



*Grupo de Investigación en Desarrollo y Tecnología de Nuevos Materiales*



DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES METALÚRGICAS Y MECÁNICAS DE  
LIGAS SIN NÍQUEL Y PALADIO SELECCIONADAS PARA LA PRODUCCIÓN DE  
ORO BLANCO DE 750 MILÉSIMAS

YUDY ALEXANDRA PALMA PACHECO  
FELIPE ALEJANDRO REAL GÓMEZ

UNIVERSIDAD INDUSTRIAL DE SANTANDER  
FACULTAD DE INGENIERÍAS FISCOQUÍMICAS  
ESCUELA DE INGENIERÍA METALÚRGIA Y CIENCIA DE MATERIALES  
BUCARAMANGA, 2007



Grupo de Investigación en Desarrollo y Tecnología de Nuevos Materiales



DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES METALÚRGICAS Y MECÁNICAS DE  
LAS LIGAS SIN NÍQUEL Y PALADIO SELECCIONADAS PARA LA PRODUCCIÓN  
DE ORO BLANCO DE 750 MILÉSIMAS

YUDY ALEXANDRA PALMA PACHECO  
FELIPE ALEJANDRO REAL GÓMEZ

Trabajo de investigación, presentado como requisito para optar al título de  
Ingeniero Metalúrgico.

Director: Ing. ARNALDO ALONSO BAQUERO

Codirector: Ing. WILSON VESGA

UNIVERSIDAD INDUSTRIAL DE SANTANDER  
FACULTAD DE INGENIERÍAS FÍSICOQUÍMICAS  
ESCUELA DE METALURGIA Y CIENCIA DE MATERIALES  
BUCARAMANGA

2007



Grupo de Investigación en Desarrollo y Tecnología de Nuevos Materiales



## DEDICADO

**A mi mamá, Leo y Lucas.**

*Yudy Palma Pacheco*



**A Dios.**

**A mis padres Alberto Real G y Teresa Gómez R  
por inculcar en mi valores y principios que son el pilar  
de mi vida .**

**A mis hermanos Carlos, Maria T y Angelita por su apoyo y  
comprensión en los momentos difíciles.**

**A mi dos preciados tesoros Jacel Y Gabriela  
Gracias por estar conmigo y darme tanto amor.**

*Felipe Alejandro Real Gómez.*



## AGRADECIMIENTOS

Los autores expresan su agradecimiento a todas aquellas personas que sin las cuales no hubiera sido posible la elaboración de este libro.

ING. ARNALDO ALONSO BAQUERO

ING. MONIKA GARCÍA RAMIREZ

ING. WILSON VESGA

ING. LUIS EMILIO FORERO

ING. ORLANDO GÓMEZ

TÉCNICO MARIO NAVARRETE

TÉCNICO AMBROSIO CARRILLO

ORLANDO BUILTRAGO

TÉCNICO FERMÍN GÓMEZ

ING. FREDDY RINCÓN

ING. HECTOR ALIRIO PEREZ

JACEL MORA GARCÍA

ADISON LEONARDO BAYONA

Y, a todas aquellas personas que de alguna manera u otra hicieron posible la realización de este libro y no fueron mencionadas.

## TABLA DE CONTENIDO

	Pág.
INTRODUCCIÓN	1
1.1 PROCESO DE MOLDEO A CERA PÉRDIDA	3
1.2. PROCESO DE CERA PÉRDIDA	3
1.2.1. Molde en caucho	3
1.2.2. Elaboración de los modelos en cera	4
1.2.3. Montaje de la cera	5
1.2.4. Preparación de la mezcla de revestimiento y fraguado del yeso	6
1.2.5. Ciclo Térmico	7
1.3. PROPIEDADES METALÚRGICAS	8
1.3.1 Diagramas de fases	8
1.3.2. Colabilidad	9
1.3.3. Segregación	10
1.3.4. Susceptibilidad al agrietamiento en caliente	11
1.3.5. Tamaño de grano	12
1.4. PROPIEDADES MECÁNICAS	12
1.4.1. Módulo de elasticidad	13
1.4.2. Resistencia máxima a la tensión	14
1.4.3. Porcentaje de elongación en la fractura	14
1.4.4. Porcentaje de reducción del área en la fractura	15
1.4.5. Microdureza	15
2. OBJETIVOS	18
2.1 OBJETIVO GENERAL	18
2.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS	19

	Pág.
3. METODOLOGÍA	19
3.1. REVISIÓN BIBLIOGRAFICA	19
3.2. ELABORACIÓN DE LAS PROBETAS MODELO	19
3.3. ELABORACIÓN DEL MOLDE EN YESO Y MICROFUSIÓN DE LAS PROBETAS	19
3.4. DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES METALÚRGICAS	20
3.5. DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS	20
3.6. ELABORACIÓN DEL LIBRO	20
4. DESARROLLO EXPERIMENTAL	21
4.1. EQUIPOS	21
4.2. ALEACIONES SELECCIONADAS	22
4.3. OBTENCIÓN DE LAS PROBETAS	23
4.4. TRATAMIENTO TÉRMICO DEL MOLDE EN YESO	28
4.5. FUSION DE LAS LIGAS	31
4.6. ENSAYOS PARA LA CARACTERIZACIÓN DE LAS LIGAS	32
5. RESULTADOS Y ANÁLISIS	37
5.1. ANÁLISIS DE COMPOSICIÓN QUÍMICA	37
5.2. PROPIEDADES FÍSICAS	38
5.3. PROPIEDADES METALÚRGICAS	39
5.3.1. Colabilidad	39
5.3.2. Susceptibilidad al agrietamiento en caliente	40
5.3.3. Microestructura	41
5.3.3.1. Aleación A	42
5.3.3.2. Aleación B	45
5.3.3.3. Aleación C	48
5.4. PROPIEDADES MECÁNICAS	51



	Pág
5.4.1. Microdureza	51
5.4.2. Ensayo de tensión	53
6. CONCLUSIONES Y OBSERVACIONES	57
BIBLIOGRAFÍA	58
ANEXO A Elaboración del molde en caucho	59
ANEXO B Inyección de cera	60
ANEXO C Preparación del revestimiento	61
ANEXO D Planos probetas	62

## LISTA DE TABLAS

	Pág.
TABLA 1. Equipos utilizados	21
TABLA 2. Rango de composición de las aleaciones seleccionadas	22
TABLA 3. Composición de la aleación madre	22
TABLA 4. Datos termofísicos de las aleaciones seleccionadas	24
TABLA 5. Descripción del tratamiento térmico	30
TABLA 6. Composición nominal de las ligas	31
TABLA 7. Procedimiento de desbaste utilizado	33
TABLA 8. Procedimiento de pulido utilizado	33
TABLA 9. Composición química de las ligas	37
TABLA 10. Propiedades físicas.	38
TABLA 11. Resultados de colabilidad	39
TABLA 12. Susceptibilidad al agrietamiento en caliente	41
TABLA 13. Fases según DRX aleación A.	45
TABLA 14. Fases según DRX aleación B	48
TABLA 15. Fases según DRX aleación C.	51
TABLA 16. Datos de microdureza	53
TABLA 17. Datos promedio microdureza	53
TABLA 18. Propiedades mecánicas según ensayos de tensión	55

## LISTA DE FIGURAS

	Pág.
FIGURA 1. Molde en caucho y metálico	4
FIGURA 2. Pieza en cera	4
FIGURA 3. Montaje de las piezas	5
FIGURA 4. Preparación del revestimiento	6
FIGURA 5. Grafica expansión vs. Temperatura	7
FIGURA 6. Modelo para ensayo de colabilidad según la revisión bibliografica	10
FIGURA 7. Micro segregación	11
FIGURA 8. Grafica tensión Vs. deformación	13
FIGURA 9. Microdureza	16
FIGURA 10. Probetas para ensayos	23
FIGURA 11. Diagrama liquidus Cu- Mn- Ag	25
FIGURA 12. Diagrama liquidus Cu Mn Zn	26
FIGURA 13. Simulación	27
FIGURA 14. Modelo de las probetas en cera	28
FIGURA 15. Cilindro utilizado para el revestimiento	28
FIGURA 16. Ciclo de tratamiento térmico utilizado	29
FIGURA 17. Horno marca ney dental inc/3-550	30
FIGURA 18. Horno de microfusión neutec J2R	31
FIGURA 19. Espectrómetro de fluorescencia de rayos X	32
FIGURA 20. Probeta diseñada para el análisis óptico	32
FIGURA 21. Microscopio óptico HIROX/ KH 7700	34
FIGURA 22. Difractómetro para composición de fases	34
FIGURA 23. SEM FEI/QUANTA 200	35

	Pág
FIGURA 24. Microdurómetro zwick	36
FIGURA 25. Probeta utilizada para los ensayos de tracción	36
FIGURA 26. Máquina universal	36
FIGURA 27. Colabilidad de las aleaciones	40
FIGURA 28. Susceptibilidad al agrietamiento en caliente	41
FIGURA 29. Aleación A microscopio óptico 1400X	42
FIGURA 30. Espectrogramas de las fases en la aleación A	43
FIGURA 31. Perfil DRX aleación A	44
FIGURA 32. Aleación B microscopio óptico 1400X	45
FIGURA 33. Espectrogramas de las fases en la aleación B	46
FIGURA 34. Perfil DRX aleación B	47
FIGURA 35. Aleación C microscopio óptico 1400X	48
FIGURA 36. Espectrogramas de las fases en la aleación C	49
FIGURA 37. Perfil DRX aleación C	50
FIGURA 38. Huella de indentación microdureza	51
FIGURA 39. Dureza ligas seleccionadas	53
FIGURA 40. Gráfica esfuerzo Vs. Deformación	54
FIGURA 41. Fractura sección transversal	55
FIGURA 42. Vista lateral de la fractura de los ensayos de tracción	55

## RESUMEN

**TITULO:** **DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES METALÚRGICAS Y MECÁNICAS DE LIGAS SIN NIQUEL Y PALADIO SELECCIONADAS PARA LA PRODUCCIÓN DE ORO BLANCO DE 750 MILÉSIMAS.\***

**AUTORES:** Palma Pacheco Yudy Alexandra, Real Gómez Felipe Alejandro\*\*

**PALABRAS CLAVES:** Ligas, Oro Blanco, Microfusión, Níquel, Manganeso, DRX, SEM.

A partir de una aleación madre compuesta principalmente de cobre y manganeso, a la cual se le adicionaron elementos blanqueadores secundarios como: plata, hierro y estaño se fabricaron tres ligas A, B y C cuya composición se estableció con la siguiente metodología: A la aleación A se le adicionó Fe y Sn, a la B Ag y Fe, y a la C Ag y Sn. Las probetas obtenidas se fabricaron utilizando la técnica de la Cera perdida y la fusión en un horno eléctrico de resistencias con colada al vacío. Los valores de las características cromáticas se obtuvieron con el Espectrofotómetro GretagMacbeth CE-XTH y las propiedades metalúrgicas y mecánicas medidas se evaluaron mediante las técnicas de Microscopía Óptica, SEM, DRX, Tracción y Microdureza.

Las tres aleaciones fabricadas mantuvieron una temperatura de líquido inferior a los 1000°C y las características físicas evaluadas permitieron demostrar la influencia de los elementos secundarios sobre las propiedades físicas establecidas manteniendo según la clasificación de la norma ASTM D 1925 para evaluación del color se encuentran en grado premium.

Los resultados físicos, metalúrgicos y mecánicos obtenidos permitieron seleccionar la aleación C como la liga a utilizar para la fabricación del oro blanco de 750 milésimas sin níquel y sin paladio.

---

\*Modalidad Investigación

\*\*Facultad de Ingenierías Físico Químicas. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales  
Director Arnaldo Alonso Baquero

## ABSTRACT

**TITLE:** DETERMINATION OF THE METALLURGICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF LEAGUES WITHOUT SELECTED NICKEL AND PALLADIUM FOR THE WHITE GOLD PRODUCTION OF 750 THOUSANDTH.\*

**AUTHORS:** Palma Pacheco Yudy Alexandra, Real Gómez Felipe Alejandro\*\*

**KEYWORDS:** Leagues, White Gold, Investment casting, Nickel, Manganese, DRX, SEM.

From an alloy compound mother mainly of copper and manganese, to which elements were added to him secondary launderers like: silver, iron and tin made three leagues To, B and C whose composition settled down with the following methodology: To the alloy A added Fe and Sn, to the B Ag and Fe, and to the C Ag and Sn. The obtained test specimens made using the technique of the Wax loss and the fusion in an electrical furnace of resistance with tap to the emptiness. The values of the chromatic characteristics were obtained with the Spectrophotometer GretagMacbeth CE-XTH and the metallurgical properties and mechanical measures were evaluated by means of the techniques of Optical Microscopy, SEM, DRX, Traction and Micro-hardness.

The three manufactured alloys maintained a temperature of inferior liquid at the 1000°C and the evaluated physical characteristics allowed to demonstrate the influence of the secondary elements on the established physical properties maintaining according to the classification of the norm ASTM D 1925 for evaluation of the color they are in grade premium.

The physical, metallurgical and mechanical results obtained allowed to select alloy C as the league to use for the manufacture of white gold of 750 thousandth without nickel and palladium.

---

\*Modality Investigation.

\*\*Faculty of chemical Physic Engineering's, School of Metallurgical Engineering and science of materials.  
Director: Arnaldo Alonso Baquero

## INTRODUCCIÓN

El oro por su bello color es el metal más utilizado en la elaboración de joyas, sin embargo, su elevada maleabilidad hace difícil su trabajado, por esto el oro frecuentemente se alea con otros metales para mejorar sus propiedades mecánicas. Los principales metales que más se utilizan para modificar las propiedades del oro son el cobre y la plata.

A partir del año 1920 comenzaron a desarrollarse aleaciones de oro blanco en la búsqueda de un sustituto de las aleaciones de platino, elemento costoso y con elevado punto de fusión (1768.4°C). Desde ese entonces las aleaciones de oro blanco, contienen níquel y paladio como elementos blanqueadores. Sin embargo, a finales de la segunda mitad del siglo pasado, se consideró la necesidad de eliminar el níquel en las aleaciones de oro blanco por su efecto alergénico en la piel. Esta consideración se hizo efectiva por la directiva Europea del níquel mediante reglamentación EN 1811:1999 el 20 de julio de 1999.

Lo anterior fue el punto de partida para que en todo el mundo, incluyendo Colombia, particularmente Santander, se creara conciencia entorno a la necesidad de contribuir al desarrollo de nuevas aleaciones o ligas, que no consideren en su composición química la presencia del níquel por su efecto alergénico, ni la del paladio por su alto costo. Pero si de elementos que sean de fácil consecución en el país y en lo posible de bajo costo. De estas ligas, para su aplicación deberán conocerse sus propiedades metalúrgicas y mecánicas con el fin de tener un conocimiento que permita saber la influencia en la aleación de oro blanco de 750 milésimas. Propiedades como: composición química, dureza, colabilidad, color, resistencia a la tensión, resistencia a la fluencia y porcentaje de elongación serán evaluadas.



La implementación que se haga de estas ligas, podrán servir para diseñar nuevas aleaciones de oro blanco que serán, de gran beneficio para la industria de la joyería en Santander, y naturalmente Colombia.

## **1. MARCO TEÓRICO**

### **1.1 PROCESO DE MOLDEO A CERA PERDIDA**

La técnica de fundición del metal más extendida en joyería es la de "cera perdida" o microfundición.

### **1.2. PROCESO DE CERA PERDIDA**

El concepto de cera perdida debe su origen a que este proceso de moldeo se realiza con la ayuda de un modelo de cera, que se recubre con un material refractario, normalmente en yeso, con el que se forma el molde. Posteriormente el molde se calienta hasta que se funde la cera, la cual se recupera, para ser reutilizada. Como el modelo desaparece sin ser desmoldado, se dice que el modelo en cera se perdió. De ahí su nombre.

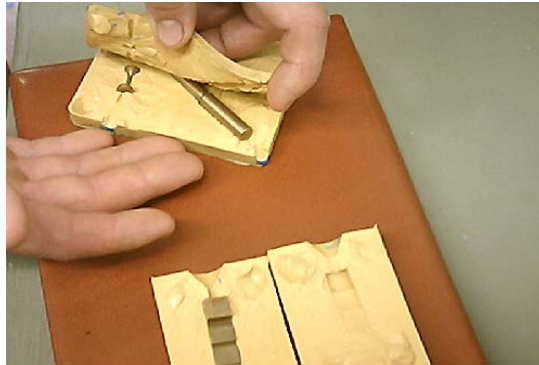
Para llevar a cabo este proceso se dan los siguientes pasos

#### **1.2.1. MOLDE EN CAUCHO**

La elaboración del molde en caucho se obtiene de un patrón en cobre, plata o de cualquier material que resista temperaturas igual o superior a 220°C. La fabricación del molde en caucho es fácil de hacer y con él se pueden elaborar miles de modelos de cera.

El proceso, paso a paso de la elaboración se presenta en el anexo A.

**Figura 1. Molde en Caucho y modelo metálico**



Fuente: Los autores

### 1.2.2. ELABORACIÓN DE LOS MODELOS EN CERA

Una vez elaborado el molde en caucho se procede a inyectar la cera para obtener el duplicado de la pieza que se quiere obtener.

La mecánica para la elaboración de los modelos en cera se presenta en el anexo B.

**Figura 2. Pieza en cera**



Fuente: Los autores

### 1.2.3. MONTAJE DE LA CERA

El montaje en árbol, es un paso que se caracteriza por la fijación de muchos modelos de cera alrededor de un grueso bebedero central hecho en cera, colocado verticalmente y sujeto en el centro por una base de goma, con una elevación cónica en el centro figura 3. A medida que se van fijando los modelos de cera, el conjunto va adquiriendo la forma de un árbol.

**Figura 3. Montaje de las piezas.**

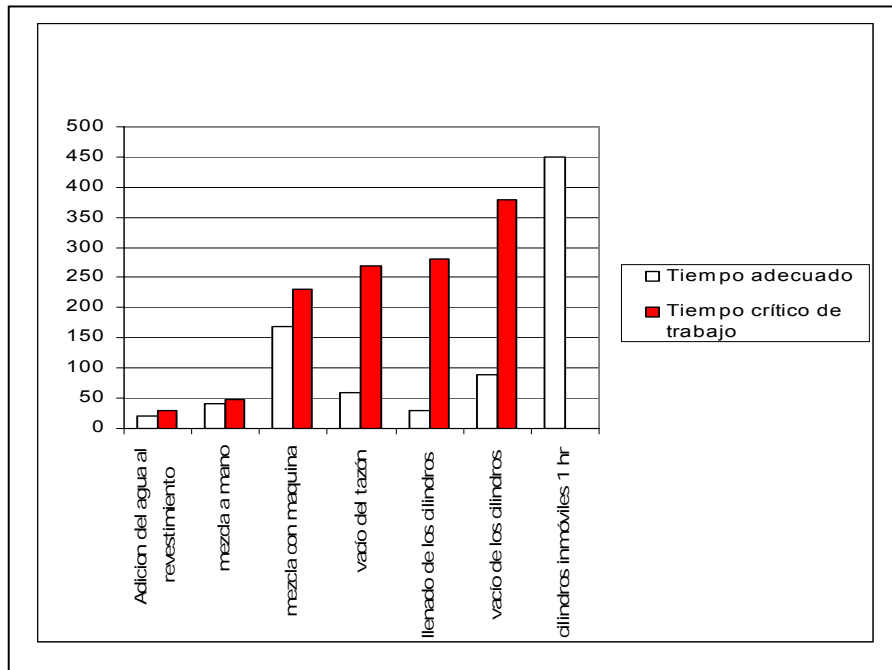


**Fuente: Los autores**

### 1.2.4. PREPARACIÓN DE LA MEZCLA DE REVESTIMIENTO Y FRAGUADO DEL YESO

La preparación del revestimiento requiere de un procedimiento en el cual el tiempo que se ajusta es de 8 a 10 minutos y necesita de un control muy cuidadoso, figura 4.

Figura 4. Preparación del revestimiento



Fuente: Ott D investment Casting of Gold Jewellery: Gas pressures In moulds during casting: Their measurement and their effects

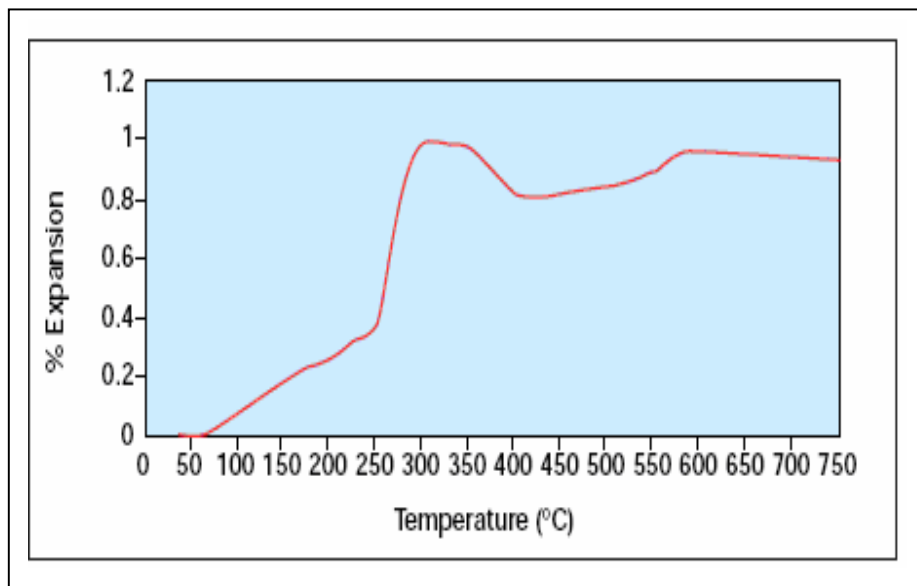
Es recomendable controlar mediante un cronometro con advertencias audibles en cada etapa del proceso. Ver anexo C

### 1.2.5. CICLO TÉRMICO

El tratamiento térmico que se hace al molde en yeso es una etapa crítica en el proceso de moldeo a la cera perdida. Una vez fraguado el yeso, se procede a realizarle un calentamiento y tiene dos funciones importantes.

La primera función consiste en eliminar la cera y la humedad del molde sin dañar el revestimiento. La segunda función es adecuar el revestimiento de modo que pueda soportar el choque térmico del metal fundido.

**Figura 5. Expansión Vs. Temperatura**



**Fuente:** Ott D investment Casting of Gold Jewellery: Gas pressures In moulds during casting: Their measurement and their effects

Resumiendo lo que sucede con el proceso de tratamiento térmico, que se hace hasta una temperatura no superior a 700°C ocurren muchos procesos químicos y físicos. Primero hay una evaporación del agua adsorbida y agua del mineral de yeso ( $\text{CaSO}_4 \cdot 2(\text{H}_2\text{O})$ ) en el rango de temperatura de 100 a 120°C.

Otro proceso de transformación relevante es la transformación de la cristobalita que ocurre cerca de los 250°C. Con un incremento considerable del volumen y seguido de una pequeña contracción debido a la transformación causada por el mineral de yeso contenido en el revestimiento que ocurre cerca de los 300 a 370°C. Otra contracción también debida al mineral de yeso ocurre a los 700 °C estos cambios alotrópicos se pueden ver en la figura 5 curva de expansión versus temperatura. Para lo cual se siguió un ciclo térmico muy estricto.

### **1.3. PROPIEDADES METALURGICAS**

La evaluación de las propiedades metalúrgicas de los metales y sus aleaciones dependen del conocimiento teórico que se tenga de las mismas, para lo cual se tienen herramientas como:

#### **1.3.1 DIAGRAMAS DE FASES**

Los diagramas de fase son la representación del equilibrio termodinámico de un sistema y permiten predecir las fases presentes y sus proporciones para unas condiciones determinadas. La aparición o desaparición de fases que tienen lugar en el proceso de enfriamiento de un metal o de una aleación se estudia mediante los diagramas de equilibrio, conocidos también como diagramas de fase o de constitución. Tienen la forma de mapa, definen las regiones de estabilidad de las diversas fases que pueden ocurrir en un sistema de aleación bajo la condición de presión constante (atmosférica). Las coordenadas de estos diagramas son la temperatura y la composición. En otras palabras, el diagrama de fase a cualquier temperatura, proporciona la información sobre el estado de la aleación sólo si se da el tiempo suficiente al metal para alcanzar el equilibrio. Además con los diagramas de fases se puede predecir el comportamiento de la solidificación, y las transformaciones de fase en estado sólido. Los diagramas de fases se usan para el

diseño de aleaciones y tratamiento térmico basados en el conocimiento de las transformaciones de fase y los cambios microestructurales que esto conlleva. Muchas propiedades de los metales y aleaciones dependen de su condición microestructural, tales como dureza, ductilidad, trabajabilidad.

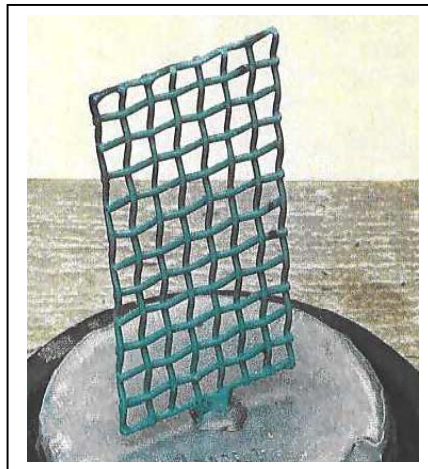
Son muchos los factores que se deben tener en cuenta al plantear mezclas entre metales, dado que se pueden conformar pares galvánicos, reaccionar con la piel, presentar dificultades por la diferencia marcada entre los puntos de fusión o simplemente por no aportar las propiedades que requiere la liga.

### **1.3.2. COLABILIDAD**

La colabilidad se define como la capacidad que tiene un metal o aleación líquida de llenar completamente un molde de dimensiones establecidas. Esta capacidad de los metales y sus aleaciones de fluir libremente antes de solidificarse para reproducir fielmente los detalles del molde, es una de las etapas más críticas del proceso de fabricación de la pieza moldeada debido a que determinará la conveniencia de la aleación para producir piezas que tengan secciones finas. La colabilidad depende de factores como:

- Propiedades térmicas del metal y del molde.
- Temperatura de colada.
- Densidad del metal
- Constitución de la aleación.
- Diseño del molde, especialmente altura de bebederos, entradas y ventilación.

**Figura 6. Modelo para la probeta de Ensayo de Colabilidad según la revisión bibliográfica**



**Fuente:** *Ott D investment Casting of Gold Jewellery: Gas pressures In moulds during casting: Their measurement and their effects*

La fluidez se mide como un porcentaje del área de la malla, según el diseño observado en la figura 6 las dimensiones sugeridas en este diseño son de 38mm de ancho, 90mm de largo y 1 mm de espesor.

### 1.3.3. SEGREGACIÓN

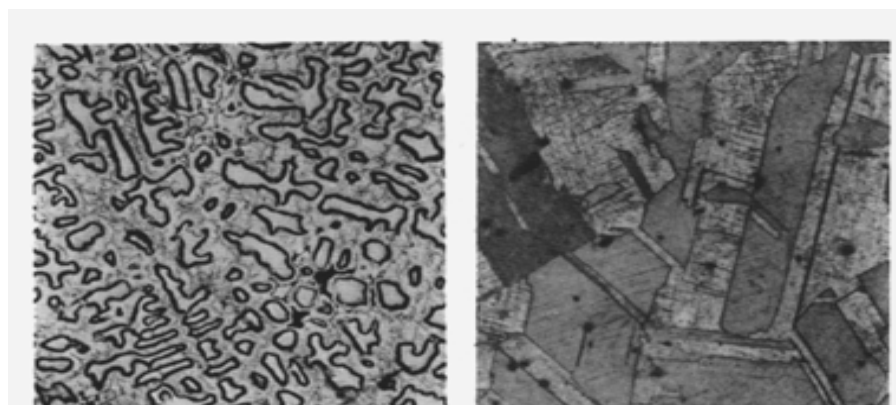
Es un problema de difusión de los átomos y se manifiesta por las diferencias de composición en un material, causadas con frecuencia por tiempo insuficiente para la difusión durante la solidificación.

Cuando una aleación se encuentra en la etapa de solidificación, ocurren la microsegregación y la macrosegregación. La microsegregación abarca distancias pequeñas, y con frecuencia es entre dendritas. Los centros de las dendritas son ricos en el elemento con más alto punto de fusión en la aleación, mientras que las regiones interdendríticas; que son las últimas en solidificar, son ricas en el elemento con punto de fusión más bajo. Así mismo la microsegregación puede causar

fragilidad en caliente; sin embargo, esta última al igual que la microsegregación o la segregación interdentrítica pueden reducirse mediante un tratamiento térmico de homogeneización.

La macrosegregación ocurre a grandes distancias, entre la superficie y el centro de la pieza fundida, donde la superficie que se solidifica primero contiene algo más de concentración del metal con mayor punto de fusión que el promedio. Este fenómeno no se puede eliminar con un tratamiento de homogeneización, porque las distancias de fusión son demasiado grandes, sin embargo se puede reducir la macrosegregación por trabajo en caliente debido a que en este último lo que se hace básicamente es destruir la estructura de colada. Ver figura 7.

**Figura 7. Microsegregación**



7a) microsegregación 40x

7b) Recocido de homogeneización 40x

Fuente: <http://www.esi2.us.es/IMM2/micrografias/x2-100.jpg>

#### 1.3.4. SUSCEPTIBILIDAD AL AGRIETAMIENTO EN CALIENTE

Son grietas inter-cristalinas que se forman cuando la pieza todavía se encuentra parcialmente líquida. Su efecto debilitador es por lo tanto considerable. Estas grietas pueden propagarse después de la solidificación, debido a las tensiones que

aparecen por las diferentes velocidades de enfriamiento en la pieza. La tendencia a la ruptura queda agravada a ciertas partes de la pieza, por ejemplo en las secciones más finas que solidifican más rápidamente que las otras.

La susceptibilidad de una aleación para presentar agrietamiento en caliente esta determinada por tres factores importantes:

- Constitución
- Tamaño de grano
- Contenido de gas

### **1.3.5. TAMAÑO DE GRANO**

Constituye un factor decisivo en la calidad y resistencia de los metales. Las piezas elaboradas con metales de grano grueso, tienen una tendencia muy marcada a dar después del temple, estructuras groseras y frágiles. Las piezas con metales de grano fino en cambio, son dúctiles.

El tamaño de grano de un determinado metal es una característica inherente al proceso de fabricación, como una función de la temperatura a la que se calienta y del tiempo de sostenimiento de la misma.

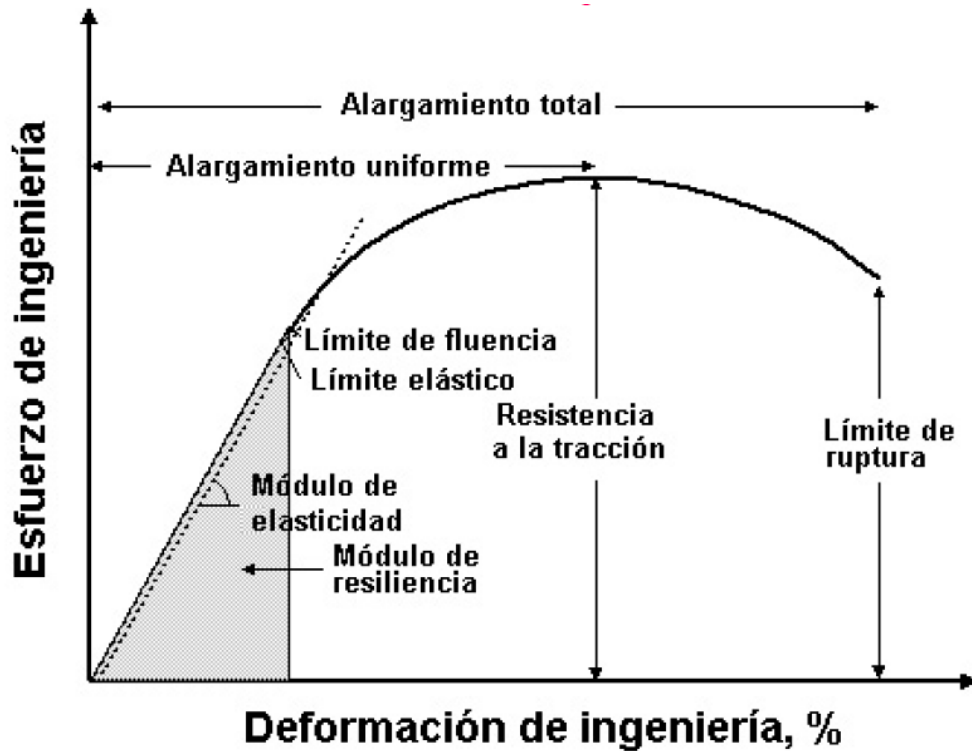
### **1.4. PROPIEDADES MECÁNICAS**

Las propiedades mecánicas de los metales y aleaciones que son importantes en ingeniería para el diseño y que pueden ser obtenidas del ensayo de tensión son: figura 8.

- Modulo de elasticidad.
- Resistencia a la tracción.
- Elongación.

- Porcentaje de reducción de área.

Figura 8. Grafica Tensión Vs. Deformación



Fuente: <http://www2.ing.puc.cl/~icm2312/apuntes/materiales/figura16.gif>

#### 1.4.1. MÓDULO DE ELASTICIDAD

Al comenzar a aplicar la carga en el ensayo de tensión, la deformación que presenta el metal es de naturaleza elástica. Esto es, si se retira la carga aplicada, la muestra volverá a su longitud original. En general, los metales y las aleaciones muestran una relación lineal entre el esfuerzo y la deformación en la región elástica del diagrama esfuerzo-deformación.

Esta relación descrita por la ley de Hooke se expresa:

$$\sigma(\text{esfuerzo}) = E \times \varepsilon(\text{deformación}) \quad (1)$$

$$E = \frac{\sigma(\text{esfuerzo})}{\varepsilon(\text{deformación})} \quad (2)$$

Donde E es el módulo de elasticidad o módulo de Young en *Psi* o *Pa*

#### **1.4.2. RESISTENCIA MÁXIMA A LA TENSIÓN**

Es la fuerza máxima alcanzada en la curva esfuerzo-deformación. Si la probeta desarrolla una disminución localizada en el área de la sección transversal, el esfuerzo en ingeniería disminuirá con la deformación hasta que se produzca la rotura. El metal o la aleación continúan aumentando el esfuerzo hasta alcanzar el esfuerzo de fractura, debido a que se utiliza el área de sección transversal original para determinar el esfuerzo en ingeniería.

La Resistencia máxima a la tensión de un metal se determina trazando una línea horizontal desde el punto máximo de la curva esfuerzo-deformación al eje del esfuerzo, donde la línea corta al eje de esfuerzo se llama resistencia máxima a la tensión o simplemente resistencia a la tensión fig 8.

#### **1.4.3. PORCENTAJE DE ELONGACIÓN EN LA FRACTURA**

La cantidad de elongación que experimenta una muestra durante la prueba proporciona un valor de la ductilidad de un metal. La ductilidad se expresa usualmente como porcentaje de elongación, en general, a mayor ductilidad mayor es el porcentaje de elongación.

Durante el ensayo de tensión un extensómetro puede ser utilizado para medir continuamente la deformación de la muestra que esta siendo ensayada. El

porcentaje de elongación puede ser calculado también midiendo con calibradores la elongación final al unir la muestra fracturada empleando la ecuación 3.

$$\% \text{ Elongación} = \frac{\text{longitud final} - \text{longitud inicial}}{\text{longitud inicial}} \times 100 \quad (3)$$

El porcentaje de elongación indica además la calidad del metal, ya que al presentarse porosidades o inclusiones disminuye su valor por debajo del normal.

#### 1.4.4. PORCENTAJE DE REDUCCIÓN DEL ÁREA EN LA FRACTURA

La disminución del área en la sección transversal (estricción) y su relación con el área inicial también puede ser utilizada como una medida de la ductilidad del metal, en donde el porcentaje de reducción de área puede ser determinado por la ecuación 4.

$$\% \text{ reducción de área superficial} = \frac{(\text{área} \cdot \text{inicial} - \text{área} \cdot \text{final})}{\text{área} \cdot \text{inicial}} \times 100 \quad (4)$$

De la misma forma, este porcentaje puede indicar imperfecciones en el metal.

Otra propiedad a analizar que influye en el comportamiento de la liga y en su facilidad para ser conformada en joyería es la dureza.

#### 1.4.5. MICRODUREZA

Los métodos existentes para la medición de la dureza se distinguen básicamente por la forma del penetrador, por las condiciones de aplicación de la carga y por la propia forma de calcular (definir) la dureza. La elección del método para determinar

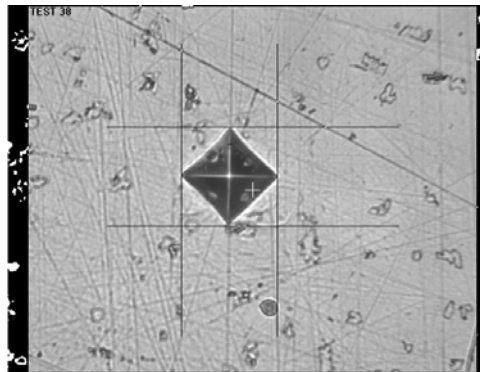
la dureza depende de factores tales como tipo, dimensiones de la muestra y espesor de la misma.

El ensayo de microdureza Vickers (método especificado en la norma ASTM 384-89 (UNE-EN ISO 6507-2)), emplea, como cuerpo penetrador, un diamante con forma de pirámide equilátera con ángulo diedro de  $136^\circ$ , el cual es presionado sobre el material bajo una determinada carga (valores entre 25 y 1000 gramos-fuerza), definiéndose la dureza Vickers (HV) como el cociente de la carga,  $F$  (Newton), y el área superficial,  $A$  ( $\text{mm}^2$ ), de la huella permanente dejada por el penetrador, una vez retirada la carga. El área se determina a partir de la medición por microscopía óptica de las diagonales de la huella ( $A = d^2/2 \text{ sen } 68$ ), calculándose la dureza mediante la expresión:

$$HV = \frac{F}{A} = 0.1891 * \frac{F}{d^2} \quad (5)$$

La dureza Vickers HV ha de considerarse como una dureza plástica ya que se ha determinado a partir de la huella permanente o residual, es decir sobre la deformación plástica, obtenida en la superficie del material después de la penetración. La Ecuación 5 supone que la huella permanente mantiene exactamente la misma geometría que la punta del penetrador Vickers que la ha creado.

**Figura 9. Microdureza 40x**



**Fuente: Los Autores**



Esta hipótesis no supone un excesivo error cuando la carga aplicada es relativamente grande (por encima de 10 N) y cuando los materiales medidos sean poco elásticos. En otros casos, debido a fenómenos de fluencia plástica y elástica de los materiales, la huella residual sufre pequeñas deformaciones en comparación con la geometría del penetrador.

## **2. OBJETIVOS**

### **2.1. OBJETIVO GENERAL**

- Evaluar las características metalúrgicas y mecánicas de las ligas sin Níquel y Paladio seleccionadas, para analizar su posible utilización en la fabricación de oro blanco de 750 milésimas.

### **2.2. OBJETIVOS ESPECIFICOS**

- Evaluar las características metalúrgicas como: susceptibilidad a la grieta de solidificación, colabilidad, microestructura y tamaño de grano de ligas obtenidas y seleccionadas a partir del proceso de microfusión.
- Determinar las características mecánicas: dureza, límite elástico, resistencia, porcentaje de elongación, de la liga seleccionada.

### **3. METODOLOGÍA**

#### **3.1. REVISIÓN BIBLIOGRAFICA**

Se realizó una búsqueda relacionada con las propiedades metalúrgicas y mecánicas que deben cumplir las prealeaciones utilizadas en la joyería del oro en Simposio de Santa Fe, revistas especializadas, catálogos, Internet, base de datos de la UIS, red Caldas, etc. Para ubicar el proyecto en el área especificada.

#### **3.2. ELABORACIÓN DE LAS PROBETAS MODELO**

Las probetas elaboradas se hicieron de acuerdo a normas internacionales ASTM E 8 y con base a artículos encontrados en la revisión bibliográfica

Ya elaborados los modelos se procedió al diseño de colada a través de los Softwares SOLIDCast, FLOWCast, OPTICast escogiendo el sistema de llenado que presentaba una mejor eficiencia.

#### **3.3. ELABORACIÓN DEL MOLDE EN YESO Y MICROFUSIÓN DE LAS PROBETAS**

Obtenido el sistema de llenado se procedió a realizar el montaje del árbol en cera de las probetas para la obtención del molde por el proceso de cera perdida en el horno Ney Vulcan 3-550 y luego la elaboración de las aleaciones seleccionadas en el horno de resistencias para microfundición de metales preciosos J2R.

### **3.4. DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES METALÚRGICAS**

Las propiedades metalúrgicas evaluadas son: susceptibilidad a la grieta en caliente y colabilidad. La microestructura se evaluó por microscopía electrónica de barrido de la Universidad Nacional De Colombia sede Bogotá y en el equipo del centro de biomateriales Hirox KH-7700 para la observación por microscopía óptica ASTM E 340.

### **3.5. DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS**

Estas se determinaron con base a las normas ASTM E 8 y E 92 la primera para la determinación de las propiedades mecánicas obtenidas del ensayo de tracción y la segunda para el ensayo de dureza Vickers. El ensayo de tracción se realizó en la máquina de ensayos universal Shimadzu AG-I 250KN ubicada en el Laboratorio de Resistencia de Materiales de la Universidad Santo Tomas de Aquino y la dureza en el durómetro Zwick/Roell / HV de la empresa Dana Transejes.

### **3.6. ELABORACIÓN DEL LIBRO**

Se hace el análisis de resultados a partir de los ensayos realizados y se entregan las conclusiones y observaciones más relevantes encontradas en el desarrollo del proyecto.

#### 4. DESARROLLO EXPERIMENTAL

El desarrollo experimental comprendió las actividades propuestas en la metodología y se planteó de la siguiente manera:

##### 4.1. EQUIPOS

En la tabla 1 se hace la descripción de los equipos en el orden en que se realizó cada actividad.

**Tabla 1. Equipos Utilizados**

Equipo	Marca / /Modelo
Vulcanizadora	Vulcatrol / 81500R
Inyectora	Jelrus / APR
Horno	Ney Dental Inc / 3-550
Horno para microfundición	Neutec / J2R
Espectrómetro fluorescencia de rayos x	Shimadzu / EDX 800 HS
DRX	Rigaku / D/MAX IIIIB
Espectrofotómetro	GretagMacbeth / CE-XTH
Desbaste y Pulido	Lijas paños y Abrasivos Marca Buehler
Microscopio óptico	Hirox /KH- 7700
Microscopio electrónico de barrido	FEI / Quanta 200
Microdurometro	Zwick/Roell / ZHV
Máquina universal	Shimadzu / AG-I 250KN

## 4.2. ALEACIONES SELECCIONADAS

La tabla 2 indica el rango de composición química dentro del cual variara la composición de las ligas seleccionadas en el trabajo de grado “Fabricación de Ligas sin Níquel y sin paladio para la producción de oro blanco de 750 milésimas”\*, a las que se les evaluaron las propiedades físicas color, brillo, densidad y composición química.

**Tabla 2. Rangos de composición de las aleaciones seleccionadas**

ALEACION	Cu%	Mn%	Ag%	Zn%	Al%	Sn%	Fe%
<b>A</b>	50-55	24-34	-	4 - 10	3 -5	2.-2.5	1 -3
<b>B</b>	40-45	24-34	15-20	4 - 10	3 -5	-	1 -3
<b>C</b>	42-46	24-34	15-20	4 - 10	3 -5	2-2.5	-

Fuente: Carreño Enid, Mejía Alvaro

En el presente trabajo se evaluarán algunas de sus propiedades metalúrgicas y mecánicas que definirán cual de las tres presentara las mejores características para ser utilizada en la fabricación de la aleación de oro blanco de 750 milésimas.

Las aleaciones seleccionadas se fabricaron a partir de una aleación madre cuya composición se muestra en la tabla 3.

**Tabla 3. Composición aleación madre**

Aleación	Cu%	Mn%	Zn%	Fe%	Al%	Ag%	Sn%	% Si	% Total
<b>Madre</b>	62.9	33		-	3.2	-	-	0.9	100

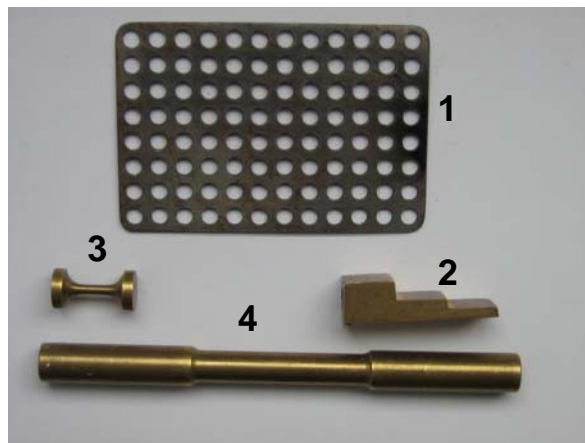
Fuente: Carreño Enid, Mejía Alvaro

\* Trabajo de Grado Carreño Enid, Mejía Álvaro. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales 2007

### 4.3. OBTENCION DE LAS PROBETAS

Conocido el rango de composición de las aleaciones y con base en lo encontrado según la revisión bibliográfica\* se realizó el diseño de las probetas teniendo como base las dimensiones establecidas; los planos de las probetas se encuentran en el anexo A y en la figura 10 se muestran en detalle.

**Figura 10. Probetas para ensayos**



Probeta N° 1 para medir la colabilidad, N° 2 para evaluar microestructura, tamaño de grano, microdureza y el color, N° 3 para evaluar la susceptibilidad al agrietamiento en caliente, N° 4 para calcular las propiedades mecánicas obtenidas del ensayo de tensión y observación de defectos internos a través de la sección transversal

A continuación, se evaluó el sistema de llenado a través de los programas de simulación (SOLIDCast, FLOWCast), teniendo en cuenta que la simulación es una herramienta que permite observar el comportamiento del metal líquido en su recorrido hacia el molde y que permite conocer la calidad de la pieza antes de colar el prototipo.

---

\* Norma ASTM E8, Poliero Máximo. White Gold Alloys

Para el diseño del sistema de llenado se utilizó el bebedero diseñado y experimentado en el proyecto: “Optimización del sistema de llenado en microfusión para piezas de joyería, utilizando el programa de simulación Afsolid 2000 (American Foundry Society)” Colciencias – UIS –CDP bajo la dirección del profesor Arnaldo Alonso Baquero.

El objetivo de la simulación fue establecer el diseño de árbol que permitiera una colada con un alto rendimiento y así, evitar posibles defectos sobre las probetas. El SOLIDCast permite una representación virtual muy confiable de la solidificación de las piezas y el FLOWCast el flujo del metal líquido durante el llenado de los moldes.

Para efectos de la simulación se introdujeron los datos termo físicos de cada aleación, los cuales se calcularon introduciendo los porcentajes de los elementos de aleación en el software Density. Una vez calculados, se introdujeron en el SOLIDCast para desarrollar la simulación del sistema de llenado y solidificación de los moldes de las probetas utilizadas para los ensayos de caracterización metalúrgica y mecánica. Ver tabla 4

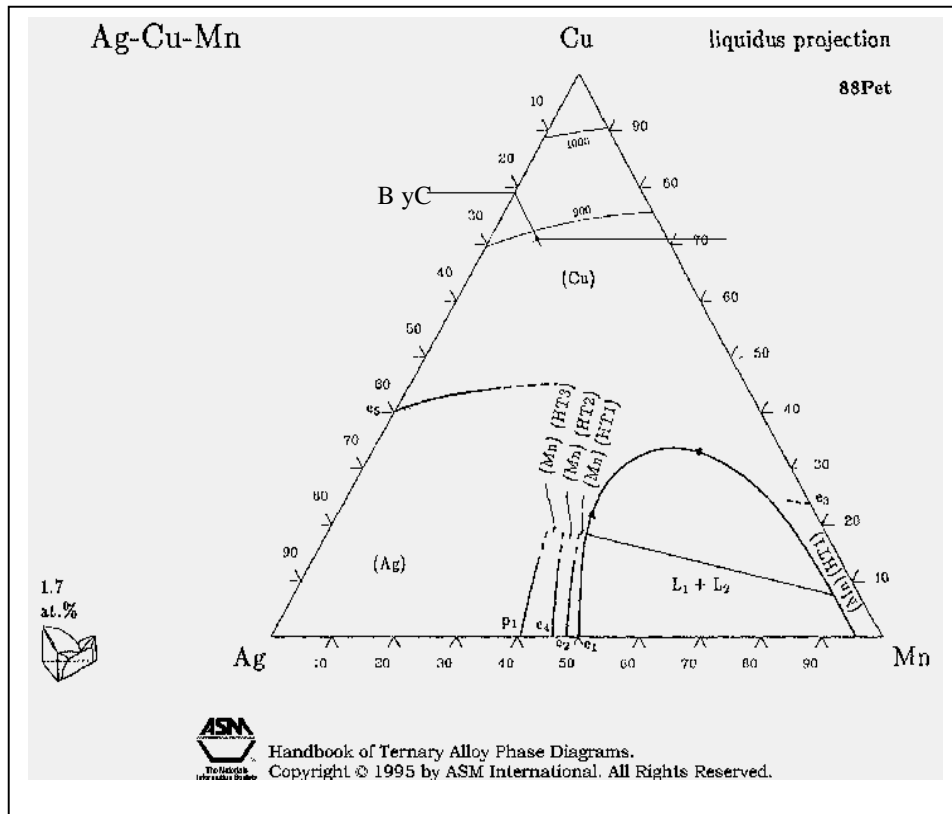
**Tabla 4. Datos termo físicos de las aleaciones seleccionadas.**

ALEACIÓN	COND. TERMICA W/m <sup>°</sup> K	CALOR ESPECIFICO J/Kg °K	CALOR LATENTE DE FUSION J/Kg	TEMPERATURA DE LIQUIDUS °C	DENSIDAD gr/cm <sup>3</sup>
<b>A</b>	157.39	0.103	92.74	880	8.03
<b>B</b>	177.445	0.097	89.028	900	8.33
<b>C</b>	175.85	0.094	85.927	900	8.34

Las temperaturas de colada de las aleaciones B y C se determinaron a partir de los elementos Cu - Mn - Ag que están en mayor concentración. De esta manera se utilizó la proyección de liquidus en el diagrama ternario Cu – Mn - Ag de la

figura 11, donde se puede observa aproximadamente que esta por debajo de los 900°C.

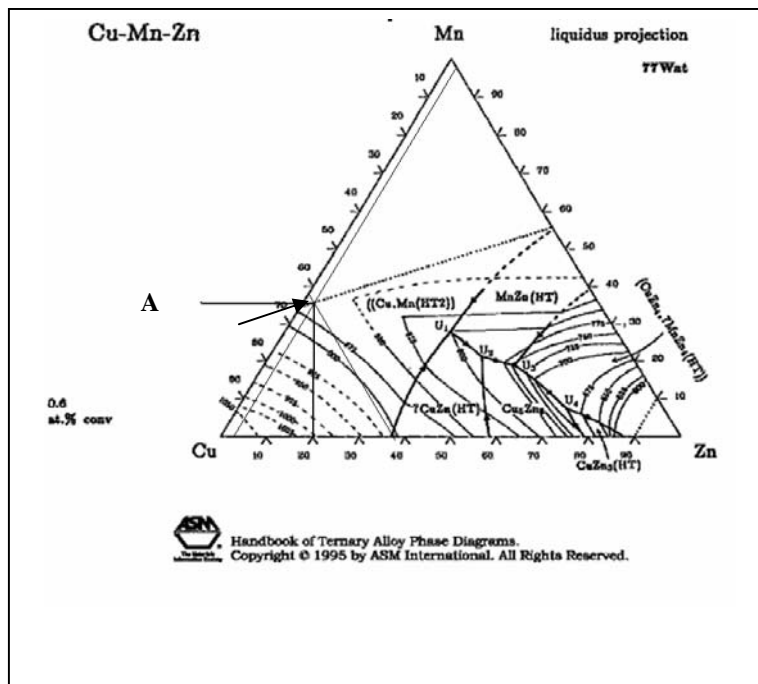
Figura 11. Diagrama Liquidus Cu Mn Ag



Fuente: ASM

La temperatura de colada la aleación A se determino a partir de la proyección de liquidus del diagrama ternario Cu- Mn- Zn, y de acuerdo a la composición establecida esta se sitúa aproximadamente entre 850 y 875°C. Ver figura 12.

Figura 12. Diagrama Liquidus Cu Mn Zn

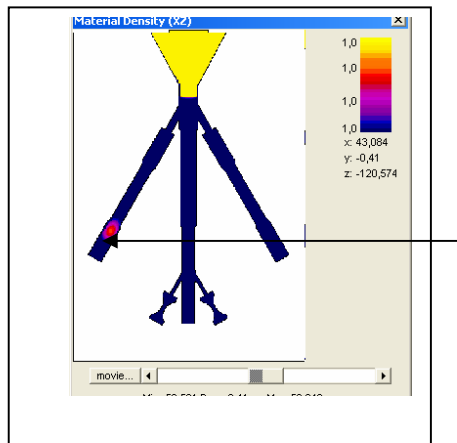


Fuente: ASM

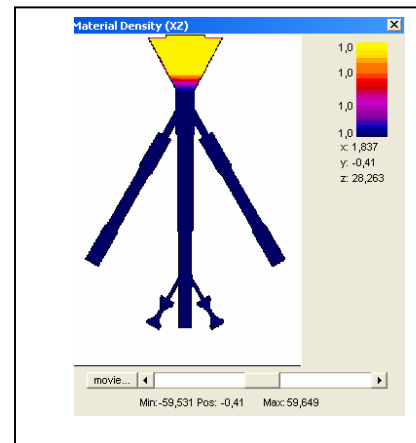
El SOLIDCast permite determinar los defectos que se producen según el sistema de llenado diseñado. Uno de estos defectos que representa la mayor dificultad en el momento de hacer los ensayos de caracterización son los rechupes, que se pueden observar una vez está solidificada la aleación. Para la simulación de las aleaciones se diseñaron dos sistemas de llenado, se concluyo que la simulación dos presenta los mejores resultados.

En las figura 13a. Y 13.b se muestran los resultados de las simulaciones realizadas.

**Figura 13. Simulación**



**Fig. 13 a Primera simulación**

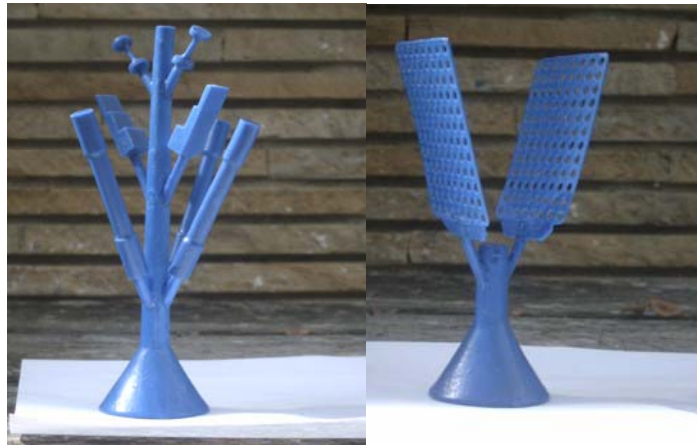


**Fig. 13 b Segunda Simulación**

Como se puede apreciar en la figura 13a la probeta esta incompleta, defecto que se conoce como rechupe interno, por lo tanto se modificó el tamaño de las probetas de tracción para corregir el rechupe. En la figura 13b. Se obtuvo una pieza con mejores resultados, con mayor confiabilidad que permite un desarrollo óptimo de la colada y una pieza sana con la cual se puede realizar los ensayos de caracterización establecidos.

Una vez obtenidos los resultados de la simulación se procedió a elaborar las diferentes probetas mediante el proceso de cera perdida, ya que este es el método utilizado por los joyeros en los talleres de la región. Ver figura 14.

**Figura 14. Modelo de las probetas en cera**



#### **4.4. TRATAMIENTO TÉRMICO DEL MOLDE EN YESO**

El molde en yeso que contiene las probetas está hecho con un revestimiento que requiere un tratamiento especial para que permita proporcionar consistencia al molde y a las piezas finales un acabado superficial menos rugoso. Ver Figura 15.

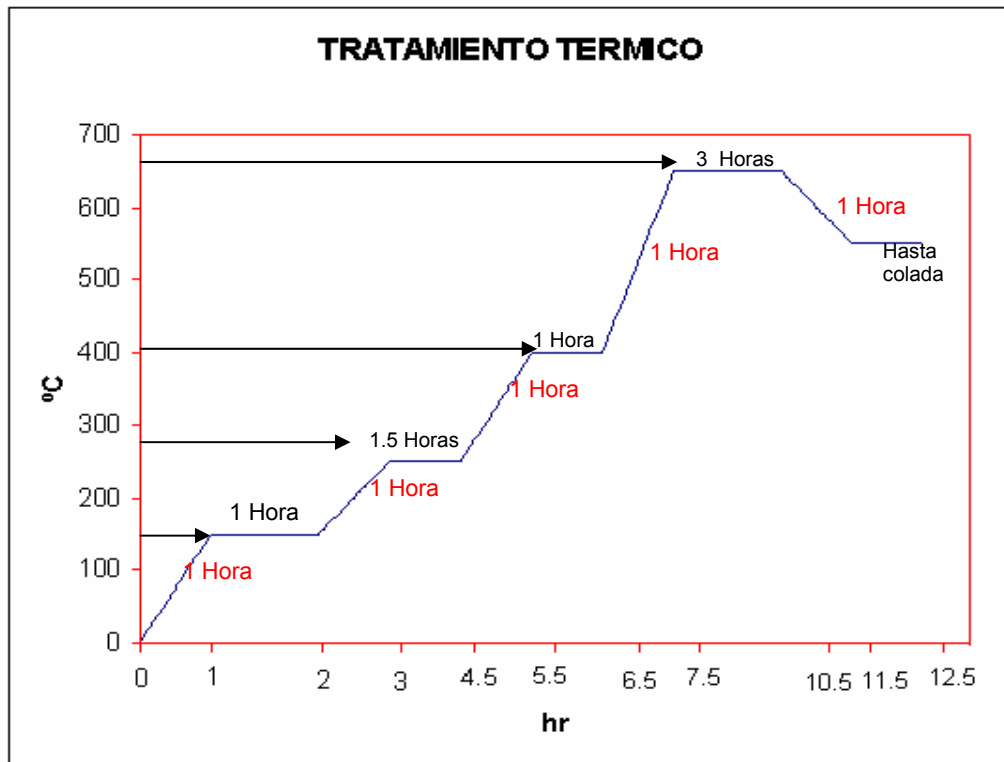
**Figura 15. Cilindro Utilizado para el revestimiento**



**Fuente: Los Autores**

Se elaboraron dos cilindros por cada aleación uno para propiedades mecánicas y otro para colabilidad; cada cilindro contenía un molde de 4 probetas de tracción, 2 probetas de metalografía, 2 probetas de susceptibilidad al agrietamiento en caliente y el otro cilindro dos probetas de colabilidad como se observa en la figura 14. El tratamiento térmico del yeso para cada uno de los cilindros se ajustó de acuerdo a sus dimensiones 100 mm de diámetro por 150mm de longitud y también según la capacidad del horno. El ciclo utilizado se aprecia en la figura 16.

Figura 16. Ciclo de tratamiento térmico utilizado para la elaboración de las probetas



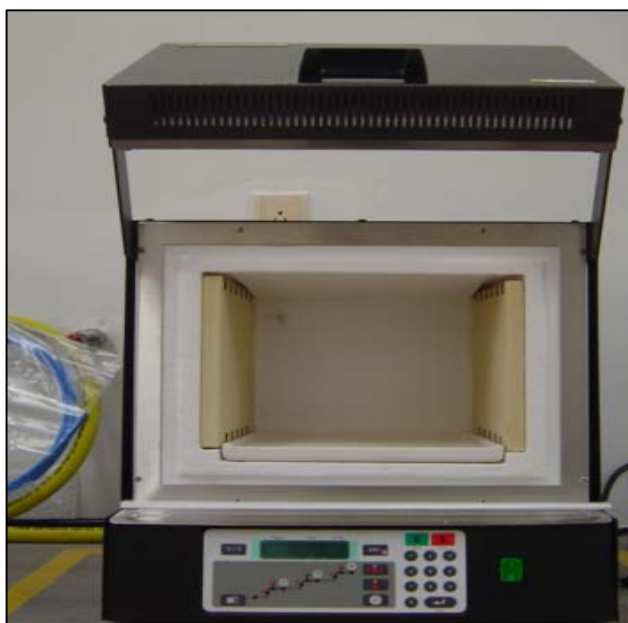
En la tabla 5, puede observarse una descripción del tratamiento térmico y en la figura 17 el Horno utilizado.

**Tabla 5. Descripción del Tratamiento térmico**

Ciclo utilizado	
1 hora para llegar a 150°C	1 Hora mantenida a 150°C
1 hora para llegar a 250°C	1.5 Horas mantenida a 250°C
1 hora para llegar a 400°C	1 Horas mantenida a 400°C
1 hora para llegar a 650°C	3 Horas mantenida a 650°C
1 hora para descender a 650°C	Mantener hasta colada

Fuente: J Raub Chridtoph [11]

**Figura 17. Horno marca Ney Vulcan Inc / 3-550**



#### 4.5. FUSIÓN DE LAS LIGAS

Las ligas se fundieron en un horno de microfusión de resistencia eléctrica (ver figura 18), con control de temperatura, en un crisol de grafito bajo atmósfera de nitrógeno para evitar la oxidación de la carga metálica y con colada al vacío.

Figura 18. Horno microfusión Neutec J2R



Los porcentajes de los elementos que componen las aleaciones, antes de la fusión se encuentran en la tabla 6.

Tabla 6. Composición Nominal de las ligas

Aleación	Cu%	Mn%	Zn%	Fe%	Al%	Ag%	Sn%	% Total
A	55	30	6.0	2.5	4.0	-	2.5	100
B	42.5	30	5.0	2.5	4.0	16	-	100
C	43.5	30	4.0	-	4.0	16	2.5	100

#### 4.6. ENSAYOS PARA CARACTERIZACIÓN DE LAS LIGAS

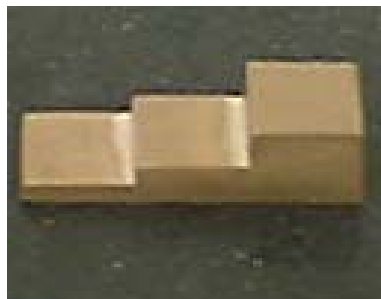
Una vez obtenidas las aleaciones se determinó la composición química con el espectrómetro que se encuentra en el Centro de Desarrollo Productivo de Joyería CDP. Ver figura 19.

**Figura 19. Espectrómetro Fluorescencia de Rayos x**



Desmontadas las piezas del árbol, se realizó el procedimiento de pulido a las escalerillas diseñadas para la metalografía que se encuentran en la figura 20.

**Figura 20. Probeta diseñada para análisis óptico**



Fuente: Ott D investment Casting of Gold Jewellery: Gas pressures In moulds during casting: Their measurement and their effects

El procedimiento de desbaste y pulido fue realizado con un Desbastador Manual marca Buehler Ltda.; lijas comerciales 120, 240, 320, 400, 600 grit.; un Pulidor rotatorio. Se usó pasta de diamante de 6 micras, 3 micras y 1 micra marca Buehler Ltda como abrasivo, los paños correspondientes, aceite como distribuidor del abrasivo, y solución coloidal de sílica, todos marca Buehler. Ver Tabla 7 y Tabla 8.

**Tabla 7. Procedimiento de Desbaste utilizado**

Método	Medio	Grado	Lubricante
DESBASTE	Papel abrasivo de SiC	240	Agua
	Papel abrasivo de SiC	320	Agua
	Papel abrasivo de SiC	400	Agua
	Papel abrasivo de SiC	600	Agua

**Tabla 8. Procedimiento de Pulido utilizado**

Metodo	Paño	Abrasivo	Lubricante	Tiempo
PULIDO	Ultra-Pol Cloth	Pasta de diamante 6um	Aceite	3 min.
	Trident Polishing Cloth	Pasta de diamante 3um	Aceite	3 min.
	Micro Cloth	Pasta de diamante 1um	Aceite	1 min.
	Micro Cloth	Silica Coloidal		1 min.

Una vez pulidas a espejo las probetas, se observaron en el Microscopio óptico marca Hirox /KH- 7700\* que se observa en la figura 21 para su inspección visual a 1400X.

**Figura 21. Microscópio óptico marca Hirox /KH- 7700 utilizado.**



Después de la captura de imágenes a 1400X, las probetas diseñadas fueron llevadas a el equipo DRX Marca Rigaku / D/MAX IIIB\* con el propósito de encontrar las fases de las ligas A, B y C. Ver figura 22.

**Figura 22. Equipo DRX Marca Rigaku / D/MAX IIIB para composición de fases.**



Posteriormente se hizo el ataque químico con solución de cloruro ferrico a las probetas para ser llevadas al microscopio electrónico de barrido SEM, de la

---

\* Ubicado en el centro de Biomateriales; Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales, Universidad Industrial de Santander

\* Laboratorio de Difracción de Rayos X; Escuela de Química Universidad Industrial de Santander.

Universidad Nacional Marca FEI / Quanta 200 (ver Figura 23), para determinar su microestructura.

**Figura 23. SEM Marca FEI / Quanta 200**



Fuente: <http://www.electrargen.com.ar/fei%5Csem%5CQuanta200agrande.jpg>

Para la realización de los ensayos de dureza según norma ASTM E92 se llevaron las muestras correspondientes a las ligas A, B y C, de la figura 20 al Microdurómetro marca Zwick/Roell / ZHV ubicado en la empresa Transejes Colombia. Ver Figura 24.

**Figura 24. Microdurometro marca Zwick/Roell / ZHV**



Fuente: <http://www.zwick.es/products.html#link4>

Para los ensayos de tensión fueron utilizadas las probetas según norma ASTM E8, de la sección micro probetas, el modelo de la probeta se encuentra en la figura 25.

**Figura 25. Probeta utilizada para los ensayos de tracción.**



Estos ensayos fueron realizados en la maquina universal Shimadzu / AG-I 250KN, que se encuentra en la figura 26.

**Figura 26. Máquina universal Shimadzu / AG-I 250KN**



Fuente: <http://www.shimadzu.com.br/analitica/produtos/utm/estaticas/servo-eletricas/images/ag-is-ms-floor.jpg>

## 5. ANÁLISIS DE RESULTADOS

### 5.1. ANÁLISIS DE LA COMPOSICIÓN QUÍMICA

Los resultados del análisis de Fluorescencia de Rayos X realizados a las aleaciones fabricadas son los siguientes; ver tabla 9.

**Tabla 9. Composición Química de las Ligas**

Aleación	Cu% wt	Mn% wt	Zn% wt	Fe% wt	Al% wt	Ag% wt	Sn% wt	Si% wt	% Total
<b>A</b>	55	32	5.2	1	3	-	2.5	1	100
<b>B</b>	51.27	25.03	3	-	5.4	14.2	-	1.1	100
<b>C</b>	45.7	26.4	4.1	-	4.8	15	2.4	1	100

Las aleaciones A y C, están dentro del rango de la composición nominal establecida ver tabla 3. Se observa también que la composición química de la liga A y B en cuanto a la proporción de hierro no logró el rango de composición que se esperaba, ya que el hierro como es el elemento de mayor punto de fusión de los elementos adicionados no se solubiliza en la aleación, y por otro lado debido a su reactividad, éste se oxida y se pierde en la escoria.

Estableciendo una comparación con respecto a la composición nominal y a la composición química se aprecia que el Sn se mantiene en la composición cargada en las aleaciones A y C; contrario a lo que se esperaba, siendo este el elemento de menor punto de fusión de la aleación. La adición de plata en las aleaciones B y C hace que el % de Mn descienda y se aumente la proporción del Cu.

El silicio se mantiene en la misma proporción en las tres aleaciones siendo la misma que se observó en la aleación madre; demostrando así su estabilidad. .

## 5.2. PROPIEDADES FÍSICAS

Las propiedades físicas evaluadas para cada una de las aleaciones se pueden observar en la siguiente tabla (10), entre ellas: color, temperatura de fusión aproximada y densidad.

Tabla 10. Propiedades físicas

Aleación	Temperatura de Líquido Aprox, °C	Densidad [gr/cc]	Color			
			L	a	b	YI
Madre	930	8.29	55,7	0,3	5	15,1
A	875	8.03	74.43	0.32	6.17	14.57
B	900	8.33	76.03	.01	7.63	17.38
C	900	8.34	72.16	0.29	7.8	17.62

Los elementos adicionados a la aleación madre producen un efecto positivo sobre la brillantez L, parámetro decisivo en la selección de la aleación más adecuada para fabricar el oro blanco. Los parámetros YI y b son los más relevantes y la aleación que presentó mejores resultados fue la aleación A en cuanto a propiedades físicas, sin embargo, se necesita determinar y tener en cuenta las propiedades metalúrgicas y mecánicas de las tres aleaciones seleccionadas para elegir la liga con las mejores propiedades para ser aleada con el oro.

### 5.3. PROPIEDADES METALÚRGICAS

#### 5.3.1 COLABILIDAD

La temperatura de colada fue determinada con un sobrecalentamiento igual a: 50°C.

Los cálculos para determinar el % de colabilidad se hicieron de acuerdo a la ecuación 6.

$$\% \text{ de colabilidad} = \frac{MR * 100}{MI} \quad (6) [ 2 ]$$

Donde:

MR = Peso de la probeta fundida

MI = Peso calculado de la probeta completamente llena.

Tabla 11. Resultados de Colabilidad

Aleación	Temperatura de colada	Colabilidad %
A	925°C	78
B	950°C	76
C	950°C	100

La figura 27 muestra los resultados del ensayo de colabilidad realizado a las tres aleaciones.

**Figura 27. Colabilidad de las aleaciones**



Al analizar las figuras se aprecia que las tres aleaciones presentan un alto porcentaje de colabilidad, el porcentaje más alto se obtiene con la aleación C llenando un 100%. La colabilidad que se esperaba para estas aleaciones cumple con las expectativas planteadas ya que el contenido de Zinc facilita la fluidez en las aleaciones debido a que disminuye la tensión superficial de las mismas.

### **5.3.2. SUSCEPTIBILIDAD AL AGRIETAMIENTO EN CALIENTE**

Esta propiedad se evaluó inmediatamente después de finalizar el proceso de microfusión. Los resultados obtenidos se interpretan de manera cualitativa y se pueden apreciar en la tabla 12.

**Tabla 12. Susceptibilidad a la grieta en caliente**

Aleación	A	B	C
Observación	Nula	Nula	Nula

Los resultados obtenidos de la susceptibilidad a la grieta en caliente son satisfactorios ya que las aleaciones A, B y C no presentaron agrietamiento durante la solidificación.

**Figura 28. Susceptibilidad al agrietamiento en caliente**



**Aleación A**



**Aleación B**



**Aleación C**

### 5.3.3. MICROESTRUCTURA

El análisis de la microestructura fue caracterizada utilizando la técnica de Microscopía óptica y microscopía electrónica (SEM), el microanálisis por Espectroscopia de energía dispersa EDS y la fases se determinaron por la técnica de difracción de rayos X (DRX). Las aleaciones se examinaron inicialmente sin

ataque con el fin de observar inclusiones y precipitados que se pudieran encontrar. El análisis microestructural de las aleaciones se realizó en estado fundido.

### 5.3.3.1. Aleación A

En la aleación A se observa diferentes precipitados negros con diversos tamaños distribuidos a través de toda la matriz, como se puede apreciar en la figura 29, imágenes obtenidas en el microscopio óptico Hirox KH 7700.

**Figura 29. Aleación A microscopio óptico 1400X sin ataque**

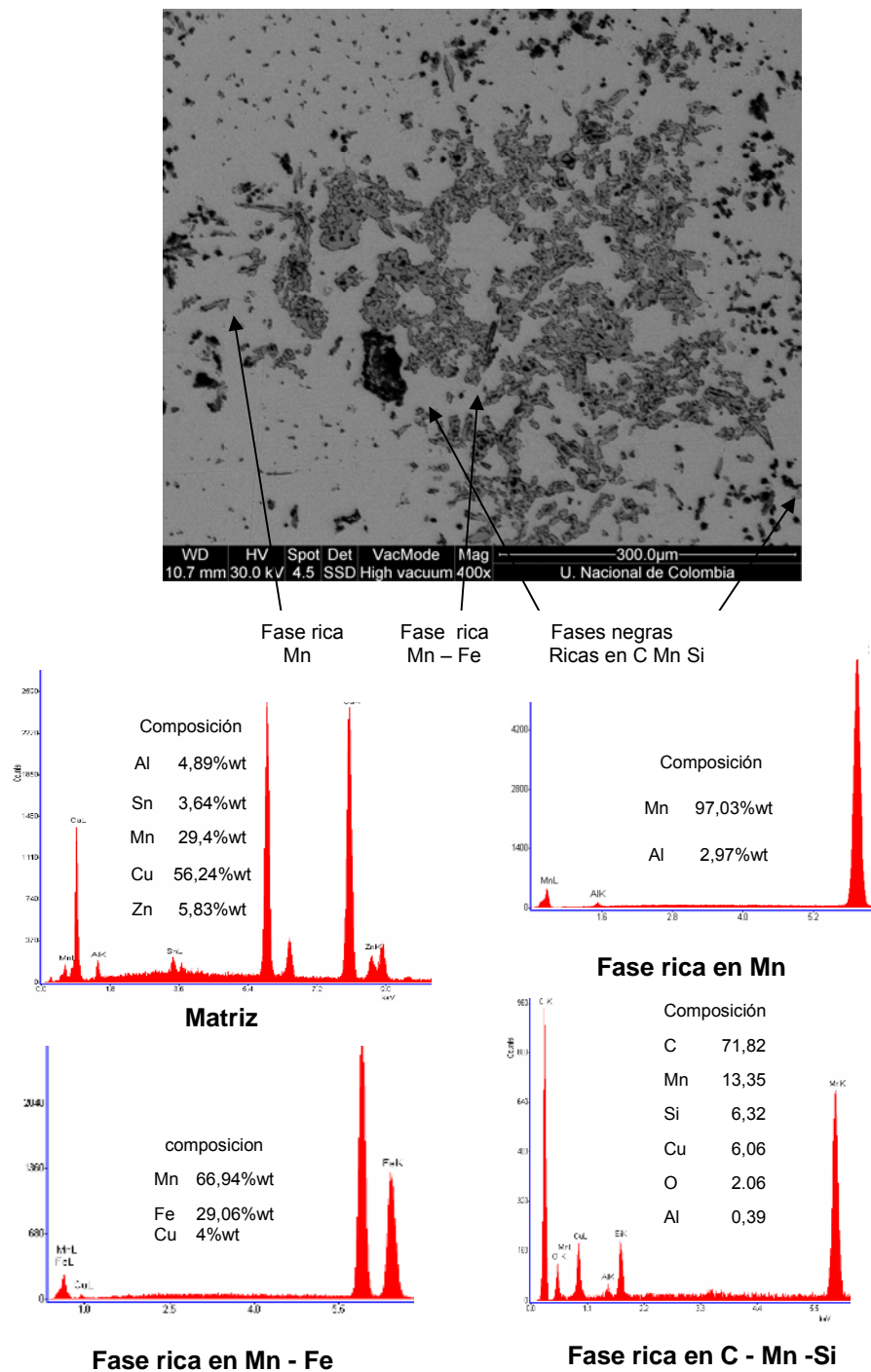


Una vez localizadas las zonas segregadas y establecidas su morfología se determinó por microanálisis puntual la composición química de cada una de las fases a través de una microsonda EDX (ver figura 30). Según la morfología mostrada en la figura 30 se determinó que la matriz fase clara es una fase rica en Cu –Mn – Zn y los demás elementos de aleación (Al - Sn) en menor proporción.

La imagen permite observar tres tipos de precipitados; dos ricos en Mn y el otro rico en C los cuales presentan un contraste más oscuro y son de aspecto amorfo. Los tres precipitados observados están distribuidos uniformemente a lo largo de toda la matriz.

La figura 30 muestra los espectrogramas de las fases y precipitados de la aleación A.

Figura 30. Espectrogramas de las fases encontradas en la aleación A.



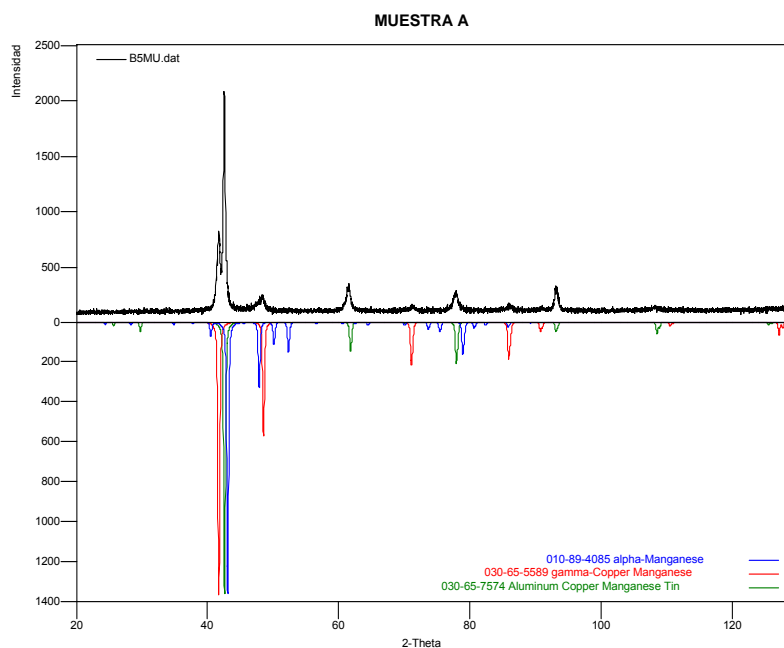
Los datos obtenidos del DRX muestran que la aleación A presenta tres fases (ver tabla 13.)

**Tabla 13. Fases Obtenidas DRX para la aleación A**

FASE		NOMBRE
Cristalinos	Al <sub>17</sub> Mn <sub>20</sub> Cu <sub>40</sub> Sn <sub>3</sub>	Aluminio Cobre Manganeso Estaño
	Cu Mn <sub>4</sub>	Cobre γ Manganeso
	Mn	α Manganeso

El análisis cualitativo de las fases presentes en la muestra se realizó mediante comparación del perfil observado.

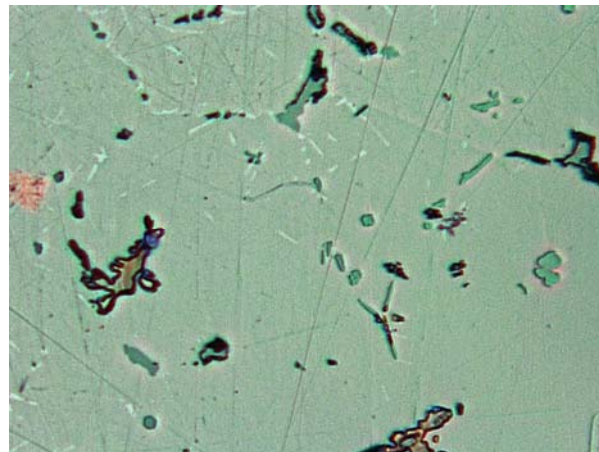
**Figura 31. Perfil de fases DRX para la aleación A**



### 5.3.3.2. Aleación B

La aleación B estado fundido presentó una estructura, que contiene una matriz de contraste claro, precipitados negros, precipitado en forma acicular y una fase rodeada por el precipitado negro que se observa a 1400X en el microscopio óptico.

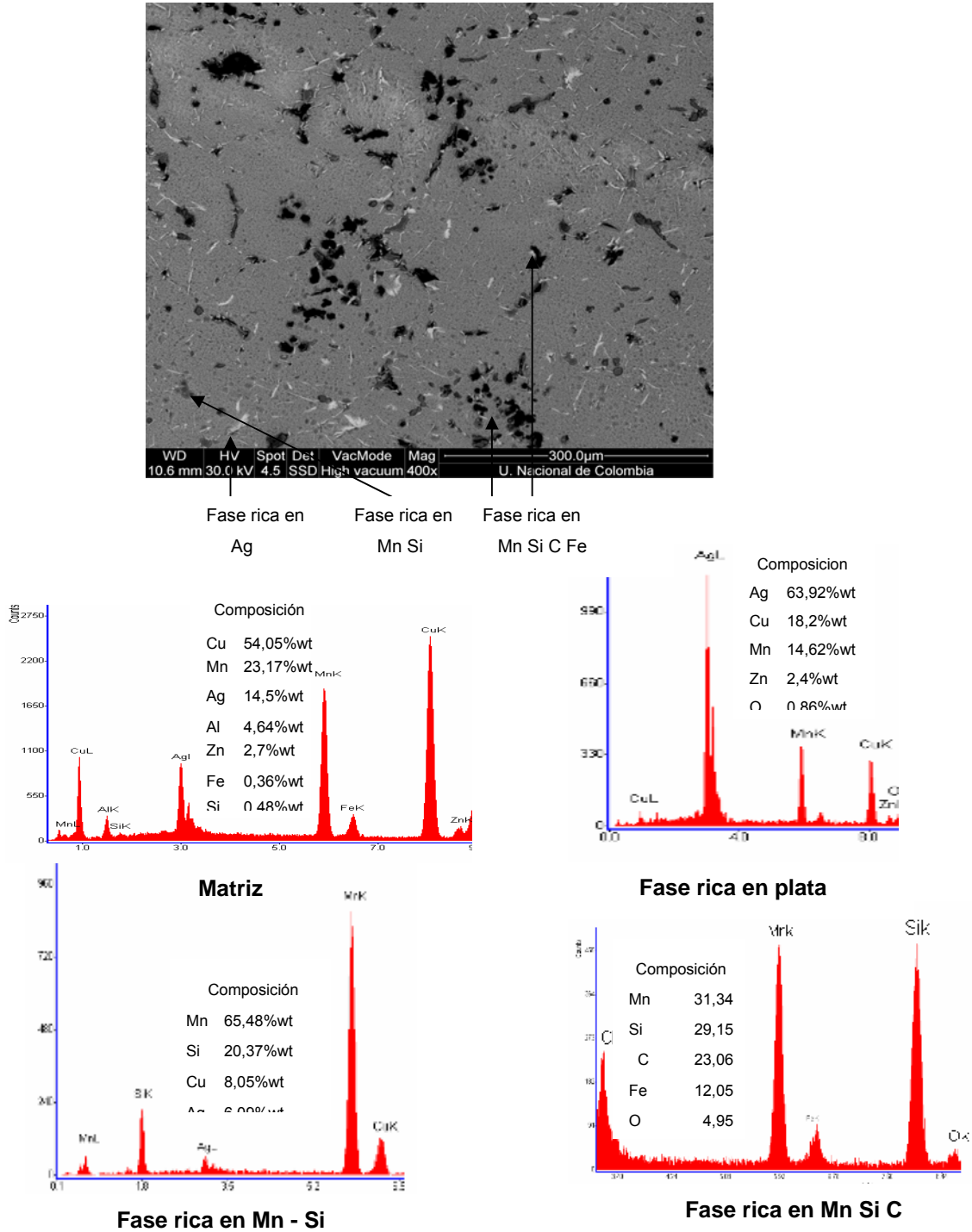
**Figura 32. Microscopio Óptico Aleación B 1400X sin ataque**



De acuerdo a la morfología encontrada en el microscopio electrónico de barrido (figura 33) la matriz de contraste mas claro es una solución sólida rica en Cu – Mn- Ag y en menor cantidad los demás elementos de aleación (Zn, Al y Fe). La fase acicular mostrada en la microscopia óptica es una fase rica en Ag – Cu - Mn y los demás precipitados negros son fases ricas en Mn, Si, C y se encuentran dispersos en la matriz, este tipo de precipitado se debe a las impurezas que se dan en el proceso de microfusión.

La figura 33 muestra los espectrogramas de las fases y precipitados encontrados en la aleación B.

Figura 33. Espectrogramas de las fases encontradas en la aleación B.



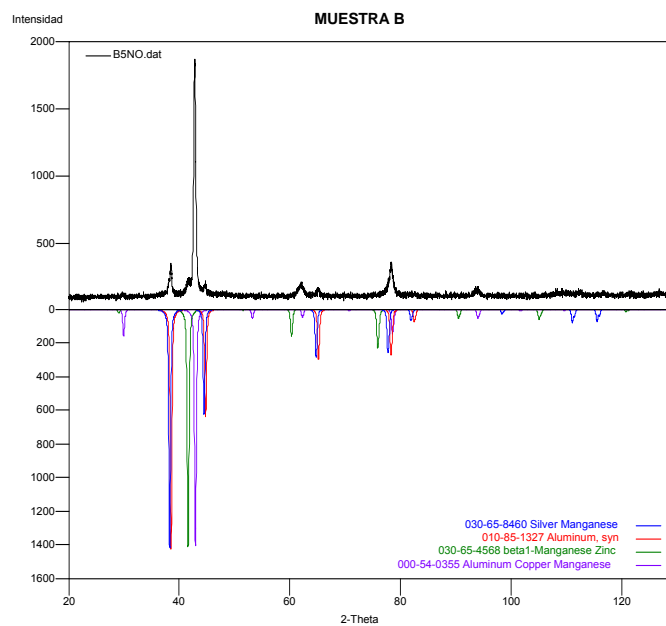
Los resultados del DRX para la aleación B muestran cuatro fases que se pueden observar en la tabla siguiente; se verificó que las fases encontradas no corresponden con las fases que se esperaban según el análisis realizado de los correspondientes diagramas binarios de la aleación.

**Tabla 14. Fases obtenidas DRX para la aleación B**

FASE		NOMBRE
Cristalinos	Al	Aluminio
	Al <sub>5</sub> Cu <sub>2</sub> Mn <sub>3</sub>	Aluminio Cobre Manganese
	Mn Zn	beta1Manganese Zinc
	Ag <sub>7</sub> Mn <sub>3</sub>	Plata Manganese

El análisis cualitativo de las fases presentes en la muestra se realizó mediante comparación del perfil observado.

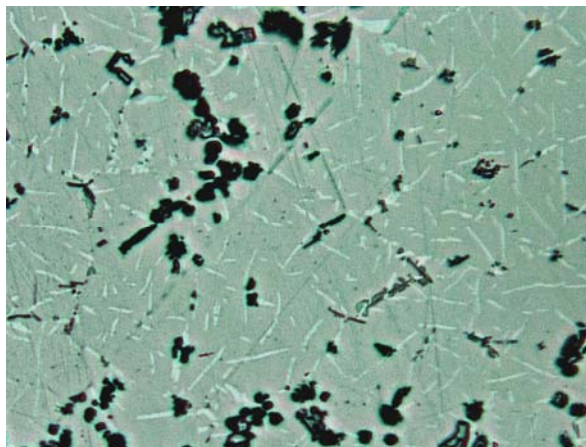
**Figura 34. Perfil DRX Aleación B.**



### 5.3.3.3. Aleación C

La aleación C en estado fundido presentó una estructura que está formada por una matriz clara, precipitados negros, y precipitados en forma acicular observados a 1400X en el microscopio óptico.

**Figura 35. Microscopio Óptico Aleación C 1400X – sin ataque**

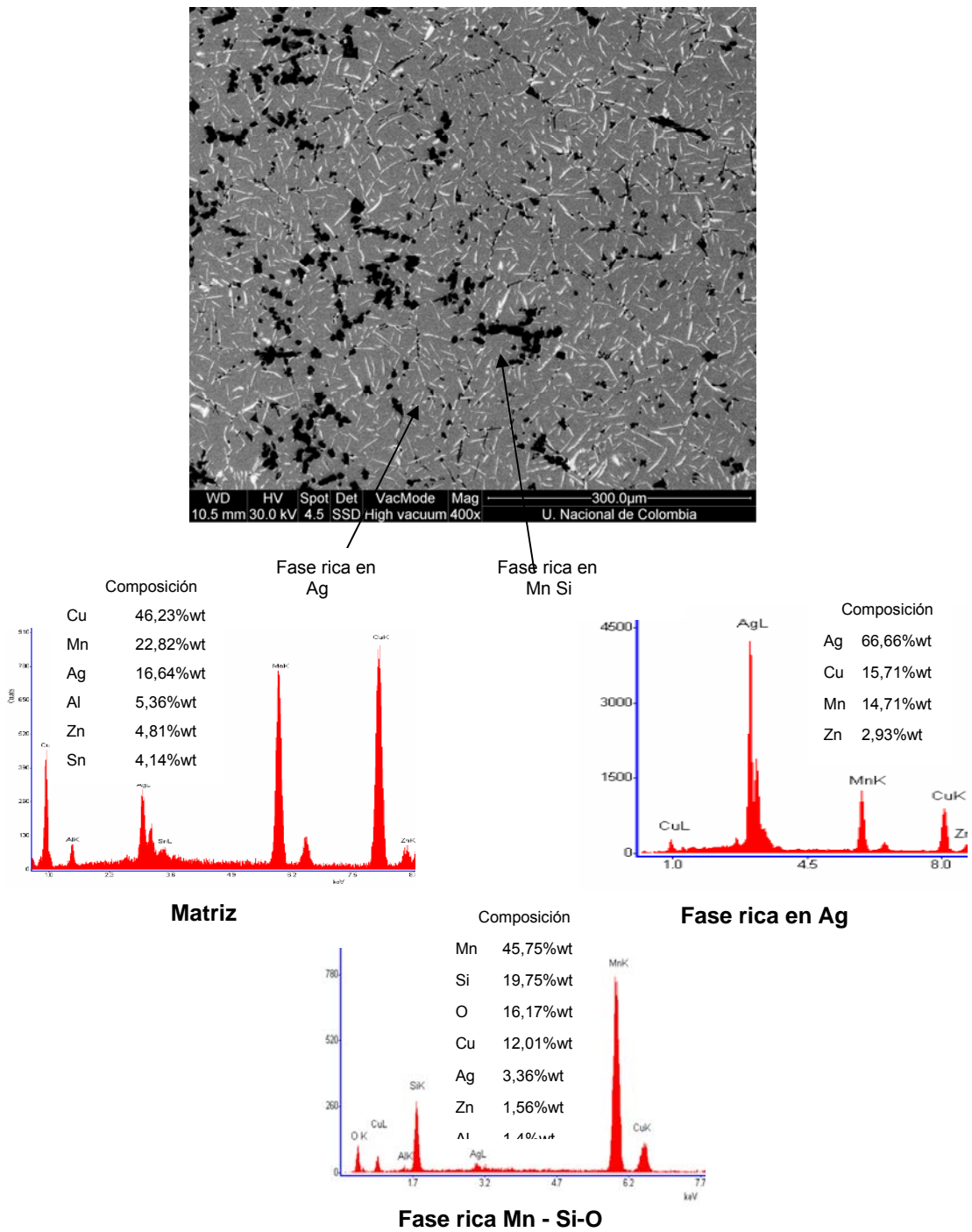


La microscopia electrónica de barrido para la aleación C revela una matriz rica en Cu -Mn - Ag y en menor proporción los demás elementos de aleación (Al - Zn y Sn) de acuerdo al microanálisis y espectrograma proporcionado por EDX Figura 36.

La fase acicular es una fase rica en Ag - Cu - Mn la cual se encuentra distribuida en toda la matriz y de manera más homogénea contrario a la aleación B que presentó esta misma fase pero en menor proporción. La aleación C tuvo la misma fragilidad debido a los precipitados de Mn y Si.

La figura 36 muestra los espectrogramas de las fases y precipitados de la aleación A.

Figura 36. Espectrogramas de las fases encontradas en la aleación C



Los elementos que conforman la fase determinada por el DRX donde están los elementos Al – Cu - Mn - Sn no corresponden a la composición de la fase encontrada en la matriz, debido a que la intensidad de esta fase fue la más parecida a la de la base de datos.

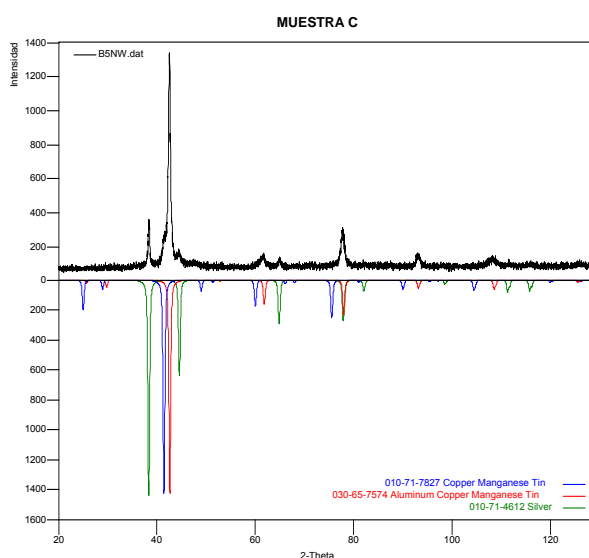
Los resultados del DRX muestran que la aleación C presenta tres fases que se muestran en la tabla 15.

**Tabla 15. Fases según DRX aleación C**

FASE		NOMBRE
Cristalinos	Al <sub>17</sub> Mn <sub>20</sub> Cu <sub>40</sub> Sn <sub>3</sub>	Aluminio Cobre Manganeso Estaño
	Ag	Plata
	Cu <sub>2</sub> Mn Sn	Cobre Manganeso Estaño

El análisis cualitativo de las fases presentes en la muestra se realizó mediante comparación del perfil observado.

**Figura 37. Perfil DRX aleación C**



La técnica de DRX se utilizó para indagar sobre la posible formación de fases ternarias Cu:Mn:Zn en la aleación A y Cu:Mn:Ag para las aleaciones B y C.

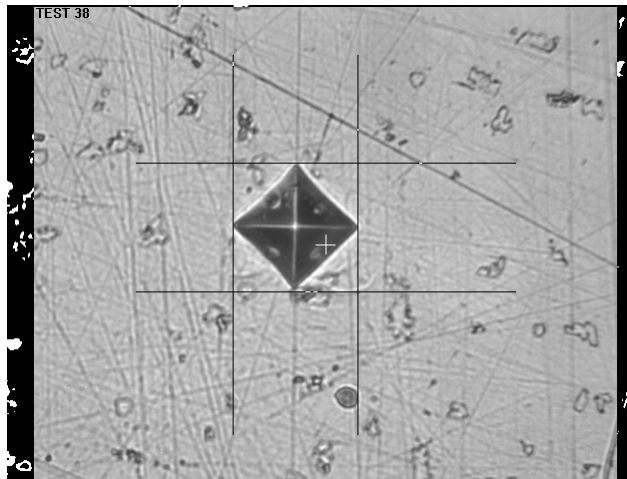
Los precipitados ricos en Si encontrados son los causantes del comportamiento frágil que presentan las tres aleaciones. De acuerdo a estudios donde hacen referencia a que un porcentaje en peso de 0.06 % de Si disminuye el alargamiento y la tracción en consecuencia reduce las ventajas que frente a esta propiedad ofrecen los demás elementos entre ellos el Mn.

## 5.4. PROPIEDADES MECÁNICAS

### 5.4.1. MICRODUREZA

Los ensayos se realizaron según norma ASTM E92 la carga, aplicada fue de 200g y se mantuvo durante 10 segundos, se tomaron 10 puntos aleatorios a lo largo de las probetas A, B y C.

Figura 38. Huella Identación microdureza



Los datos obtenidos para las ligas A, B y C; se presentan a continuación en la tabla 16.

**Tabla 16. Datos Obtenidos de microdureza**

Datos de Microdureza HV		
A	B	C
230	328	275
242	329	268
264	314	259
240	293	260
234	289	249
236	298	275
254	300	298
240	306	293
244	289	265
230	298	263

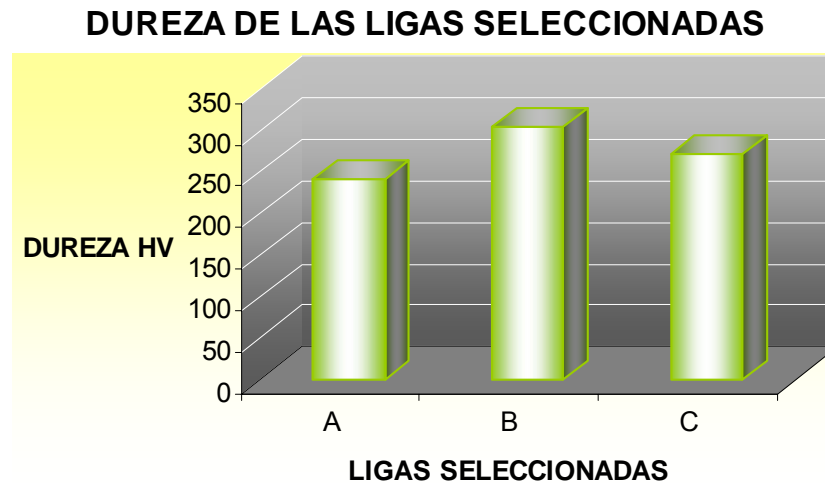
Realizando un promedio de la dureza de las tres ligas obtenidas se obtiene la tabla 17.

**Tabla 17. Datos Promedio de Microdureza**

Microdureza HV		
A	B	C
241	304	271

Como se ve en la figura 39, la liga con mayor dureza en promedio es la B, si tenemos en cuenta que la proporción de aluminio es más alta para esta aleación. La dureza aumenta a medida que aumento el aluminio como se ve en la composición química de las aleaciones A y C presentan variación de dureza directamente con su contenido.

**Figura 39. Dureza de las Ligas Seleccionadas**



#### 5.4.2. ENSAYO DE TENSIÓN

El ensayo de tensión se hizo según la norma ASTM E 8 – 03 “Standard test methods for tension testing of metallic materials “; donde se especifican los pasos para llevar a cabo este ensayo en materiales metálicos. En esta norma se especifican variables como la longitud de carga y la velocidad del ensayo. Se trabajó con una velocidad de carga de 1.5 mm/min para estimar el comportamiento del material con la curva Esfuerzo Vs % Deformación.

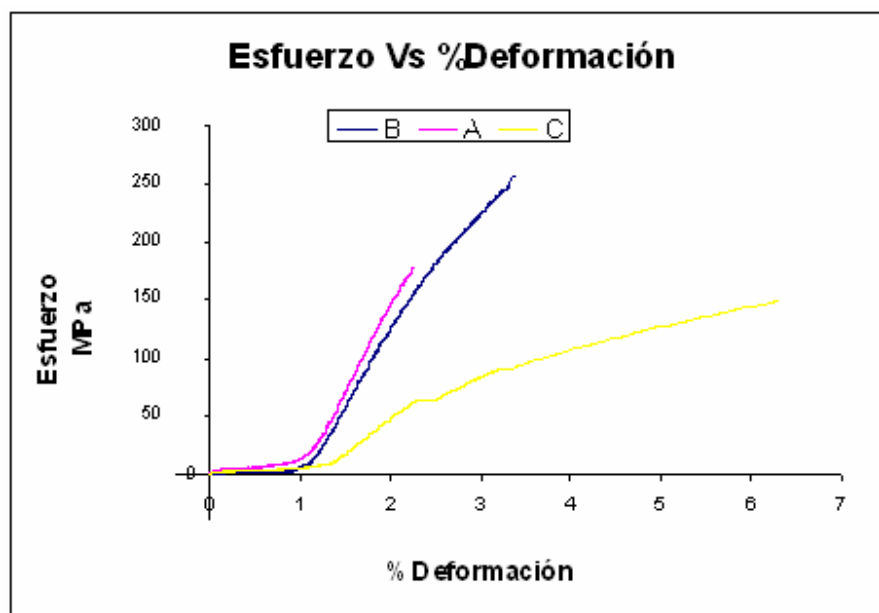
Obtenidas las probetas de tracción se llevaron a la máquina universal donde se hicieron las pruebas de tracción y de la que se obtuvo el porcentaje de elongación, resistencia a la tensión, resistencia a la fluencia (ver tabla 18). Los resultados de estas propiedades son el promedio de los datos obtenidos en los ensayos.

**Tabla 18. Propiedades mecánicas según el ensayo de Tensión.**

Aleación Estado fundido	R. máx. a la Tensión [MPa]	Elongación [%]
A	175	2
B	249	3.3
C	149	6.4

En la figura 40 se observa el comportamiento de las tres ligas. En general, se puede concluir que para las aleaciones A, B, el comportamiento descrito en las curvas corresponden a un material frágil, debido a que la ruptura ocurre sin que se presente antes un cambio importante en la tasa de alargamiento.

**Figura 40. Gráfica Esfuerzo Vs. Deformación**



Las propiedades mecánicas determinadas por el ensayo de tracción de las aleaciones A y B se consideran poco representativos debido a algunos defectos internos encontrados en una de sus probetas que disminuyen las propiedades de las ligas.

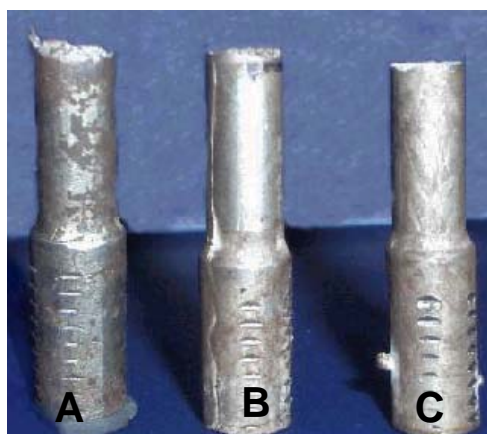
Para la liga C, la relativa homogeneidad de la aleación muestra una gran diferencia con respecto a las aleaciones A y B lo que permite suponer la relativa confiabilidad del ensayo de tracción para esta aleación. Ver figura 41.

**Figura 41. Fractura sección transversal de una de las probetas de tracción de las aleaciones**



La fractura como se ve en la figura 42 muestra la fragilidad de las tres aleaciones. La aleación C mostró un porcentaje de deformación mas alto que las ligas A y B sin embargo no se observa encuellamiento en la fractura.

**Figura 42. Vista lateral de la fractura en los ensayos de tracción**



El % de deformación de la aleación C se atribuye al contenido de la fase rica en plata la cual se encuentra distribuida de manera más homogénea en su matriz.

## 6. CONCLUSIONES Y OBSERVACIONES.

Las aleaciones o ligas diseñadas presentan una temperatura de líquido inferior a los 1000°C, tal como se había planteado en los objetivos del Proyecto General titulado “Contribución al estudio de la fabricación del oro blanco de 750 milésimas a partir de ligas sin Níquel y sin Paladio”.

Debido al proceso de obtención de las tres aleaciones, es decir en estado “fundido” y ya que no se hizo un tratamiento térmico posterior, no es posible determinar el tamaño de grano de la aleación.

La presencia de carbono en las ligas en forma de precipitados dispersos a través de toda la matriz se debe a la reacción del grafito del crisol con los elementos aleantes de la liga tal como el Mn ya que este elemento es altamente reactivo.

La pérdida de Zn por evaporación se aprecia de manera notoria en la composición química de la aleación B, se atribuye al sobrecalentamiento que sufrió la aleación por inconvenientes presentados en la etapa de vacío del proceso de fusión.

Las aleaciones presentan un porcentaje de deformación bajo debido posiblemente a los precipitados presentes en la matriz de las tres aleaciones.

El hierro debido a su lenta difusión y alto punto de fusión muestra una dispersión en su rango de composición en las ligas A y B, por lo tanto se sugiere cambiar la técnica de fusión o ampliar el estudio de su adición en la carga.

Se recomienda realizar un pulido semiautomático para minimizar la influencia del error humano y alcanzar un acabado superficial que permita una mejor evaluación de las propiedades físicas tal como el brillo.

## 7. BIBLIOGRAFIA

1. ALSINA B, J. La Fundición a la cera perdida (Microfusión). Ed Barcelona Alsina. 1999 p 25 – 210.
2. ZITO, D “Colored carat gold for investment casting”. Gold Technology
3. ALONSO B, A. Propiedades de la fundición. 1ª ed Publicaciones UIS. 1998 pp 26 – 29, p. 51-330
4. GRUZLESKI J, E. Microstructure Development During Metalcasting. AFS 2000. pp 117 – 131.
5. MALISHEV A. Tecnología de los metales. Ediciones Limusa 2000. pp 159 – 183.
6. Optimización del sistema de llenado en microfusión para piezas de joyería, utilizando el programa de simulación Afsolid 2000 (American Foundry Society)” Bucaramanga, mayo de 2004
7. Shulze, M. Manejo y aplicaciones del programa SOLIDCast para joyería. Memorias seminario. Bucaramanga, enero 2004.
8. ASTM E3-01 “Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens”.
9. ASTM E 92 – 82. Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials, U.S.A. 2003.



10. ASTM E 8 – 04. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, U.S.A. 2003.
11. J. RAUB Christoph. Testing the quality of jewelry casting. The Santa Fe Symposium on Jewelry Manufacturing Technology 1987. pp 107-123.
12. O. DIETTER. Metalurgical and chemical factors influencing working conditions. The Santa Fe Symposium on Jewelry Manufacturing Technology 2000. pp 227-250.
13. G Gusmano, E Bemporad et al. Influence of Si, Ni and Co additions on Gold alloy for investment cast process. Santa Fe Symposium on Jewelry Manufacturing Technology 2000. pp 198-200
- 14 [www.utp.edu.co/~publio17/temas\\_pdf/prop\\_mecanicas\\_2.pdf](http://www.utp.edu.co/~publio17/temas_pdf/prop_mecanicas_2.pdf)
- 15 [descom.jmc.utfsm.cl/sgeywitz/tecnologia/APTESSOLIDIFICACION.htm](http://descom.jmc.utfsm.cl/sgeywitz/tecnologia/APTESSOLIDIFICACION.htm)
16. <http://www.kerrlab.com/index/kerrlab-jewelry-products-investment>

## ANEXO A




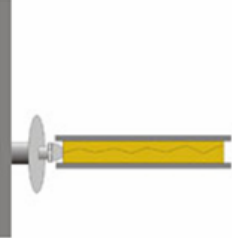
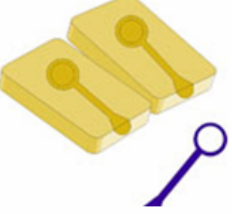
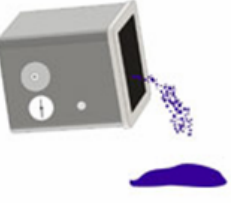
### ELABORACIÓN DEL MOLDE EN CAUCHO

 <p>1. Precaliente la vulcanizadora a 310°F / 155°C. La temperatura no debería exceder 325°F / 163°C.</p>	 <p>2. Corte el caucho y colóquelo en el marco, hasta tomar las dimensiones del mismo.</p>	 <p>3. Ponga el marco del molde sobre una placa, y quite el apoyo de ambos lados del caucho. Coloque el caucho, firmemente a mano.</p>
 <p>4. Coloque el modelo sobre el caucho y corte las partes sobrantes de caucho. Sin dejar espacios vacíos.</p>	 <p>5. Presionar el modelo en el centro del caucho del molde.</p>	 <p>6. Coloque las placas y el molde entre las placas de la vulcanizadora.</p>
 <p>7. Cierre la vulcanizadora firmemente hasta hacer contacto con el molde (la placa) de molde superior. Siga apretándose firmemente en intervalos de dos minutos.</p>	<p><b>Vulcanizing Time</b></p> <p> 1 = 00:07<sup>00</sup></p> <p> 7 = 00:52<sup>00</sup></p> <p>8. Determine el tiempo correcto de vulcanizado. Por ejemplo para 20mm de espesor debería tomar 53 minutos. Para mejores resultados no exceder estos tiempos.</p>	 <p>9. Después vulcanizar, quite y permita que se enfríe a temperatura ambiente durante aproximadamente 25 minutos antes corte.</p>

Fuente: [www.kerlab.com](http://www.kerlab.com)

## Anexo B













### INYECCIÓN DE LA CERA

 <p>1. Llene la inyectora con la cera a la temperatura indicada por el fabricante, sin llegar a recalentarla</p>	 <p>2. Rocíe ambos lados del molde con silicona para liberar el modelo en cera. Abierto totalmente doblándolo hacia atrás para alcanzar todas las áreas con el rocío. No es necesario rociar cada vez antes de la inyección.</p>	 <p>3. Ajuste la presión sobre el inyector de cera entre 3 y 10 libras. La presión más alta puede ser usada si es necesario. Sin embargo, para los mejores resultados se recomienda mantener la presión por debajo de 15 libras</p>
 <p>4. Al inyectar la cera verifique que la presión esta ajustada convenientemente.</p>	 <p>5. Espere 1 a 1-1/2 minutos para permitir que la cera solidifique. Abra el molde con cuidado y quite el modelo asegurándose que no fuerza el modelo del molde.</p>	 <p>6. Cambie la cera de la inyectora cada 2 a 3 meses.</p>

Fuente: [www.kerrlab.com](http://www.kerrlab.com)

## Anexo C

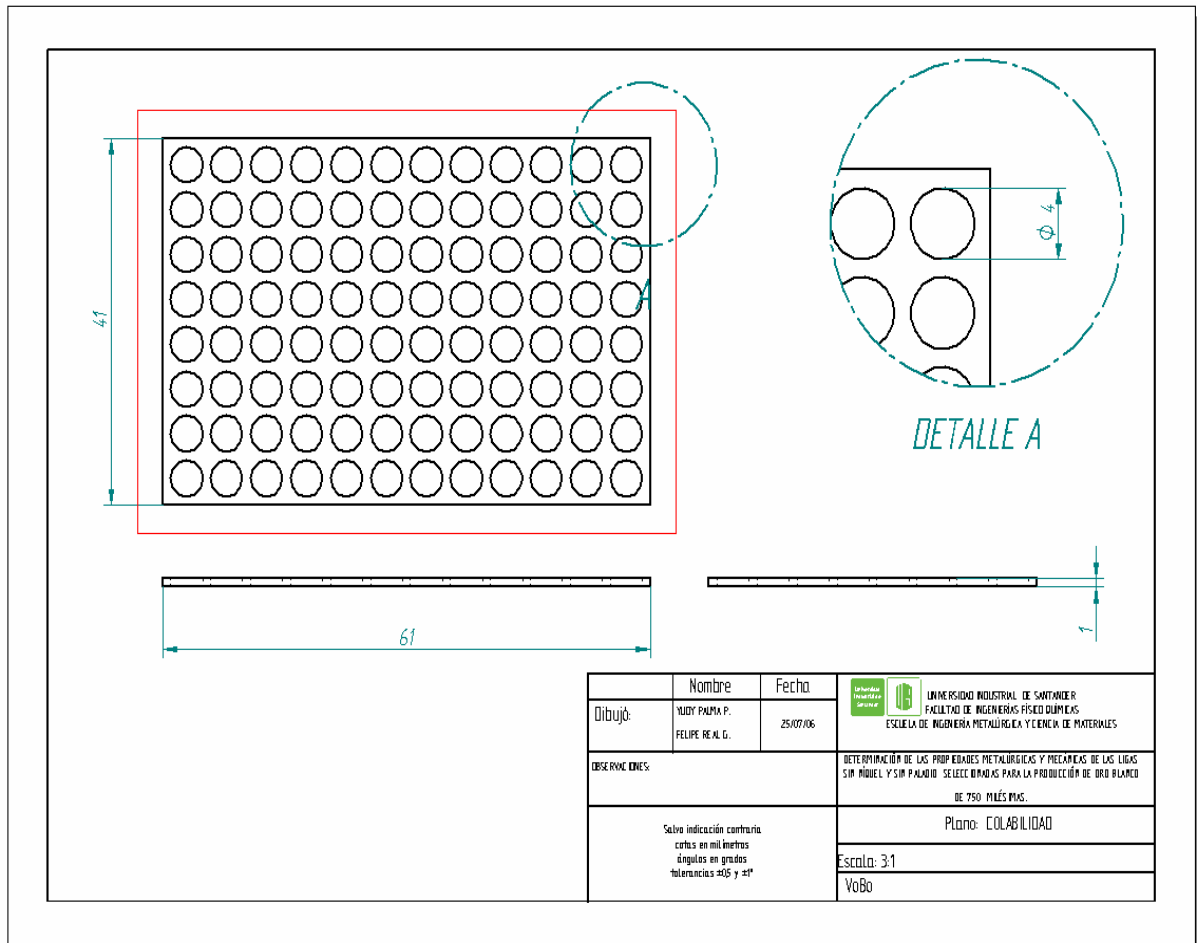
### PREPARACIÓN DEL REVESTIMIENTO

 <p>1. Pese el revestimiento</p>	 <p>2. Mida el agua</p>	 <p>3. Adicione siempre el revestimiento al agua</p>
 <p>4. Mezcle 3 a 3 - ½ minutos</p>	 <p>5. Vacío 20 seg. después que hierva</p>	 <p>6. Vierta al cilindro</p>
 <p>7. Vacío hasta 90 segundos</p>	 <p>8. Deje los cilindros inmóviles durante 2 horas.</p>	 <p>9. Precaliente el horno 300°F. / 149°C</p>
 <p>10. Quite la base del cilindro</p>	 <p>11. Cargue en el horno</p>	 <p>12. Siga el ciclo térmico apropiado.</p>

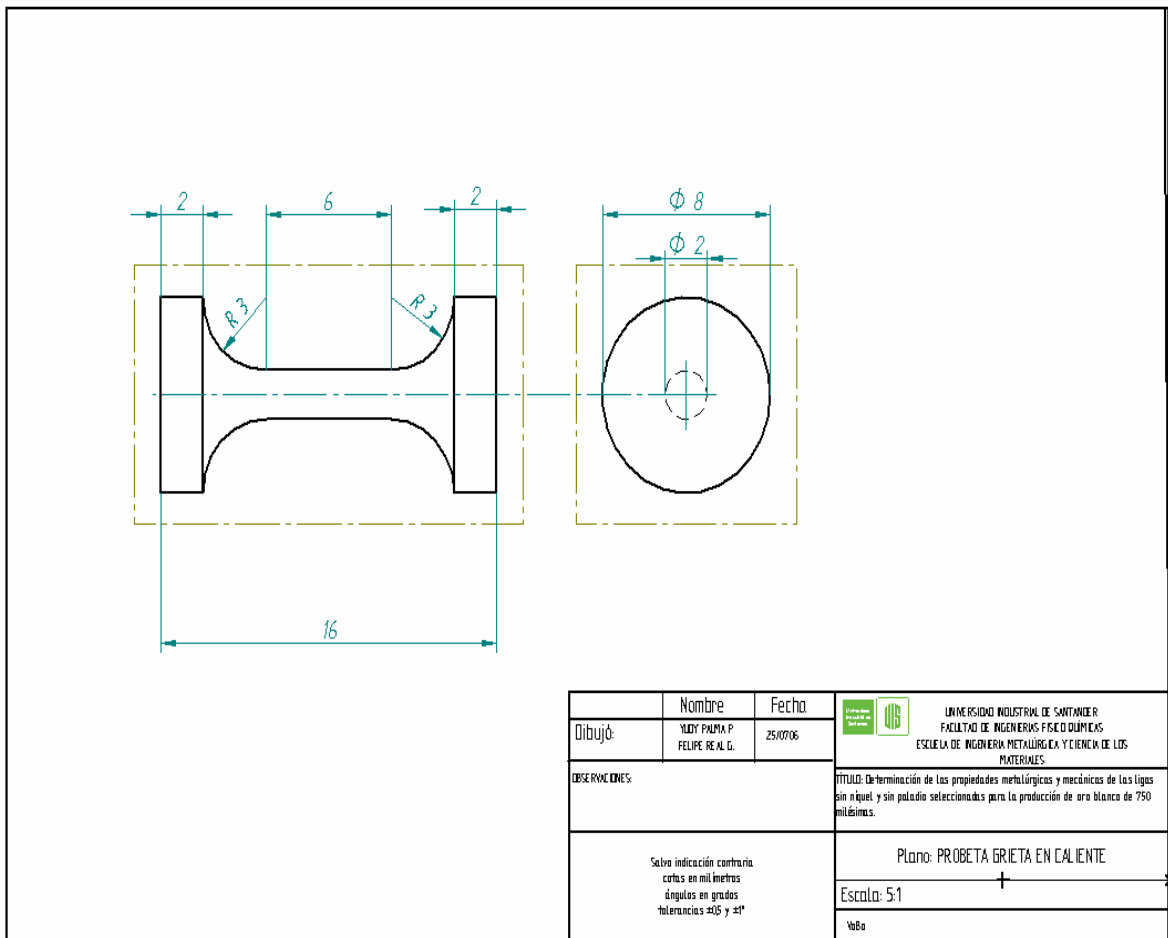
Fuente: [www.kermlab.com](http://www.kermlab.com)

### Anexo D Planos probetas

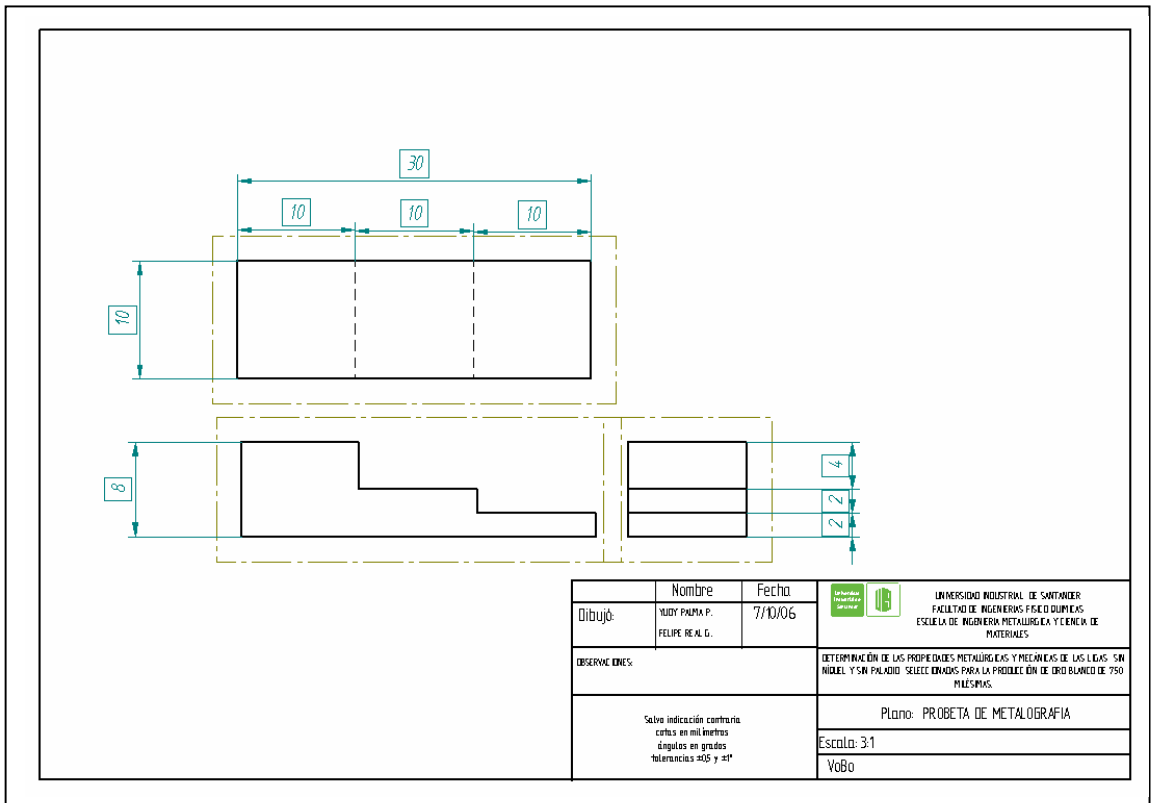
#### Plano probeta Colabilidad.



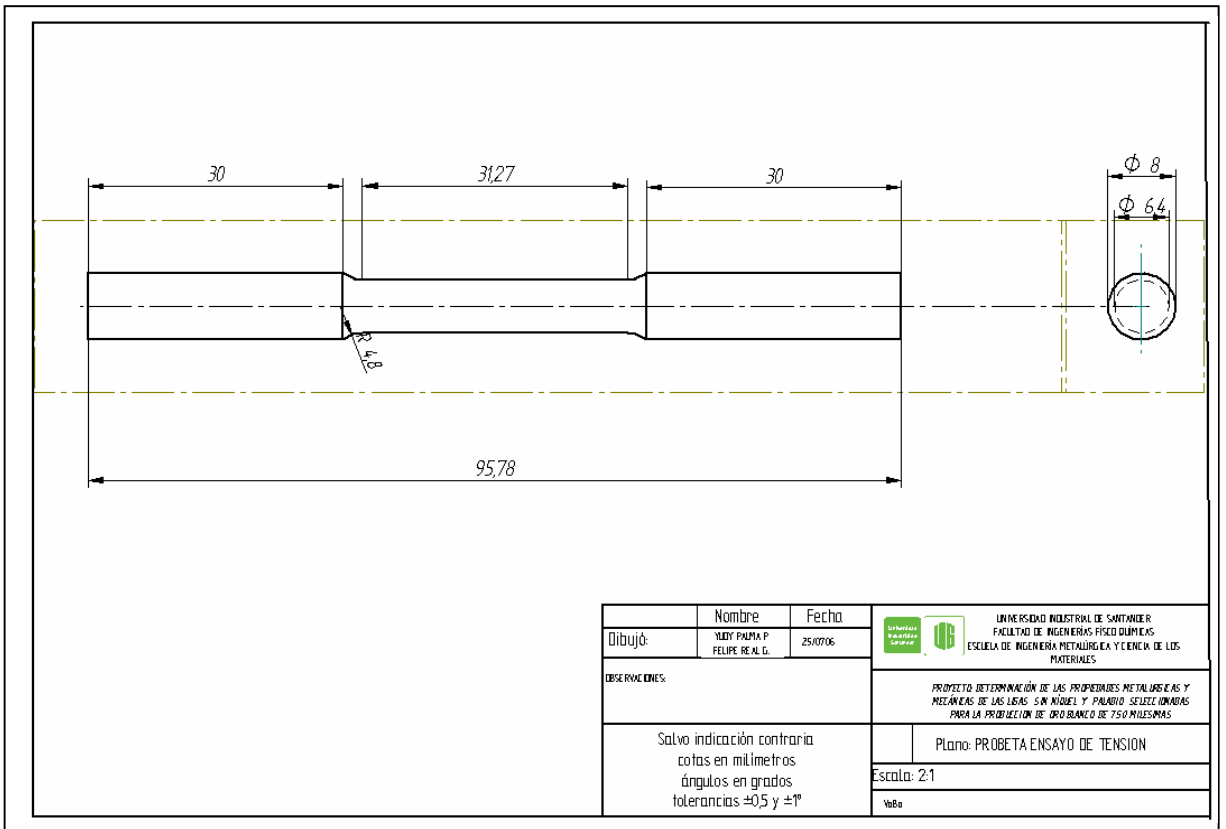
Plano probeta susceptibilidad al agrietamiento en caliente.



Plano probeta metalografía



Plano probeta de tracción según norma ASTM E 8 - 00





*Grupo de Investigación en Desarrollo y Tecnología de Nuevos Materiales*

