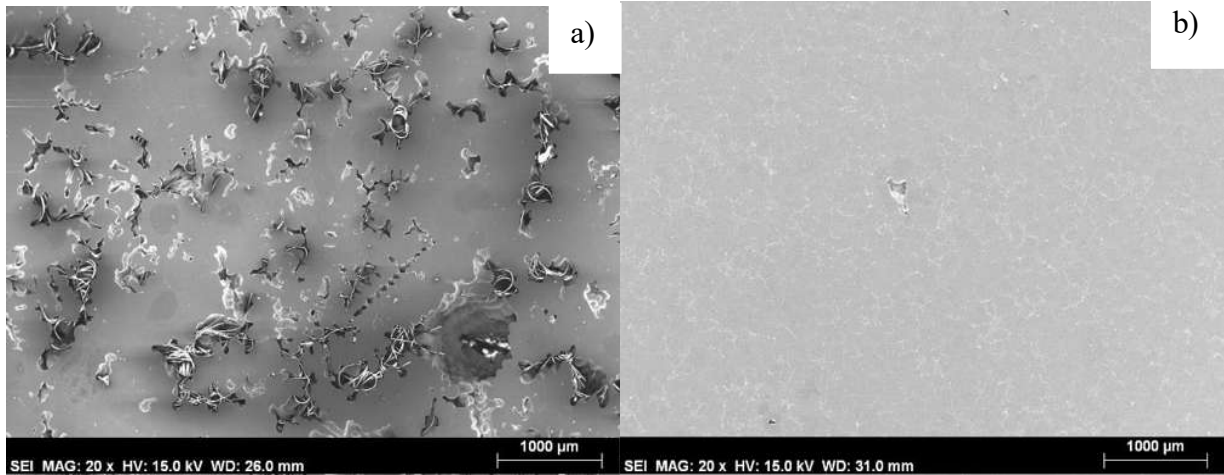
**Fig. 49** Imágenes de SEM de la superficie fracturada por impacto de la aleación A356 vaciada bajo una atmosfera de argón a; a) una altura de 100 cm y b) una altura de 50 cm.

La Fig. 50 muestra micrografías tomadas de la zona central de la sección transversal de las fundiciones donde se concentró el mayor volumen de porosidad por contracción y arrastre de gas. Las muestras corresponden a la zona central de las fundiciones vaciadas con; a) una atmosfera de aire a una altura inicial de 100 cm y b) una atmosfera de argón a la misma altura. Comparando estas micrografías se puede observar que la muestra obtenida del experimento con atmósfera de aire (Fig. 50a) presenta una mayor cantidad de defectos en forma de poros formados por la presencia de gas.

Como ha sido mencionado anteriormente, el aumento en la velocidad del chorro de metal líquido y la turbulencia del mismo, producen un incremento el volumen de gas arrastrado, por lo que, en el caso de aire, se da lugar a la formación de poros por gas atrapado y películas dobles de óxido.

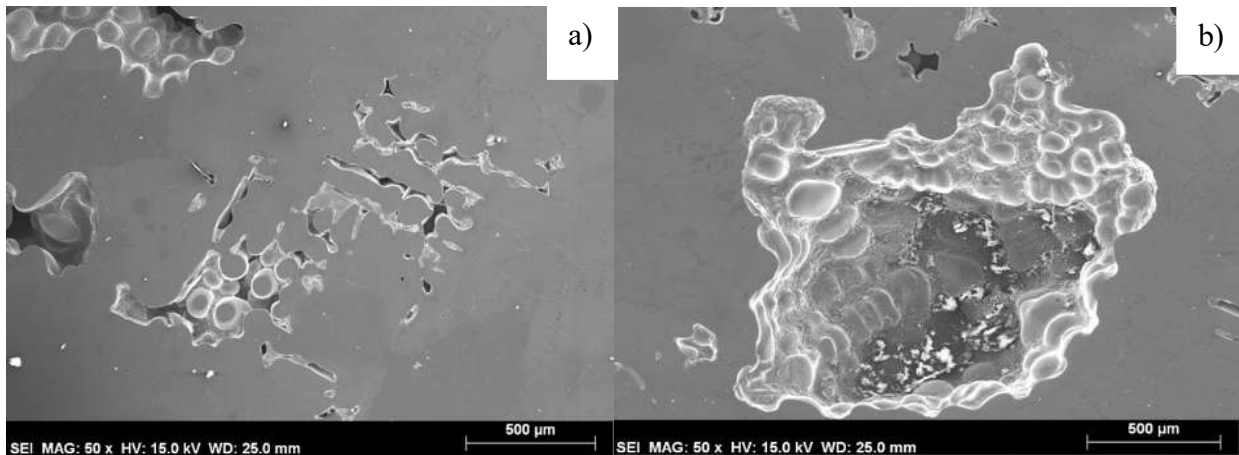
En consecuencia, la presencia de este tipo de defectos promueve la formación de una mayor cantidad de porosidad por contracción, ya que de acuerdo con Campbell y colaboradores [6] se requeriría de una gran cantidad de energía para crear un poro dentro del sólido y vencer las fuerzas intermoleculares (enlaces) entre los átomos de aluminio. Por tanto, la presencia de defectos como poros formados por gas arrastrado y películas de óxido facilita la nucleación y crecimiento de porosidad por contracción, favoreciendo así la migración de hidrógeno hacia esos sitios incrementando la macro y micro-porosidad.

Por otra parte, en la Fig. 50b se observa la microestructura de la muestra obtenida del experimento a mayor altura con atmósfera de argón donde se aprecia una notable disminución de la porosidad. En este caso, al tratarse de un gas inerte, el argón actúa como gas de arrastre que por diferencia de presión parcial promueve la desgasificación del metal líquido. Gracias a este efecto, se evidencia el arrastre de una mayor cantidad de gas a mayor temperatura y el efecto negativo del arrastre de aire debido a la presencia de oxígeno.



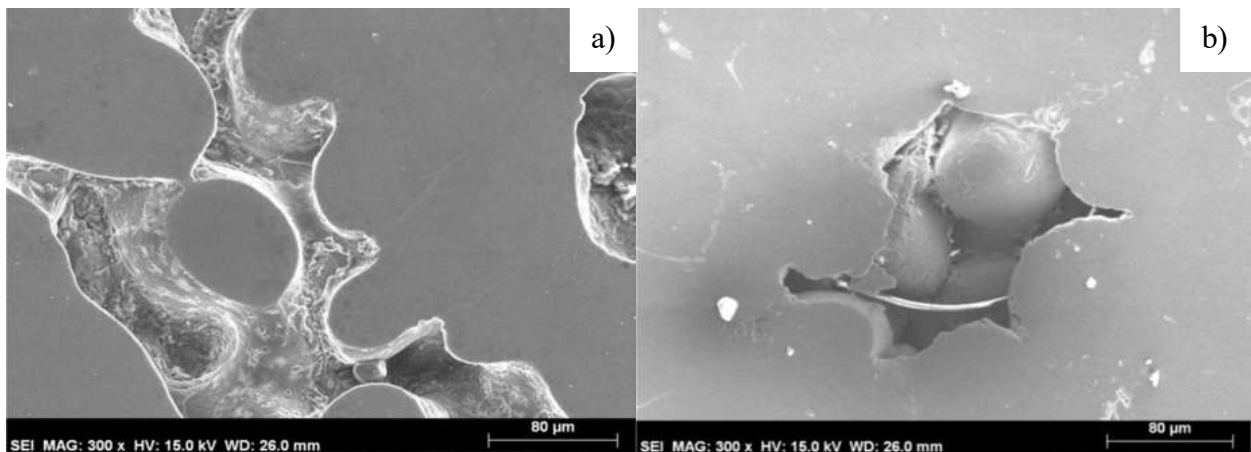
**Fig. 50** Imágenes de SEM de la superficie de la parte del centro de la aleación A356, a) vaciada bajo una atmósfera de aire, desde una altura inicial de 100 cm y b) bajo una atmósfera de argón, desde una altura inicial de 100 cm.

La Fig. 51 muestra a mayores magnificaciones el detalle de la porosidad encontrada en la muestra vaciada a mayor altura en una atmósfera de argón. Como se puede observar en la Fig. 51 a) esta porosidad corresponde a microporosidad producto de la contracción durante la solidificación, la cual se caracteriza por presentarse en las zonas interdendríticas. En contraste, en la Fig. 51b, se puede observar un poro de mayor tamaño con mayor grado de oxidación y rugosidad en su superficie, el cual es producto de arrastre de gas.



**Fig. 51** Imágenes de SEM de la superficie de la parte del centro de la aleación A356 vaciada bajo una atmosfera de aire a una altura de 100 cm en una zona de a) porosidad por contracción b) porosidad por la presencia de gas.

Las micrografías de la Fig. 52 muestran la porosidad, producto de la presencia de hidrógeno y por contracción para las muestras obtenidas de los experimentos realizados a mayor altura con una atmósfera de aire y argón. Como se puede observar, comparando ambas micrografías, existe una diferencia en cuanto a la superficie de las dendritas en el interior del poro.



**Fig. 52** Imágenes de SEM de la superficie de la aleación A356 vaciada a una altura de 100 cm, a) bajo una atmosfera de aire y b) bajo una atmosfera de argón.

En el caso de la Fig. 52a, se observa un mayor grado de rugosidad lo cual se debe a la presencia de una capa preexistente de óxido. Como se mencionó anteriormente, durante el proceso vaciado, las burbujas de aire arrastradas reaccionan con el aluminio líquido formando una delgada capa de óxido. Al tratarse de un proceso dinámico, el calentamiento del gas remanente en la burbuja

produce su expansión fracturando esta capa y exponiendo el gas remanente al metal líquido. Este proceso da lugar a la formación de películas dobles y rastros de burbujas conforme las mismas flotan hacia la superficie. Tanto las películas dobles formadas durante el proceso de arrastre, rastros de burbujas (bubble trails Fig. 8) y burbujas remanentes de aire atrapados en el metal son lugares propicios para la migración de hidrógeno, así como para generar microporosidad por contracción durante la solidificación y enfriamiento [32]. Cabe resaltar que la presencia de estos defectos produce una notable disminución en las propiedades mecánicas de estas aleaciones, aun cuando el proceso de desgasificación haya sido llevado a cabo de forma satisfactoria y se haya realizado un diseño adecuado del sistema de alimentación para obtener una pieza libre de poros, ya que debido a la poca cohesión entre las superficies de óxido en contacto, se reduce la resistencia del material y se propicia la nucleación y crecimiento de grietas reduciendo la tenacidad, ductilidad y vida útil del componente en cuestión.

En comparación con los resultados reportados en la literatura por Archer y colaboradores, la velocidad crítica disminuye de 3.99 m/s a 2.99 m/s lo cual se atribuye a las diferencias en el diámetro del chorro de metal líquido y al error de medición debido a las correcciones por efecto de la temperatura requeridas por el sistema utilizado por estos investigadores.

Por lo tanto, los resultados de las mediciones, simulaciones y observaciones metalográficas obtenidas en la presente investigación, demuestran la existencia de este fenómeno en aluminio líquido, el cual tiene un importante efecto sobre las propiedades mecánicas de las aleaciones. Sin embargo, a diferencia del agua, el incremento en temperatura, la diferencia en tensión superficial y la formación de películas de óxido, disminuyen la relación entre el volumen de gas arrastrado / el volumen de fluido vaciado, incrementando la velocidad crítica para el fenómeno de arrastre la cual está en función de la altura para el vaciado por gravedad, la cual debe ser tomada en cuenta para el diseño de sistemas de alimentación.

## V. CONCLUSIONES.

### **Modelación en agua.**

- Los valores obtenidos de las mediciones del volumen de gas arrastrado en experimentos utilizando agua como fluido de estudio mostraron una alta concordancia con los valores obtenidos mediante correlaciones ampliamente validadas por diferentes investigadores.

### **Simulación.**

- Los resultados de las simulaciones realizadas en el programa de ProCast® mostraron que el volumen de aire arrastrado disminuye con la reducción de la velocidad de vaciado del metal líquido, sin embargo, los valores fueron considerablemente menores a los medidos en la modelación con agua.
- Los valores obtenidos de las simulaciones corresponden al volumen de aire arrastrado a partir del rastreo de la superficie líquida, por lo que no se considera el volumen de aire consumido por oxidación del chorro cuando este no presenta cambios en su dirección.
- Las simulaciones demostraron que los volúmenes de aire arrastrado tienden a cero para velocidades en el punto de arrastre menores a 3 m/s.

### **Modelación en aluminio.**

- Los resultados obtenidos de los experimentos con aluminio líquido demostraron que existe un mayor volumen de arrastre con el incremento en la altura, sin embargo, los valores obtenidos son considerablemente más bajos que los obtenidos para agua y ligeramente mayores a los obtenidos mediante simulaciones.
- El volumen de gas arrastrado en los experimentos en aluminio líquido realizados en una atmósfera de aire fue ligeramente mayor en comparación con los experimentos en una atmósfera de argón atribuido a las diferencias en tensión superficial y la oxidación de la superficie líquida.
- A partir de las mediciones y observaciones realizadas durante el experimento a menor altura con atmósfera de argón se determinó que la velocidad crítica para el fenómeno de arrastre la cual corresponde a 2.9 m/s.

### **Caracterización metalográfica.**

- Se demostró bajo experimentación en una atmósfera de aire, el efecto negativo que tiene la velocidad de vaciado en la macroestructura del material, donde a una mayor velocidad de vaciado, produce un mayor arrastre de gas incrementando la porosidad.
- Para el caso de una atmósfera de argón que existe una disminución en el porcentaje de porosidad, ya que el arrastre de este gas promueve la desgasificación del líquido durante el vaciado.

### **Caracterización de las propiedades mecánicas.**

- De los ensayos de impacto y de tensión uniaxial, durante la experimentación bajo una atmósfera de aire, hubo una disminución del 60 % en las propiedades mecánicas con el incremento en altura de vaciado. Sin embargo, para una atmósfera de argón, el aumento en altura y por lo tanto, el mayor volumen de argón arrastrado dio lugar a una notable mejora del 40 % en las propiedades mecánicas.
- Bajo una atmósfera de aire, se incrementó la porosidad generando un mayor daño microestructural por contracción, formándose crecimiento de grietas, afectando las propiedades mecánicas, además, en el caso de las aleaciones vaciadas en una atmósfera de aire se encontró un mayor volumen de poros esféricos debido a la presencia de oxígeno en el gas de arrastre.
- La presencia de macro y microporosidad por contracción resulta en una notable disminución de las propiedades mecánicas de las aleaciones, ya que, la presencia de microporos son vinculados a capas dobles de óxido.

## RECOMENDACIONES PARA TRABAJO FUTURO.

1. Evaluar el efecto de la temperatura de vaciado sobre el volumen de gas arrastrado.
2. Realizar experimentos a bajas velocidades de vaciado para lograr una mayor precisión en la aproximación de la velocidad crítica.
3. Así mismo, se recomienda realizar experimentos con Galio para medir el volumen de gas arrastrado y evaluar el efecto de la tensión superficial y la temperatura con mayor facilidad.

## VI. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.

- [1]Archer L, Guerra F V, Beckermann C. *Measurement of air entrainment during pouring of an aluminum alloy*. **Materials Science and Technology** 31-43, 2019.
- [2]Campbell J, *The consolidation of metals: the origin of bifilms*. **Journal of Materials Science**, 51(1), 96-106, 2016
- [3]Anson J. *Effect of temperature and composition on surface tension in Al- Si*. **Metallic Materials Trans. B**, 30(6), 1027-32, 1999.
- [4]*JMatPro*, Sente Software Ltd. **Surrey Technology Center**, United Kingdom , 2016.
- [5]Vargaftik N. *Correlation for the density and viscosity of liquid alloys Al plus Si*. **Materials Science** 12(3), 17-20, 1983.
- [6]Campbell J. *Entrainment defects*. **Materials Science and Technology**, 22(2), 127-145, 2006.
- [7]ASM Handbook Committee. *Properties and selection : nonferrous alloys and pure metals*. Metals Park, Ohio. **American Society for Metals**. 1979.
- [8]Grjotheim K . *Aluminium electrolysis : fundamentals of the Hall-Heroult process*. Dusseldorf. **Aluminium-Verlag**. 1982.
- [9]Kaufman J, Rooy E. *Aluminum alloy castings : properties, processes, and applications*. Schaumburg, **American Foundry Soc**. 2007.
- [10]Totten G, Tiryakioglu M. *Encyclopedia of aluminum and Its alloys*. **Materials Science and Technology** 2(2), 80-96. 2018.
- [11]*Metals handbook. Properties and selection : nonferrous alloys and pure metals*. **ASM Handbook Metals**. Park Ohio , 152-178, 1979.
- [12]Campbell J. *Chapter 9 - Structure, defects and properties of the finished casting*. Oxford, Butterworth-Heinemann. 2003.
- [13]Bozchaloei G, Varahram N, Davami P, Kim S. *Effect of oxide bifilms on the mechanical properties of cast Al-7Si-0.3Mg alloy and the roll of runner height after filter on their formation*. **Materials Science and Engineering: A**, 99-105, 2012.
- [14]El-Sayed M A, Griffiths D. *Hydrogen, bifilms and mechanical properties of Al castings*. **International Journal of Cast Metals Research**, 27(5). 282-287, 2014.
- [15]<https://es.khanacademy.org/science/physics/thermodynamics/laws-of-thermodynamics/a/what-is-the-first-law-of-thermodynamics>, 119-163, 2020.

- [16]Vaskova I. *Comparison of simulation programs magmasoft and novaflow&solid in terms of results accuracy.* **Archives of Foundry Engineering**, (11), 2011.
- [17]Majidi S H, Beckermann C. *Modelling of air entrainment during pouring of metal castings.* **International Journal of Cast Metals Research**, 30(5). 301-315, 2017.
- [18]Srinivasan K. *World Academy of Science, International Journal of Computer, Electrical, Automation, Control and Information Engineering*, 2015.
- [19]Dou K, Lordan E, Zhang Y, Jacot A, Fan Z. *Numerical simulation of fluid flow, solidification and defects in high pressure die casting (HPDC) process.* **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, 529, 2019.
- [20]Sene K. *Air entrainment by plunging jets.* **Chemical Engineering Science**. 43(10). 261-262, 1988.
- [21]Campbell J. *Chapter in Castings (Second Edition)*, Butterworth-Heinemann: Oxford. 64(2), 17-18, 2003.
- [22]Anson J , Drew L, Gruzleski J. *The surface tension of molten aluminum and Al-Si-Mg alloy under vacuum and hydrogen atmospheres.* **Metallurgical and Materials Transactions B**, 30(6). 102-103, 1999.
- [23]Beckermann C. *Water modeling of steel flow, Air entrainment and filtration in 46th SFSA, technical and perational conference.* Chicago, **Steel Founder´s Society of America**. 1992.
- [24]Campbell J. *Air entrainment in Castings*, Butterworth-Heinemann: Oxford. 64(2), 17-69, 2003.
- [25]Ma J, Oberai A , Drew D , Lahey T, Hyman M. *A comprehensive sub-grid air entrainment model for rans modeling of free-surface bubbly flows.* **The Journal of Computational Multiphase Flows**. 3(1). 41-56, 2011.
- [26]Majidi H, Beckermann C. *Effect of pouring conditions and gating system design on air entrainment during mold filling.* **International Journal of Metalcasting**, 13(2), 255-272, 2019.
- [27]Kusabiraki D, Niki H, Yamagiwa K, Ohkawa A. *Gas entrainment rate and flow pattern of vertical plunging liquid jets.* **The Canadian Journal of Chemical Engineering**, 68(6). 893-903, 1990.
- [28]Sirrell B, Holliday M, Campbell J. *Benchmark testing the flow and solidification modeling of Al castings.* **JOM**, 48(3), 20-23, 1996.

- [29]Cao H, Shen C, Wang C, Xu H, Zhu J. *Direct observation of filling process and porosity prediction in high pressure die casting*. **Materials Science and Engineering**, 12, 109, 2019.
- [30]Felberbaum M. *Porosity in aluminum alloys: visualization, characterization, and modeling*. **Materials Science and Engineering Conference**. (3) 2010.
- [31]Zhang J, Liu Q, Yang S, Chen Z, Li J, Jiang Z. *Advances in ladle shroud as a functional device in tundish metallurgy: a review*. **ISIJ International**. 59(7). 116-117, 2019.
- [32]Dai X, Jolly M, Yang X, Campbell J. *Modelling of liquid metal flow and oxide film defects in filling of aluminium alloy castings*. **Materials Science and Engineering Conference Series**. (3)207, 2012.
- [33]Melendez A J, Carlson K D, Beckermann C. *Modelling of reoxidation inclusion formation in steel sand casting*. **International Journal of Cast Metals Research**. 23(5). 278-288, 2010.
- [34]Archer L, Guerra F V, Beckermann C. *Measurement of Air Entrainment During Pouring of an Aluminum Alloy*. **Cham: Springer International Publishing**. 36(2), 31-43, 2019.
- [35]Christian N, *Multiple defect distributions on Weibull statistical analysis of fatigue life of cast aluminium alloys*. **African Journal of Science and Technology**, 6, 2010.
- [36]Campbell J. *Gas porosity*. Oxford. Butterworth-Heinemann. (6), 116-119, 2003.
- [37]Dispinar D, Campbell J. *Critical assessment of reduced pressure test. Part 2: Quantification*. **International Journal of Cast Metals Research**. 17, 287-294, 2004.
- [38]Ndaliman M, Pius A. *Behavior of aluminum alloy castings under different pouring temperatures and speeds*. **Leonardo Electronic Journal of Practices and Technologies**. 6, 2007.
- [39]Ahmed H , Fadhil O , Salih W. *Heat transfer and fluid flow characteristics of tubular channel partially filled with grooved metal foams*. **International Communications in Heat and Mass Transfer**. 108, 2019.
- [40]Abu W. *Studying the effects of varying the pouring rate on the casting defects using non-destructive testing techniques*. **Jordan Journal of Mechanical and Industrial Engineering**, 5, 521, 2011
- [41]Tiryakioğlu M, Yousefian P, Eason D. *Quantification of entrainment damage in A356 aluminum alloy castings*. **Metallurgical and Materials Transactions A**, 49(11). 581-582, 2018.

- [42]Reilly C, Green N , Jolly M . *The present state of modeling entrainment defects in the shape casting process*. **Applied Mathematical Modelling**. 37(3). 611-628, 2013.
- [43]Gopalan R, Prabhu N. *Oxide bifilms in aluminium alloy castings – a review*. **Materials Science and Technology**, 27(12). 175-176 2011.
- [44]Wang G, Crepeau P, Griffiths J R, Davidson C. *The effects of oxide films and porosity on fatigue of cast aluminum alloys*. **TMS Annual Meeting**. 205-214, 2005.
- [45]ASTM. *Standard test method for tensile testing of metallic materials*. **Annual book**, 3(6), 542-566, 1984.
- [46]ASTM. *Standard Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*. **Annual book**, 3(6), 1984.
- [47]Xiong C, Ma Y. *Modeling of filling and solidification process for TiAl exhaust valves during suction casting*. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**. 26, 2013.
- [48]Kaplan M , Fuchs G . *Characterization of bifilms and oxide inclusions in investment cast IN100*. **Cham: Springer International Publishing**. (6),229-238, 2016.
- [49]Merlin M, Timelli G, Bonollo F, Garagnani G. *Impact behaviour of A356 alloy for low-pressure die casting automotive wheels*. **Journal of Materials Processing Technology**. 209(2). 106-107, 2019.
- [50]Jahromi S, Dehghan A, Malekjani S. *Effects of optimum amount of Sr and Sb modifiers on tensile, impact and fatigue properties of A356 aluminum alloy*. **Iranian Journal of Science & Technology, Transaction B**. 28, 2004.
- [51]Masita A, Yeo W, Saw L, Lim Y, Lee J, Ng T. *Mechanical and fatigue properties of gravity die-cast A356 aluminium alloy with addition of scandium*. **IOP Conference series: earth and environmental Science**, 269, 2019.
- [52]Andonova V, Chandrasekhar G. *Rise time Calculations of a single air bubble under the influence of gravity in a pool of water*. **Journal of Applied Science and Engineering Methodologies**, 2. 426-434. 2016.
- [53]Kang H , Yoon P , Lee G , Park J , Jung B , Lee J , Lee C , Kim E , Choi Y. *Evaluation of the gas porosity and mechanical properties of vacuum assisted pore-free die-cast Al-Si-Cu alloy*. **Journal of Applied Science, Vacuum**, 2. 184. 2021.