

**ESTUDIO DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS Y LA DEFORMACIÓN DE
UNA ALEACIÓN 70-30% CU-ZN POLICRISTALINO**

**KAREN LORENA DE LA CRUZ ORTIZ
DIANA YAMILE ROMERO APARICIO**

**UNIVERSIDAD INDUSTRIAL DE SANTANDER
FACULTAD DE INGENIERÍAS FÍSICO-QUÍMICAS
ESCUELA DE INGENIERÍA METALÚRGICA Y CIENCIA DE MATERIALES
BUCARAMANGA, 2006**

**ESTUDIO DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS Y LA DEFORMACIÓN DE UNA
ALEACIÓN 70-30% CU-ZN POLICRISTALINO**

**KAREN LORENA DE LA CRUZ ORTIZ
DIANA YAMILE ROMERO APARICIO**

**Trabajo de grado presentado como requisito
para optar al título de Ingeniero Metalúrgico**

DIRECTOR: P h.D.C. Msc. LUIS EMILIO FORERO GÓMEZ

**UNIVERSIDAD INDUSTRIAL DE SANTANDER
FACULTAD DE INGENIERÍAS FISICO-QUIMICAS
ESCUELA DE INGENIERÍA METALURGICA Y CIENCIA DE MATERIALES
BUCARAMANGA, 2006**

“Todo lo que aprendas, procura aprenderlo con la máxima profundidad posible. Los estudios superficiales producen con harta frecuencia hombres mediocres y presuntuosos”.

SILVIO PELLICO

**“Saber es relativamente fácil. Querer y obrar de acuerdo a lo que uno quisiera es siempre
mas duro”**

ALDOUS HUXLEY

DEDICADO

A mi mama Olinda de Romero por su confianza y dedicación total hacia mi, siendo uno de los soportes de mi vida.

A mi papa Enrique Romero por acompañarme en todos los momentos importantes, siendo un ejemplo para mi.

A mis hermanas Luz Elena y Susana Carolina por ayudarme en todo lo necesario, y estar a mi lado cuando mas las necesite.

A mis amigas por estar conmigo en todos los momentos, por escucharme, aconsejarme y compartir este triunfo.

A mi amigo especial por estar a mi lado.

Diana Yamile Romero Aparicio

DEDICADO

A Dios por darme la vida y la fortaleza para seguir firme por el camino de la vida

A mis padres Nelly Ortiz y Tulio De La Cruz por su confianza, apoyo y enseñarme a ser la mujer valiosa que soy. Siempre me acompañan en mis alegrías y tristezas.

A mis hermanas Eliana, Marce, Mile y Mila por ser mis amigas y motores para lograr mis sueños.

A mis abuelos y tíos por estar pendientes de mí, y por creer en mí en todo momento.

A Jesús por brindarme su amor, su confianza y por motivarme a ser cada día mejor.

A los verdaderos amigos, que me enseñaron a valorar lo que tengo, y sé que ellos serán mis amigos para toda la vida.

A todos los que me apoyaron les dedico uno de mis triunfos.

Karen

AGRADECIMIENTOS

Deseamos dar nuestros agradecimientos a las personas que nos colaboraron en la realización de esta investigación, sin su colaboración hubiese sido imposible su elaboración.

A el director de este proyecto el Ingeniero Luis Emilio Forero Gomez, por ser nuestra guía y soporte.

Al grupo de Investigación en Biomateriales por su contribución y respaldo en la realización de esta investigación.

Nuestros sinceros agradecimientos a los profesores de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales por su dedicación y apoyo.

A los técnicos de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica por la colaboración que nos prestaron durante nuestra formación y en especial a el técnico Ambrosio Carrillo por la entrega total hacia nuestro proyecto.

A la Universidad Santo Tomas y en particular al Ingeniero Fredy Rincón ya que su colaboración fue de gran importancia para el desarrollo de esta investigación.

A nuestras familias por su respaldo y comprensión ya que sin ellas no hubiésemos logrado nuestras metas.

A nuestros amigos por estar con nosotras cuando los necesitamos, por su cariño y comprensión en los momentos mas difíciles.

TABLA DE CONTENIDO

	Pag.
INTRODUCCIÓN	7
1. ASPECTOS GENERALES	9
1.1. OBJETIVO GENERAL	9
1.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS	9
1.3. ANTECEDENTES	9
2. MARCO TEORICO	12
2.1. GENERALIDADES	12
2.2. PROPIEDADES	14
2.2.1. Composición química	14
2.2.2. Propiedades mecánicas	15
2.3. MECANISMOS DE DEFORMACIÓN	15
2.3.1. Sistemas de deslizamiento activos en cristales FCC	18
2.3.2. Criterio de plasticidad por deslizamiento cristalográfico.	19
2.4. TÉCNICA PARA LA DETERMINACIÓN DE LA ORIENTACIÓN DE GRANOS A PARTIR DE LAS LÍNEAS DE DESLIZAMIENTO	23
3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	27
3.1. CARACTERÍSTICAS DEL MATERIAL	28
3.1.1. Composición química de la aleación	28
3.2. EQUIPOS EMPLEADOS	29
3.2.1. Pulidora de vibraciones Metapolan N11654.	29
3.2.2. Fuente variable de voltaje Ac/Dc Frv 3-5 A.	29
3.2.3. Microscópio metalográfico	29
3.2.4. Analisador de Imagen	30
3.2.5. Microdurómetro	30
3.2.6. Máquina universal de ensayos Shimadzu	30

3.3. ANÁLISIS METALOGRAFICO.	31
3.3.1. Preparación de las probetas	31
3.3.2. Medición del tamaño de grano	33
3.4. ENSAYO DE TRACCIÓN	34
3.4.1. Preparación de las probetas para ensayo de tracción	34
3.4.2. Procedimiento	36
3.5. ENSAYO DE FLEXION.	37
3.5.1. Preparación de probetas para ensayo de flexión.	37
3.5.2. Procedimiento	39
3.6. ENSAYO DE DUREZA.	40
3.7. DETERMINACIÓN DE LA ORIENTACIÓN DE LOS GRANOS Y SISTEMAS DE DESLIZAMIENTO.	40
4. RESULTADOS Y ANALISIS DE RESULTADOS	44
4.1. ANÁLISIS METALOGRAFICO	44
4.1.1. Tamaño de grano	47
4.2. ENSAYO DE TRACCIÓN	48
4.3. ENSAYO DE FLEXIÓN	51
4.4. ENSAYO DE DUREZA	55
4.5. ORIENTACIÓN DE GRANO Y SISTEMAS DE DESLIZAMIENTO.	56
5. CONCLUSIONES	69
6. RECOMENDACIONES	71
BIBLIOGRAFÍA	72
ANEXOS	75

LISTA DE TABLAS

	Pág.
Tabla 1. Composición química permisible establecida por norma ASTM B36.	14
Tabla 2. Propiedades mecánicas de latones colados en arena.	15
Tabla 3. Propiedades físicas de la aleación Cu-Zn 70/30.	28
Tabla 4. Composición química del material.	29
Tabla 5. Soluciones y condiciones para el ataque electrofítico.	32
Tabla 6. Ensayo de tracción.	34
Tabla 7. Ensayo de flexión.	37
Tabla 8. Ensayo de dureza.	40
Tabla 9. Propiedades mecánicas determinadas a partir del ensayo de tracción T4.	50
Tabla 10. Propiedades mecánicas determinadas a partir del ensayo de flexión F3.	55
Tabla 11. Sistemas de deslizamiento activos en el ensayo M1.	58
Tabla 12. Intersecciones de los planos $\{111\}$ que se activan, con el plano (001).	59
Tabla 13. Sistemas de deslizamiento activos en el ensayo M2.	61
Tabla 14. Intersecciones entre los planos $\{111\}$ activos y el plano (111).	62
Tabla 15. Sistemas de deslizamiento activos en el ensayo M3.	64

LISTA DE FIGURAS

	Pág.
Figura 1. Diagrama de fases Cu-Zn.	13
Figura 2. Red cúbica centrada en las caras.	14
Figura 3. Mecanismos de deformación.	17
Figura 4. Líneas de deslizamiento en un cristal.	18
Figura 5. Proyección estereográfica de la red cúbica.	19
Figura 6. Tracción en un cristal con un solo sistema de deslizamiento.	20
Figura 7. Líneas de deslizamiento del latón 70/30 policristalino.	22
Figura 8. Esquema de líneas de deslizamiento.	25
Figura 9. Zonas del cristal.	25
Figura 10. Diagrama de flujo de la metodología.	27
Figura 11. Probeta pulida y atacada para análisis metalográfico.	31
Figura 12. Micrográficas de latón 70-30.	32
Figura 13. Obtención de probetas para ensayo de tracción.	35
Figura 14. Dimensiones de la probeta para el ensayo de tracción.	35
Figura 15. Fotografía de la probeta de tracción.	36
Figura 16. Obtención de probetas para ensayo de flexión.	38
Figura 17. Dimensiones probeta de ensayo de flexión.	38
Figura 18. Fotografía de la probeta para ensayo de flexión.	39
Figura 19. Ángulos entre líneas de deslizamiento medidas con SPOT 0.4.	41
Figura 20. Probeta para análisis luego de la deformación plástica.	42
Figura 21. Medida de ángulos con SPOT 0.4 en la probeta sometida a tensión.	43
Figura 22. Micrográficas de latón 70-30; 100% fase alfa, ataque con solución de H_3PO_4 -etanol a 100x;	44
Figura 23. Micrográficas de latón 70-30; 100% fase alfa, ataque con solución	45

de H_3PO_4 -etanol mayor tiempo de ataque que en figura 21 a 100x.

Figura 24. Micrografías de latón 70-30; 100% fase alfa, ataque con solución de 65% H_3PO_4 a 100x.	45
Figura 25. Maclas de recocido a 100x, (ataque con solución de H_3PO_4 -etanol).	46
Figura 26. Medida de tamaño de grano.	47
Figura 27. Curva Esfuerzo Vs Deformación para ensayo T4.	49
Figura 28. Probeta fracturada.	49
Figura 29. Esfuerzo tensil como función de la temperatura de recocido para una barra de una pulgada fabricada en la aleación Cu-Zn 70-30.	31
Figura 30. Montaje para ensayo de flexión a tres puntos.	52
Figura 31. Curva Esfuerzo Vs Deflexión para ensayo F2.	53
Figura 32. Curva Esfuerzo Vs Deflexión para ensayo F3.	53
Figura 33. Probeta F2 deformada en flexión.	54
Figura 34. Fotografía de Identación generando un par de líneas de deslizamiento perpendiculares (ensayo M1).	57
Figura 35. Fotografía de identación generando tres líneas de deslizamiento (ensayo M2).	60
Figura 36. Fotografía de identación generando cuatro líneas de deslizamiento (ensayo M3).	62
Figura 37. Diagrama para determinar ángulos entre líneas de deslizamiento.	63
Figura 38. Curva esfuerzo deformación para ensayo T5	65
Figura 39. Líneas de deslizamiento en probeta sometida a carga axial T5a.	66
Figura 40. Triángulo estándar.	67
Figura 41. Líneas de deslizamiento en probeta sometida a carga axial T5b	68

ANEXOS

	Pág.
ANEXO A: MICROGRAFIAS DE PROBETAS SOMETIDAS A ENSAYO DE MICRODUREZA.	75
ANEXO B: MICROGRAFIAS DE PROBETAS SOMETIDAS A ENSAYO DE TRACCION.	76

RESUMEN

TITULO ESTUDIO DE LAS PROPIEDADES MECANICAS Y LA DEFORMACIÓN DE UNA ALEACIÓN 70-30% CU-ZN POLICRISTALINO*

AUTORES Karen Lorena De La Cruz Ortiz
Diana Yamile Romero Aparicio**

PALABRAS CLAVES: Latón 70-30, ensayos mecánicos, orientación de grano, sistemas de deslizamiento activos.

RESUMEN

En este trabajo se determinan las propiedades mecánicas de la aleación Cu-Zn 70/30 y la manera como deforma el material al ser sometido a esfuerzos de tensión y compresión. La técnica para la determinación de los sistemas de deslizamiento que se producen durante la deformación y la orientación de los granos esta basada en establecer los cosenos directores de los ángulos entre líneas de deslizamiento generadas.

El estudio realizado comprende el análisis metalográfico de la aleación Cu-Zn 70/30, ensayos de tracción, flexión y microdureza. La aleación esta constituida por fase alfa y sus granos tienen un tamaño promedio entre 2 y 3 según la norma ASTM E-112. Las microprobetas ensayadas cumplen los requerimientos tensiles de resistencia a la fluencia de 110 MPa y resistencia a la tracción de 330 Mpa establecidos por la norma ASTM B 36.

Para la determinación de los sistemas de deslizamiento activos se utilizó la microprobeta sometida a carga axial hasta 5% de deformación plástica y las probetas de microdureza con 1000 gf, obteniendo que en este material, los sistemas de deslizamiento corresponden a la familia de planos {111} en las familias de direcciones $\langle 110 \rangle$ característico de materiales con estructura cubica centrada en las caras (FCC) y que cumple con la ley de Schmid.

A partir del estudio realizado de deformación y sistemas preferenciales de deslizamiento de la aleación Cu-Zn 70/30, se pueden establecer las condiciones de conformado del material, dado que una fuerte orientación preferente puede facilitar o dificultar los procesos de trabajado mecánico.

* Trabajo de grado

** Facultad de Ingenierías Físicoquímicas, Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales, Luis Emilio Forero Gómez.

ABSTRACT

TITLE STUDY OF THE MECHANICAL PROPERTIES AND THE DEFORMATION OF AN ALLOY 70-30% CU-ZN POLYCRYSTALLINE*

AUTHORS Karen Lorena De La Cruz Ortiz
Diana Yamile Romero Aparicio**

KEYWORDS: Brass 70-30, Mechanical tests, Orientation crystal, Active slip systems.

ABSTRACT

In this work the mechanical properties of the alloy 70/30 Cu-Zn and the way how they deform under tensile strain and compression were determined. By using the technique for determination of slip systems produced during the deformation and the orientation crystals, based on the cosines directors of the angles between slip lines generated.

The study included the metallographic analysis of the alloy 70/30 Cu-Zn, tests of traction, flexion and microhardness. The alloy was composed by phase alpha and average grain sizes ASTM E-112 among 2 and 3. The specimens fulfill the tensile requirements of yield strength of 110 MPa and tensile strength of 330 Mpa established by the standard ASTM B 36.

For the determination of active slip systems the specimen was tested under axial load up to 5% of plastic deformation and the microhardness sample with 1000gf, obtaining that the materials, the slip systems they correspond at the planes family {111} in the directions family $\langle 110 \rangle$ characteristic of the materials with structure faces centered cubic (FCC) and fulfill the Schmid law.

From the study made about deformation and the active slip systems of the alloy 70/30 Cu-Zn, could be seen that a forming process at which the material could be undergone, a strong texture can either facilitate or make difficult the mechanical working process.

* Undergraduate Project

** Physical Chemistry Engineering Faculty, Metallurgical Engineering and Materials Science School. Universidad Industrial de Santander, Luis Emilio Forero Gómez.

INTRODUCCIÓN

En la actualidad el avance de la metalurgia se fundamenta en el estudio de las propiedades físicas y químicas de metales y aleaciones. Entre las aleaciones más utilizadas se encuentran las no ferrosas las cuales incluyen un amplio grupo de materiales, cada uno con características individuales. Por ejemplo las aleaciones de cobre son particularmente utilizadas para lograr resistencia a productos químicos, a la temperatura y por sus propiedades eléctricas y magnéticas. Piezas tales como cartuchos, tornillos, monedas, joyas, herrajes y otros fabricados de la aleación Cu-Zn 70-30 denominado latón 70/30, son muestra de la variedad de productos que se pueden obtener.

El latón 70-30, es dúctil y puede forjarse en planchas finas. La maleabilidad de esta aleación varía con algunos parámetros como la temperatura y la composición. Diversos productos de esta aleación se pueden obtener al someter el material a diferentes procesos de conformado como: trefilado, laminado o embutido.

En los procesos de conformado el latón se deforma y durante esta deformación, los granos giran y se alargan, causando que algunas direcciones y planos cristalográficos se alineen. En consecuencia, se desarrollan orientaciones preferenciales o texturas. Este efecto produce un comportamiento anisotrópico del material.

En procesos como el trefilado, se produce una textura de fibra, afortunadamente, esto proporciona la mayor resistencia a lo largo del eje del alambre, que es lo deseable. En procesos como el laminado, se produce tanto direcciones como planos preferenciales, generando una textura de capas superpuestas.

En los procesos de trabajo en frío cualquier inclusión o segunda fase que se encuentre presente en la estructura original, se alinea también durante la deformación. Las inclusiones blandas normalmente se deforman y se alargan; las inclusiones duras pueden no deformarse pero se alinean en la dirección de la deformación. Las inclusiones alargadas, actúan como pequeñas grietas internas y reducen las propiedades mecánicas del latón cuando es trabajado en frío.

Por lo anotado anteriormente es importante realizar un estudio que relacione las propiedades mecánicas del material, sin tener en cuenta su estructura interna y los sistemas de deformación que en general determinan los procesos de conformado mecánico.

Este trabajo comprende la determinación de las propiedades mecánicas a partir de ensayos de resistencia a la tracción, resistencia a la flexión, dureza y microdureza; y la manera como deforma el latón 70/30 determinando las direcciones cristalográficas y la orientación de los granos, ya que ello puede influir en la deformación de los mismos y a su vez en la del material en general.

1. ASPECTOS GENERALES

1.1 OBJETIVO GENERAL

Evaluar las propiedades mecánicas del latón 70-30% Cu-Zn policristalino, e investigar los sistemas de deformación del material.

1.3. OBJETIVOS ESPECÍFICOS

1.3.1. Analizar mediante ensayos, las propiedades mecánicas del material como son: dureza, resistencia a la flexión y resistencia a la tracción.

1.3.2. Identificar los sistemas de deslizamiento que se activan en el material y sobre los cuales se deforma; a partir de las líneas de deslizamiento que tienen lugar en el ensayo de microdureza y el ensayo de tracción.

1.3.3. Establecer la influencia de los sistemas de deformación para uso posterior del material y la identificación de la orientación de los granos.

1.3.4. Establecer las diferentes características y utilidades que se le podrían dar en la industria a los latones 70-30.

1.3 ANTECEDENTES

Durante los procesos de conformado los granos o cristales cambian de forma a medida que estos interactúan con las dislocaciones, generando orientaciones preferenciales o textura, responsables de cambios direccionales en las propiedades del material.

Para la determinación de la orientación de un cristal se han desarrollado varios métodos, entre ellos el método de Laue que es ampliamente utilizado ya que se puede aplicar a muestras grandes y no necesita una preparación especial de la muestra, sin embargo a parte de requerir de las facilidades de rayos x, el método de Laue comprende ensayo y error y lleva tiempo aún cuando se puede contar con la ayuda de un computador para facilitar esta tarea.

La determinación de la orientación por el método de ataque - picado de la muestra fue desarrollada y usada por algunos investigadores a mediados de siglo, este método es rápido y medianamente acertado. Las desventajas de este método son la necesidad de montar la muestra en un goniómetro y técnicamente difícil de desarrollar picado con caras planas y paralelas a los planos cristalográficos. [3]

S. NOURBAKHSY y D. VUJIC¹ realizaron un estudio acerca del comportamiento que tiene la aleación Cu-Zn 70-30% al ser sometida a esfuerzo plano de compresión. Ellos utilizaron probetas de 90 μ m y 4 μ m de tamaño de grano promedio, utilizaron metalografía óptica, metalografía electrónica y difracción de rayos x, para determinar el comportamiento de la microestructura y textura con la aplicación de la carga. Encontraron que a bajos esfuerzos la aleación Cu-Zn 70-30% se deforma principalmente por deslizamiento, a medianos esfuerzos se forman bandas de corte y con altos esfuerzos se deforma gracias a la combinación de deslizamiento y maclado. Además, la dirección de la deformación es diferente para cada tamaño de grano.

R. L. FLEISCHER² Hizo un estudio acerca de los sistemas de deslizamiento que se activan cuando se aplican diferentes esfuerzos en la aleación Cu-Zn 70-30% policristalina, para este estudio realizó ensayos de compresión en muestras recocidas a tres temperaturas. Obtuvo que a mayores temperaturas de recocido y bajas deformaciones el número de sistemas de deslizamiento activos era mayor, y disminuía al aumentar la deformación a una determinada temperatura. Concluyó

que para todos los esfuerzos y tamaños de grano analizados, Se activaron menos de 5 sistemas de deslizamiento, lo cual pudo ser generado por preparación inadecuada de la superficie de la muestra. Ya que se debían observar 5 o más sistemas de deslizamiento activos en por lo menos el 40 % de los granos.

S.C CHANG Y H.C CHEN ³ utilizaron un monocristal de aluminio y aleación de Al - Li en forma de barras de 15 mm de diámetro, y en un ensayo de dureza realizado se observaron líneas de deslizamiento alrededor de la indentación. Se observó que cuando realizaron ensayos de dureza con indentadores de dureza Vickers, los deslizamientos en todos los planos de deslizamiento en un cristal FCC se activaron para satisfacer la condición de compatibilidad plástica. Dado que las líneas de deslizamiento en el plano de indentación fueron las líneas de intersección de los planos de deslizamiento {111} con el plano de indentación, existe una correspondencia entre la relación angular de las líneas de deslizamiento y la orientación del plano de indentación.

A TATSHL Y O. KOLEDNIK⁴ desarrollaron un procedimiento experimental para conocer el comportamiento de los granos en policristales con la deformación plástica. Este procedimiento consiste en determinar la orientación inicial del grano y la evolución que tiene durante la deformación ocasionada en el ensayo de tensión. En su desarrollo utilizaron microscopio electrónico de barrido para determinar la orientación de los cristales y un sistema de análisis de imagen OIM (Orientation Image Microscopy) para establecer la deformación local de los granos.

2. MARCO TEORICO

2.1. GENERALIDADES

El latón es una aleación formada por una mezcla de cobre y cinc. Es de color amarillo y cuenta con numerosas aplicaciones técnicas, siendo uno de los materiales metálicos más utilizados en nuestra vida cotidiana. Para obtener latón, se mezcla el cinc con el cobre en crisoles o en un horno de reverbero o de cubilote. Los lingotes se laminan en frío, las barras y placas pueden laminarse en varillas o cortarse en tiras susceptibles de estirarse para fabricar alambre.

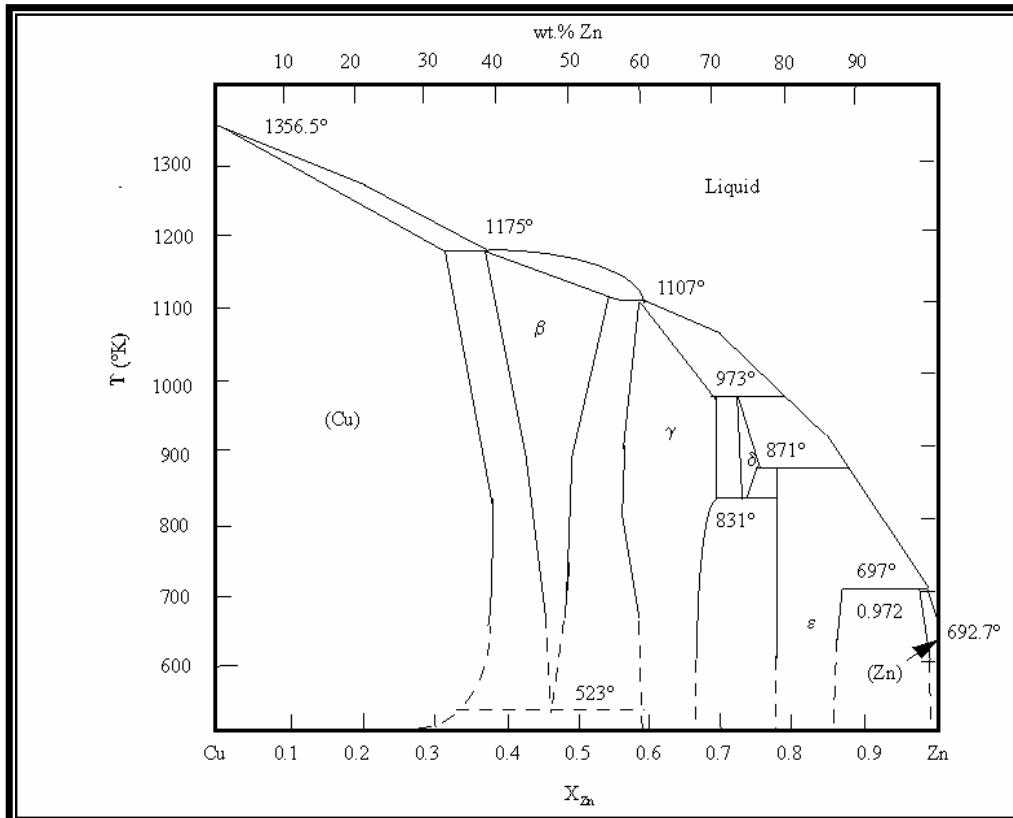
Los latones comprenden una amplia zona de aleaciones de cobre que contienen del 55 al 80% de cobre y el resto de cinc, con o sin la adición de cantidades relativamente pequeñas de otros elementos, principalmente estaño, plomo, hierro, manganeso, níquel, aluminio y silicio.

Las aleaciones estrictamente de cobre-cinc, que forman la base de la serie completa de latones, se dividen en tres grupos principales, en la Figura 1 se pueden observar las fases correspondientes a cada grupo.

- ❖ Latones alfa (α), contenido de zinc de 5% a 35%, se caracterizan por su alta ductilidad, mayor elasticidad y buenas propiedades para ser deformado en frío, son relativamente blandos y fáciles de deformar plásticamente, su estructura cristalina es FCC. La microestructura de los latones de fase alfa monofásicos constan de una solución sólida alfa, para una aleación 70% Cu-30%Zn.

- ❖ Latones alfa + beta ($\alpha + \beta$), contenido de zinc de 35% a 45%, se deforman plásticamente en caliente y son muy resistentes en frío, ideales para piezas forjadas y mecanizadas.

Figura 1. Diagrama de fases Cu-Zn



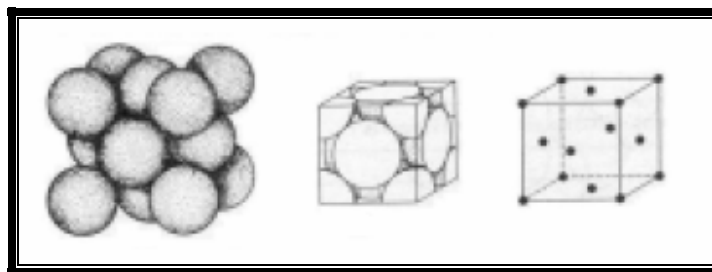
Fuente: www.forbrass.com/s_a/Información_técnica_Estampación_en_caliente_de_barra_de_latón.htm

- ❖ Latones beta (β), contenido de zinc de 45% a 50%, se deforman muy bien en caliente, pero son demasiado frágiles en frío.

2.1.1. Estructura cristalina del latón 70/30

La aleación Cu-Zn 70/30 posee una estructura cristalina centrada en las caras FCC, (Figura 2) En esta estructura cristalina se encuentran 3 direcciones compactas, cabe notar que en ella existen cuatro planos octaédricos o compactos, debido a estas características esta aleación tiene la capacidad para soportar deformaciones plásticas severas.

Figura 2. Red cúbica centrada en las caras



Fuente: http://ingenierias.uanl.mx/8/pdf/8_Moises_Hinojosa_La_estructura.pdf

2.2. PROPIEDADES

2.2.1. Composición química

Los requerimientos para la composición química de la aleación Cu-Zn 70-30 exigidos por la norma ASTM B36 se presentan en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química permisible establecida por norma ASTM B36

ALEACIÓN	LATÓN 70/30
Composición (%)	Cu: 68,5 - 71,5
	P: 0.07 Máx.
	Fe: 0.05 Máx.
	Zn: resto

Fuente: Norma ASTM B36

2.2.2. Propiedades mecánicas

Cuando se mencionan las propiedades mecánicas de metales es necesario conocer los conceptos de tensión y deformación. La tensión es una medida de la carga o fuerza mecánica aplicada, normalizada para tomar en consideración el área de la sección. La deformación es una medida de la elongación o el alargamiento que alcanza el material cuando se le aplica una carga.

Algunas de las características mecánicas de los metales se pueden determinar mediante ensayos tensión - deformación sencillos. Existen cuatro tipos distintos de ensayos: tracción, compresión, torsión y corte.

Las propiedades mecánicas estimadas para los latones dependiendo del porcentaje de fase alfa presente, se muestran en la Tabla 2.

Tabla 2. Propiedades mecánicas en tensión de latones colados en arena

%ZINC	% FASE ALFA	RESISTENCIA A LA TRACCIÓN KG/mm ²	ALARGAMIENTO % SOBRE 50 mm
28.5-31.5	100	21.93	68
33.7	100	23.6	63
38.0	75	36.9	56
41.8	55	38.7	50
45.5	0	47.9	27

Fuente: <http://www.lfa-wire.com/c26000.htm>

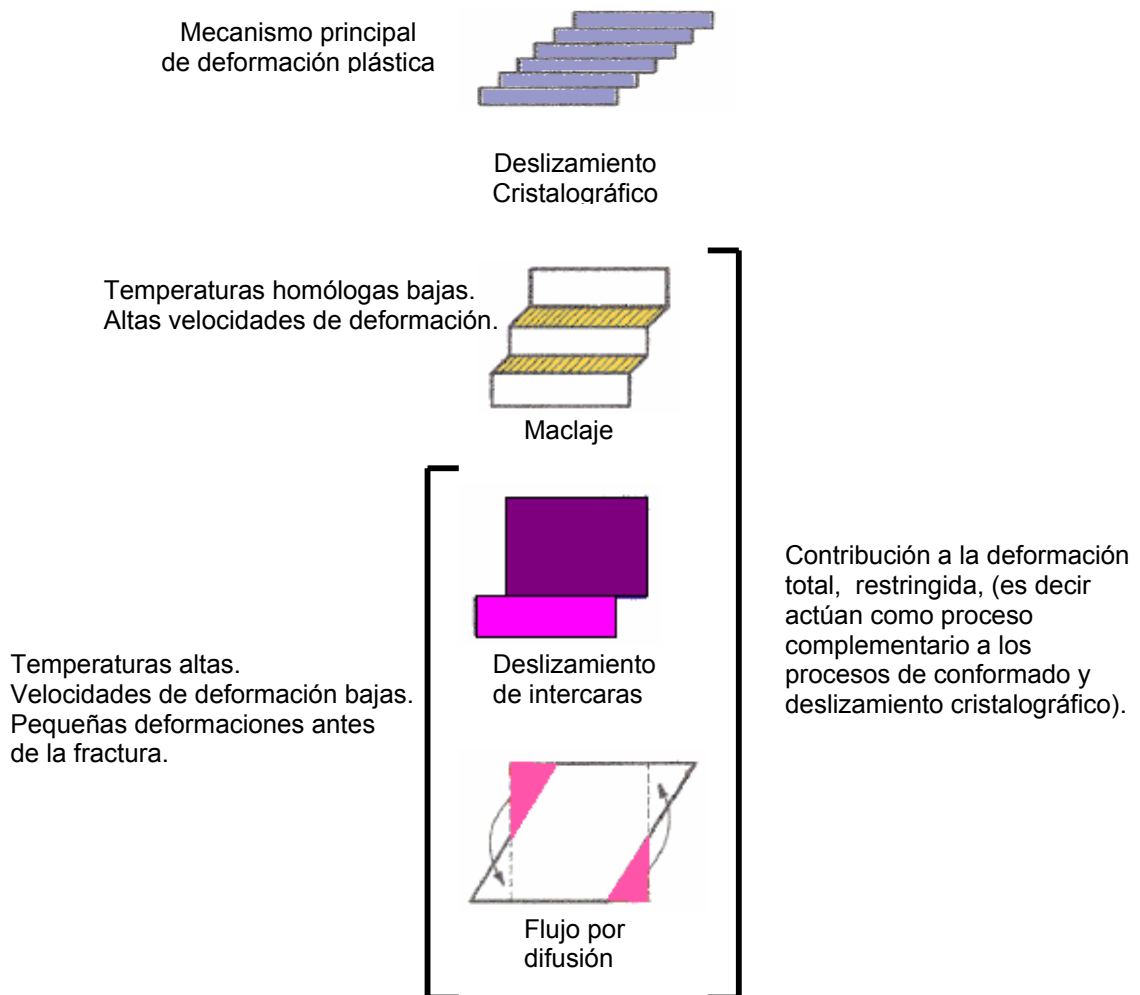
2.3. MECANISMOS DE DEFORMACIÓN

Los materiales pueden cambiar de forma debido a una combinación de esfuerzos de corte producidos en los procesos de conformado mecánico, que generan la deformación plástica de los mismos; además en este proceso intervienen mecanismos internos asociados con ese cambio macroscópico del material,

denominados mecanismos de deformación internos. En la Figura 3 se puede observar un esquema de los mecanismos de deformación.

El mecanismo principal de deformación plástica es el deslizamiento cristalográfico, este mecanismo ocurre sobre planos cristalográfico específicos y dentro de estos planos únicamente en determinadas direcciones. Un sistema de deslizamiento representa una combinación de un plano y una dirección de deslizamiento, los planos de deslizamiento son generalmente los planos de máximo empaquetamiento que también son los planos más separados entre ellos. El deslizamiento se da con mayor facilidad en los planos más compactos ya que necesita menor tensión de cizalla para el deslizamiento.

Figura 3. Mecanismos de deformación.

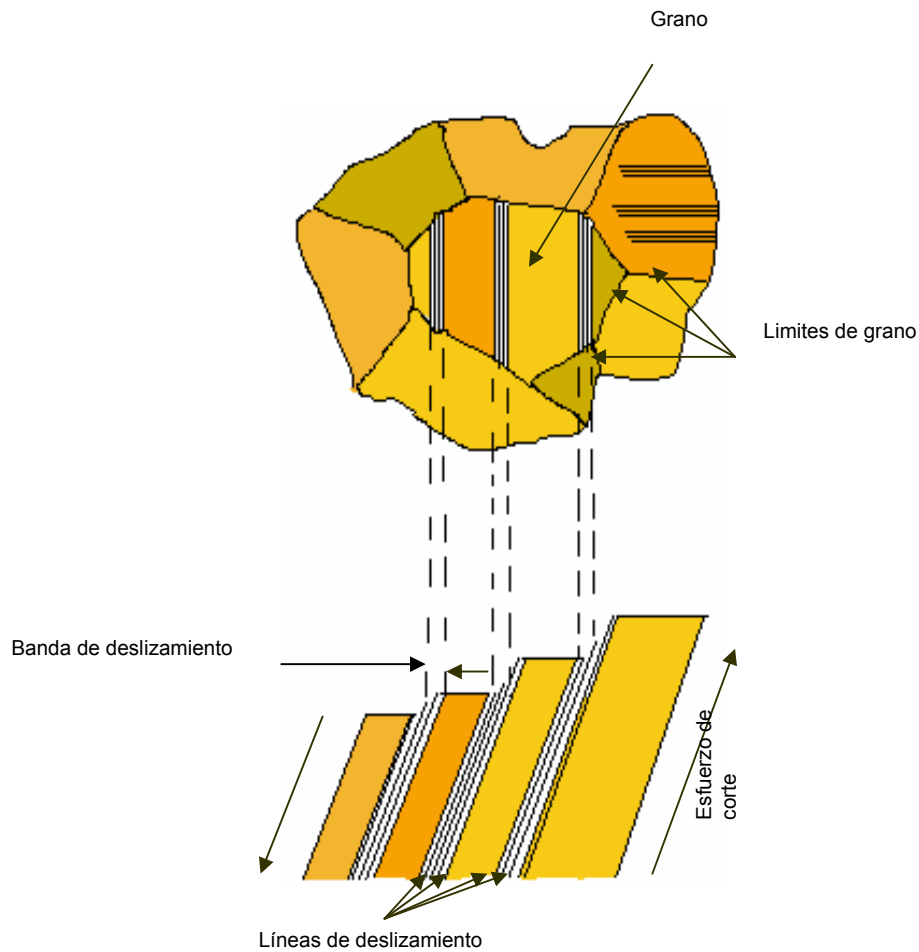


Fuente: www.tecnun.es/Asignaturas/estcompmec/documentos/plastdesli.pdf

A nivel microscópico la deformación plástica corresponde al movimiento de dislocaciones en respuesta a una tensión de cizallamiento aplicada. El límite elástico de un monocristal depende de la magnitud de la tensión de cizallamiento crítica (tensión de cizallamiento mínima que se requiere para iniciar el movimiento de las dislocaciones) y de la orientación del sistema de deslizamiento con

respecto a la tensión aplicada. En la Figura 4 se representan las líneas de deslizamiento que se originan al someter un material a un esfuerzo de corte.

Figura 4. Líneas de deslizamiento en un grano

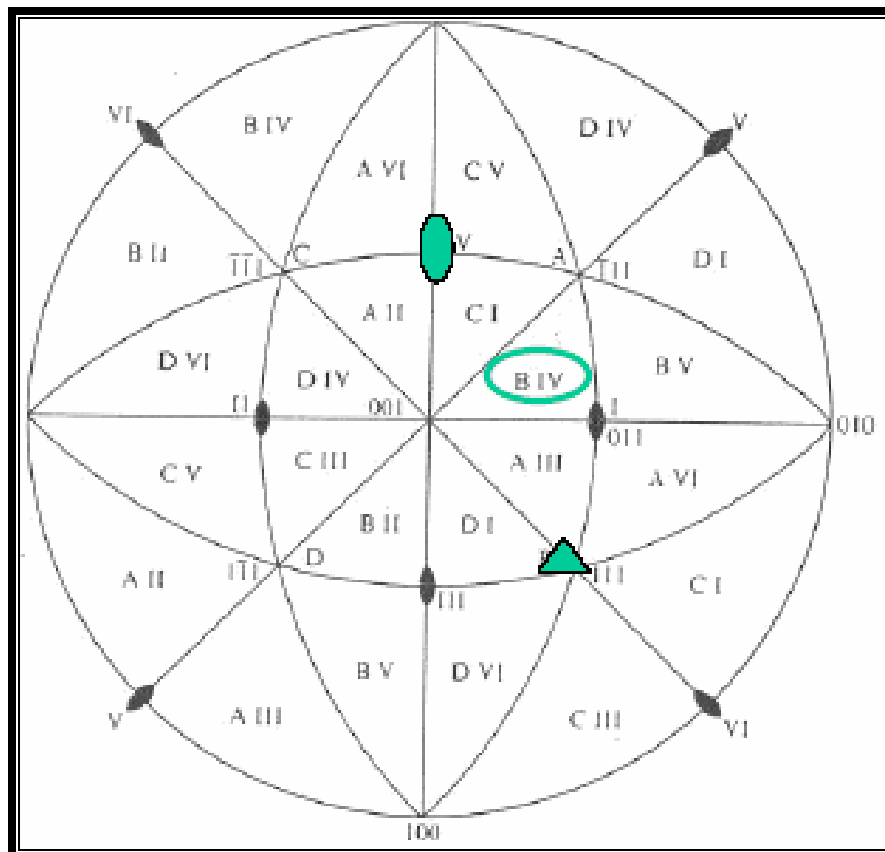


2.3.1. Sistemas de deslizamiento activos en cristales FCC

Los sistemas de deslizamiento operativos dependen de la estructura cristalina del material. En una estructura FCC existen 24 regiones triangulares equivalentes por

simetría y en cada una de ellas se activan uno de los 12 sistemas de deslizamiento primarios a temperatura ambiente $\{111\}\langle 110 \rangle$ (Figura 5).

Figura 5. Proyección estereográfica de la red cúbica



Fuente: www.tecnun.es/Asignaturas/estcompmec/documentos/plastdesli.pdf

Las letras A, B, C, D especifican los polos de los planos de deslizamiento activos, y los numerales del I al VI indican la dirección del deslizamiento

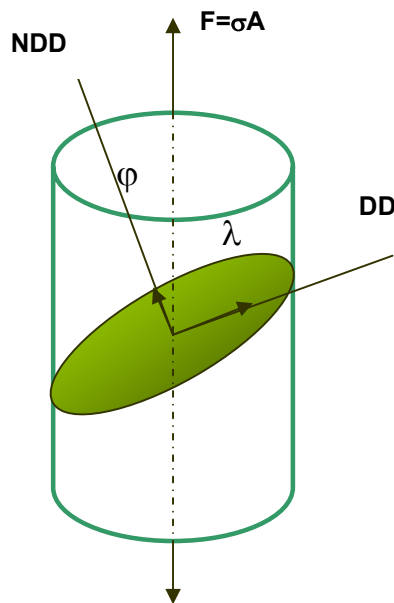
2.3.2 Criterio de plasticidad por deslizamiento cristalográfico.

Para estudiar el deslizamiento de los materiales se trata primero en monocristales y después se extiende de manera apropiada a materiales policristalinos.

Supongamos que se aplica una fuerza F en una sola dirección a un cilindro metálico formado por un solo cristal (Figura 6), tanto el plano de deslizamiento como la dirección de deslizamiento tienen una orientación específica respecto a la fuerza. Siendo λ el ángulo entre la fuerza y la dirección de deslizamiento y φ el ángulo entre la fuerza y la normal al plano de deslizamiento.

Para que la dislocación se mueva en este sistema de deslizamiento, la fuerza debe producir una fuerza cortante F_r , actuando en la dirección del deslizamiento.

Figura 6. Tracción en un cristal con un solo sistema de deslizamiento



NDD: Normal a la dirección de deslizamiento.

DD: Dirección del deslizamiento.

La fuerza cortante viene dada por:

$$F_r = F \cos \lambda$$

Y al dividir la ecuación entre el área del plano de deslizamiento

$$A = A_o \cos \varphi \text{ Se obtiene la ley de Schmid.}$$

$$\tau_y = \sigma \cos \varphi \cdot \cos \lambda$$

Donde

$$\tau_y = F_r / A \quad = \text{Esfuerzo cortante resultante en la dirección del deslizamiento}$$

$$\sigma = F / A_o \quad = \text{Esfuerzo unidireccional aplicado al cristal}$$

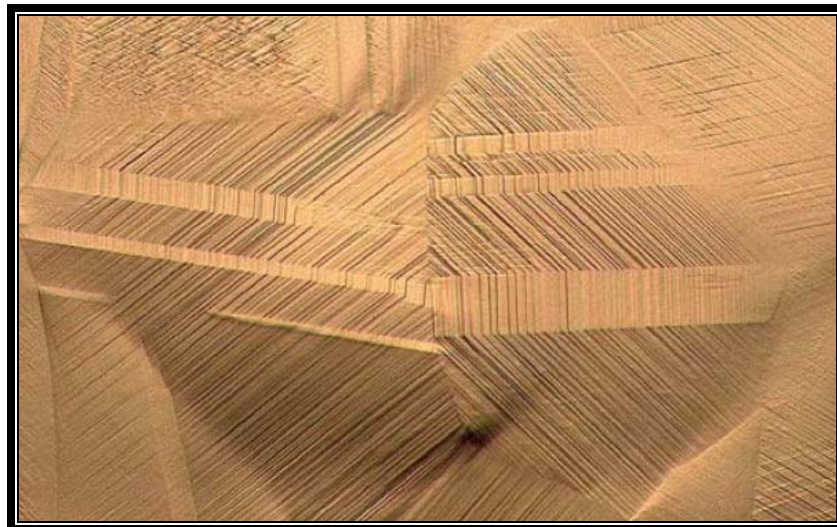
El esfuerzo de corte crítico τ_c es el esfuerzo cortante requerido para romper suficientes enlaces metálicos y que ocurra el deslizamiento.

Cuando el esfuerzo aplicado produzca un esfuerzo cortante resultante igual al esfuerzo cortante resultante crítico, ocurrirá el deslizamiento y la deformación plástica. Para metales con estructura cristalina FCC el deslizamiento se da sobre los planos octaédricos de máximo empaquetamiento $\{111\}$ y en las direcciones de máximo empaquetamiento $\langle 110 \rangle$ en la estructura cristalina FCC hay ocho planos octaédricos, pero los planos del tipo $\{111\}$ en las caras opuestas del octaedro paralelos entre si se consideran del mismo tipo de plano de deslizamiento (111) , por lo tanto hay solo cuatro tipos de planos de deslizamiento. Cada plano contiene tres direcciones de deslizamiento del tipo $\langle 110 \rangle$ por lo que se considera para la red FCC 12 sistemas de deslizamiento primarios.

En el caso de materiales policristalinos, el deslizamiento ocurre dentro de cada grano a lo largo de los sistemas de deslizamiento que están mejor orientados con respecto a la tensión aplicada, lo anterior se muestra en la Figura 7; Además, durante la deformación, la forma de los granos cambia de tal manera que la cohesión en los límites de grano se mantenga. Los materiales policristalinos tienen

mayor resistencia que los monocristales, lo cual significa que la tensión necesaria para iniciar el movimiento de las dislocaciones es mayor; lo anterior sucede por que aunque un grano está favorablemente orientado con la tensión aplicada, este no puede deformarse antes de que el grano adyacente y menos favorable sea capaz de deslizar.

Figura 7. Líneas de deslizamiento del latón 70/30 policristalino



Fuente: www.tecnun.es/Asignaturas/estcompmec/documentos/plastdesli.pdf

Por consiguiente durante la deformación plástica se tiene que:

- ❖ Los límites de grano actúan como barreras al movimiento de las dislocaciones; de esta manera refinando el tamaño del grano de un material policristalino, éste se convierte en un material más resistente.
- ❖ Las dislocaciones que se mueven a lo largo de un plano, no pueden pasar de un grano a otro en línea recta. Las líneas de deslizamiento cambian de dirección en los límites de grano, ya que cada grano tiene su propia orientación, por esta razón cada grano tiene su propio conjunto de deslizamiento con orientaciones diferentes.

- ❖ Como consecuencia del movimiento de las dislocaciones y la deformación de los granos en un proceso de laminado en frío los granos se vuelven más alargados en la dirección del laminado.
- ❖ La densidad de dislocaciones aumenta, así como también la extensión de las interacciones repulsivas entre los campos de deformación de las dislocaciones; el endurecimiento por deformación produce un aumento de la resistencia por deformación plástica.

Las características microestructurales y mecánicas de una probeta deformada plásticamente pueden ser restauradas a los valores previos del estado no deformado mediante un tratamiento térmico apropiado.

2.4. TÉCNICA PARA LA DETERMINACIÓN DE LA ORIENTACIÓN DE GRANOS A PARTIR DE LAS LÍNEAS DE DESLIZAMIENTO.

La orientación de un cristal podría ser determinada a partir de las líneas de deslizamiento dadas en la indentación, que se puede definir la línea de deslizamiento por el deslizamiento en cada plano $\{111\}$.

Cuando es posible distinguir cuatro sistemas de líneas de deslizamiento (ver Figura 8) la orientación del cristal se puede hallar utilizando cósenos directores.

El ángulo entre líneas de deslizamiento L_m y L_n , θ_{mn} , esta dado por:

$$\theta = \cos^{-1} \frac{\vec{L}_m * \vec{L}_n}{|\vec{L}_m| * |\vec{L}_n|}$$

Y son los siguientes:

$$\theta_{12} = \cos^{-1} \frac{h^2 - kl}{\sqrt{[1 - (hk + hl + kl)][1 + (hk + hl - kl)]}}$$

$$\theta_{13} = \cos^{-1} \frac{-l^2 + hk}{\sqrt{[1 - (hk + hl + kl)][1 + (kl + h - hkl)]}}$$

$$\theta_{23} = \cos^{-1} \frac{k^2 + hl}{\sqrt{[1 + (hk + hl - kl)][1 + (kl + hl - hk)]}}$$

$$\theta_{14} = \cos^{-1} \frac{k^2 - hl}{\sqrt{[1 - (hk + hl + kl)][1 + (kl + hk - hl)]}}$$

$$\theta_{34} = \cos^{-1} \frac{h^2 + kl}{\sqrt{[1 + (kl + hl - hk)][1 + (kl + hk - hl)]}}$$

$$\theta_{24} = \cos^{-1} \frac{-l^2 - hk}{\sqrt{[1 - (hk + hl - kl)][1 + (kl + hk - hl)]}}$$

Resolviendo las ecuaciones anteriores el índice de P se puede determinar conociendo tres ángulos independientes entre las líneas de deslizamiento. En un cristal de sistema cúbico, cualquier dirección cristalográfica puede ser localizada en el triángulo $[001]-[011]-[111]$ (ver Figura 9), sin perder cualquier detalle. Por consiguiente para cualquier plano $P = (hkl)$ se tiene que la relación entre los índices es: $0 \leq h \leq l$.

Figura 8. Esquema de líneas de deslizamiento.

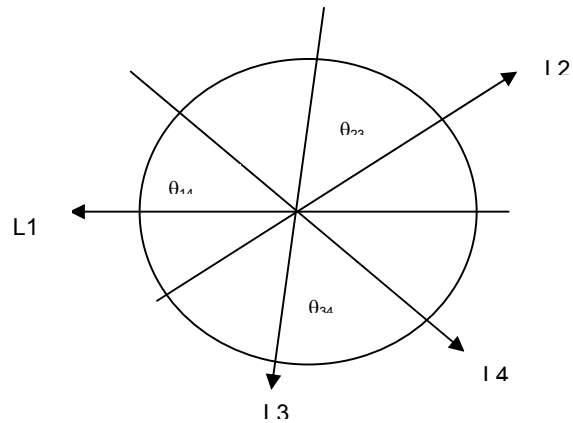
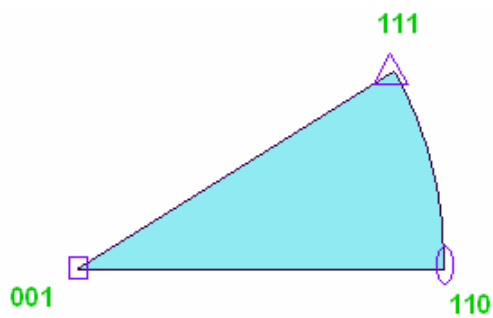


Figura 9. Triángulo cristalográfico estándar.



En algunos casos hay orientaciones especiales en donde se pueden observar menos de cuatro sistemas de líneas de deslizamiento y son las siguientes: $\langle 001 \rangle, \langle 111 \rangle, \langle hhl \rangle$, en el límite de $[001]-[111]$ y la orientación $\langle hll \rangle$ en el límite $[111]-[011]$ del triángulo básico $[001]-[011]-[111]$ en estos casos los índices de la superficie indentada se puede determinar como sigue:

1. La superficie plana es (001) si sólo dos sistemas de líneas de deslizamiento mutuamente perpendiculares son observados.

2. La superficie plana es (111) si sólo tres sistemas de deslizamiento haciendo ángulos de 60° entre ellas fueron observados.

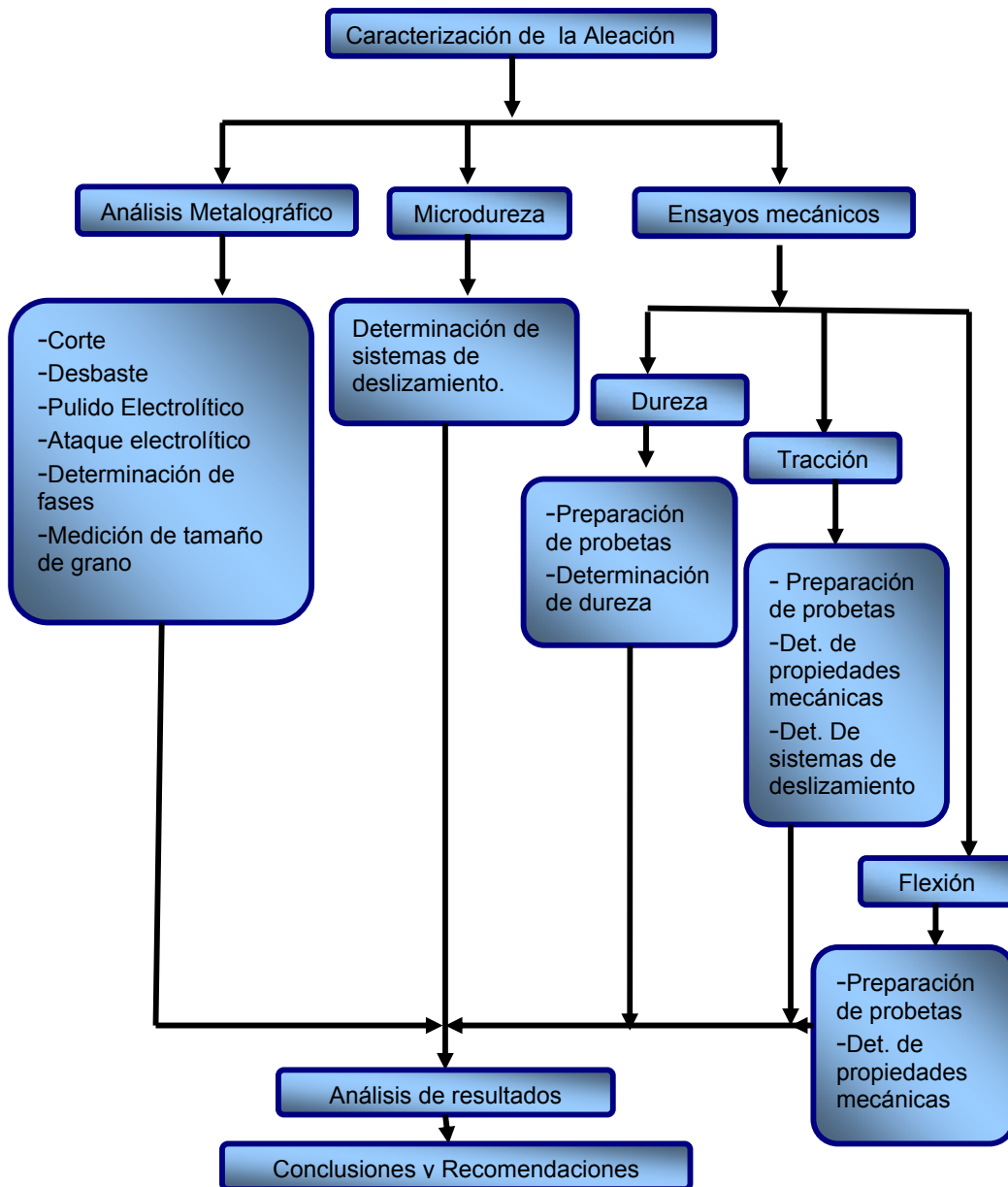
3. La orientación de la superficie cae directamente sobre la línea $[001]-[111]$, cuando la orientación está en la forma $\langle hhl \rangle$ uno tiene que $\theta_{13}=180^\circ$, $\theta'_{14}=\theta_{23}>60^\circ$ y $\theta'_{24}<60^\circ$, por otro lado la orientación de la superficie cae directamente sobre la línea $[011]-[111]$, cuando la orientación está en la forma $\langle hhl \rangle$ uno tiene que $\theta_{12}=180^\circ$, $\theta_{14}=\theta_{23}<60^\circ$ y $\theta_{34}>60^\circ$. Por consiguiente, cuando solo tres sistemas de líneas de deslizamiento tienen entre ellos ángulos iguales a los otros dos sistemas de líneas de deslizamiento, allí son dos las posibilidades.

- La orientación del cristal es de la forma $\langle hhl \rangle$ y $\theta_{13}=180^\circ$, si los ángulos iguales son mayores a 60°
- La orientación del cristal está en la forma $\langle hll \rangle$ y $\theta_{12}=180^\circ$ si los ángulos iguales son menores a 60°

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Este proceso se llevó a cabo utilizando la metodología expuesta en el esquema de la Figura 10.

Figura 10. Diagrama de flujo de la metodología



3.1. MATERIAL

El latón 70/30 tiene una combinación única de características, especialmente su alta ductilidad, debido a la presencia de fase alfa permite ser trabajado en frío con facilidad y presenta mayor elasticidad; además posee excelentes propiedades físicas (Tabla 3) especialmente la conductividad térmica y eléctrica que lo hacen útil en diferentes aplicaciones.

Es ideal para una amplia gama de usos y debido a su resistencia a la corrosión se utiliza sin requerir protección superficial adicional, además se encuentra disponible en variedad de formas y tamaños lo que permite disminuir los costos en los procesos de conformado mecánico.

Tabla 3. Propiedades físicas de la aleación Cu-Zn 70/30

Rango De Ebullición	915-955°C
Densidad A 20°C	8.55 G/Cm ³
Coefficiente De Expansión Térmica	.0000199/ °C (20-200°C)
Conductividad Térmica	.29 Cal/cm ² /cm/Sec/°C
Resistividad Eléctrica	6.16 Microhm - cm.
Conductividad Eléctrica	.162 Megohm ⁻¹ cm ⁻¹
Calor Específico	.09 Cal/g/°C

Fuente: El fabricante, Goodfellow

3.1.2. Composición química de la aleación: la aleación fue fabricada bajo norma ASTM B36 los resultados de la composición química están expuestos en la Tabla 4.

Tabla 4. Composición química del material

%Cu	%Pb	%Fe	%IMPUREZAS	%Zn
68-70	<0.05	<0.05	<0.3	resto

Fuente: El fabricante, Goodfellow

3.2 EQUIPOS EMPLEADOS

3.2.1 Pulidora de vibraciones Metapolan N11654. Permite pulir la aleación en varias dimensiones, maneja un voltaje de 220 voltios, potencia de 40 watts y 60 HZ de frecuencia. Para este tipo de aleación se utilizaron paños selvyt para el pulido grueso con alumina de 5micrones y paños microcloth para el pulido fino con alumina de 1 y 0.05 micrones.

3.2.2 Fuente variable de voltaje Ac/Dc Frv 3-5 A. La fuente de voltaje se utilizo para realizar el electropulido de las muestras, teniendo las siguientes características:

- Potencia: 3-5 watts
- Pantalla para visualización de voltaje variable entre 1.2 y 12 corriente directa con 3 amperios y entre 12 y 25 corriente directa con 5 amperios.
- Salidas fijas de 5 y 12 voltios de corriente directa a 1 amperios.

3.2.3 Microscopio metalográfico. Se utilizo un microscopio binocular marca OLYMPUS modelo U-LH100L, el cual permite el análisis óptico de los metales. De acuerdo a lo que se requiera. Su funcionamiento esta basado en la reflexión de un haz de luz horizontal que proviene de la fuente, dicha reflexión se produce por medio de un reflector de vidrio plano hacia abajo a través del objetivo del microscopio sobre la superficie de la muestra.

3.2.4 Analizador de imagen. Marca LEICA modelo Q500MC, sistema de análisis de imagen opera por medio de una cámara la cual transmite la imagen que le suministra el microscopio binocular marca OLYMPUS (modelo U-LH100L), las imágenes procesadas pueden ser vistas en escala de grises o en colores, esto permite que el equipo pueda determinar la cantidad o proporción de las fases que se presenten en la aleación trabajada.

3.2.5. Microdurómetro. Utilizamos un microdurómetro marca Leitz, en el cual se puede determinar dureza knoop y vickers, además es apto sólo para probetas planas, ya que la superficie de la muestra debe formar un ángulo de 90° con el penetrador, las cargas que se le pueden aplicar van desde 5 gf hasta 1000 gf y el tiempo de penetración del indentador va desde 10 a 60 segundos. Para calcular dureza vickers este microdurómetro utiliza un penetrador de diamante de base cuadrada que tiene un ángulo de 136° entre los lados opuestos.

3.2.6. Máquina universal de ensayos Shimadzu: Autograph AG-I con capacidad de marco de 25 toneladas y celda de carga de 10 toneladas, se cuenta con una celda de carga de 1kN que nos permite manejar cargas hasta de 100Kg también tiene la posibilidad de manejar estensómetro y sensor de estricción de área, cuenta con un software que le permite administrar calibrar y manejar todas las características de la máquina. La máquina universal de ensayos SHIMADZU realiza ensayos de flexión (en tres puntos), tracción y compresión de tipo cíclicos y controlados, los cuales se pueden programar desde el software. Trabaja con materiales como maderas, plásticos y metales, en probetas cilíndricas desde 3mm de diámetro hasta 24mm y en probetas planas le permite trabajar con espesores desde 1mm hasta 20mm, materiales como maderas, plásticos y metales.

3.3. ANÁLISIS METALOGRAFICO

El análisis de la microestructura de la aleación se realizó utilizando microscopía óptica, para esto se requirió el analizador de imagen marca LEICA modelo Q500MC del laboratorio de metalografía, esta microestructura se reveló con ataque electrolítico.

3.3.1. Preparación de las probetas

La preparación de las probetas se realizó según lo establecido por la norma ASTM E 3-01 "Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens".

Las probetas para el análisis fueron tomadas de una barra de 1 pulgada de diámetro y se cortaron de tal manera que tuviesen una altura de aproximadamente 1 cm (ver Figura 11), luego se realizó una preparación superficial con papeles esmeriles hasta una granulometría de 1200 ANSI (American National Standards Institute) bajo agua, posterior a esto se realiza un pulido grueso con alúmina de 5.0 para paño selvit y un pulido fino con alúmina 1.0 y 0.05 micrones para paño microcloth.

Figura 11. Probeta pulida y atacada para análisis metalográfico



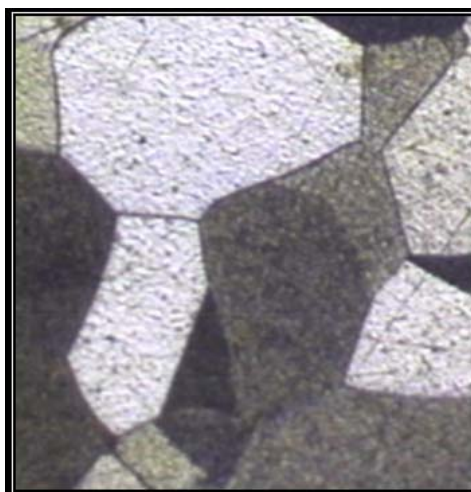
Para el pulido electrofítico se utilizaron como reactivo para pulir y atacar las soluciones expuestas en la Tabla 5, con el fin de revelar la posible presencia de fases alfa y beta presentes en la aleación.

Tabla 5. Soluciones y condiciones para el ataque electrofítico.

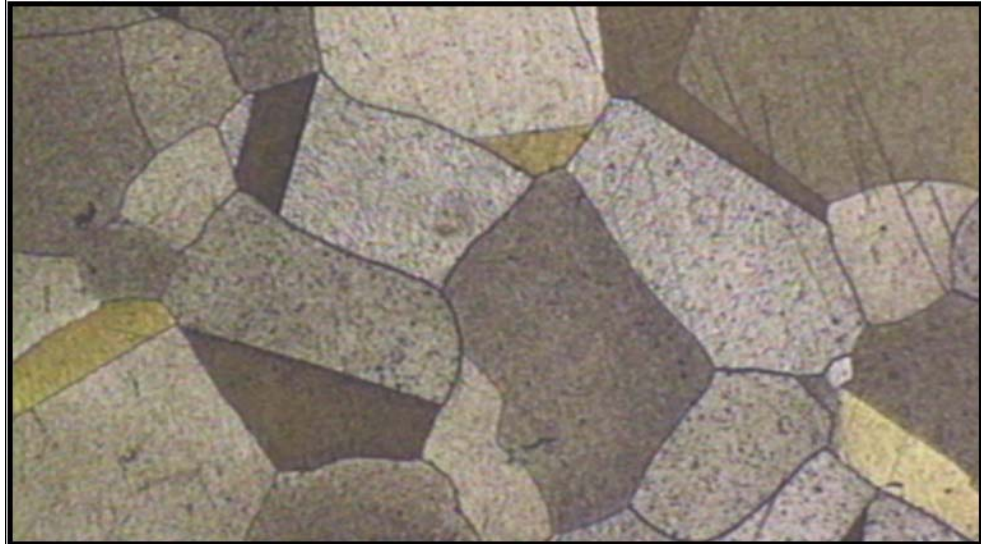
Soluciones	Solución 1	Solución 2
Composición	70 ml de H ₃ PO ₄ al 85% 130 ml de agua destilada	50 ml de H ₃ PO ₄ al 85% 50 ml de etanol 100 ml de agua destilada
Voltaje (voltios)	1.5-1.8	1.8-2.0
Tiempo (mm)	3	3/4
Distancia entre electrodos (cm)	2.5	2.0

En ambos casos el cátodo utilizado fué una placa de acero inoxidable. La solución 1 se utilizó basada en la norma ASTM E 1558-99 y la solución 2 se utilizó de acuerdo a un estudio que se hizo en la Universidad de California a cerca de la deformación plástica y recristalización del latón 70/30. En la Figura 12 se muestran las micrografías obtenidas con cada solución.

Figura 12. Micrografías de latón 70-30 (a) electropulida y atacada con solución 1 a 100x (b) electropulida y atacada con solución 2 a 100x



(a)



(b)

3.3.2. Medición del tamaño de grano.

La medición de tamaño de grano se realizó bajo la norma ASTM E 112 utilizando el método de comparación o directo, el tamaño de grano se establece de acuerdo a la comparación con cartas establecidas por la A.S.T.M.

Esta medición se hizo tomando una micrografía a 75 aumentos y comparándola con una serie de microestructuras correspondientes a distintos tamaños de grano. La microestructura con tamaño de grano más parecido al de la aleación proporciona el valor para el tamaño de grano promedio. En el caso donde aparecen dos tamaños de grano el resultado se expresa con dos números correspondientes a cada tamaño de grano.

3.4. ENSAYO DE TRACCIÓN

Se realizó según lo establecido por la norma ASTM E 8-03 "Standard Tets Methods for Tension Testing of Metallic Materials" para probetas planas. Este proceso se realizó a temperatura ambiente en la máquina universal de ensayos SHIMADZU, y se realizaron en total 4 ensayos cada uno con dos probetas, muestra y contra muestra. Adicionalmente se hizo un ensayo con solo 5 % de deformación plástica (Tabla 6).

Tabla 6. Ensayos de tracción.

Ensayos	Numero de probetas	Deformación
T1	2	Hasta Rotura
T2	2	Hasta Rotura
T3	2	Hasta Rotura
T4	2	Hasta Rotura
T5	2	Hasta 5% de deformación plástica

3.4.1. Preparación de las probetas para ensayo de tracción

Las muestras fueron tomadas de una barra de 1 pulgada diámetro de pulgada, las probetas se extrajeron de manera longitudinal a la barra como se puede ver en la Figura 13 y luego fueron maquinadas para obtener las condiciones requeridas por la norma ASTM E 8 (ver Figura 14 y 15).

Obtenidas las probetas se preparó la superficie utilizando una serie de lijas desde 240 hasta una rugosidad de 1200 ANSI y para darle un acabado superficial de espejo se realizó el pulido con alúmina de 5.0, 1.0 y 0.05 micrones. Cabe aclarar

que entre lijas y paños se realizó limpieza con ultrasonido para eliminar impurezas.

Figura 13. Obtención de probetas para ensayo de tracción

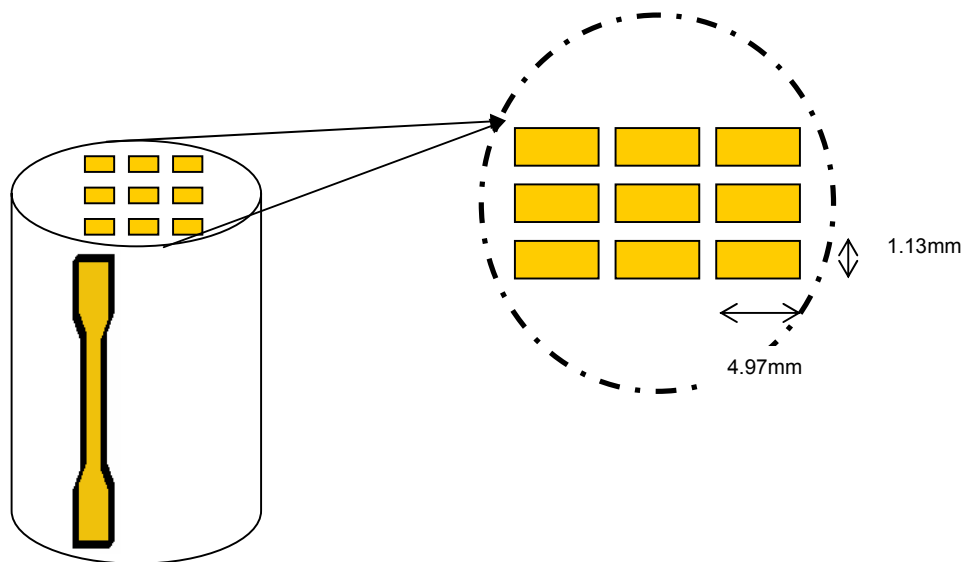
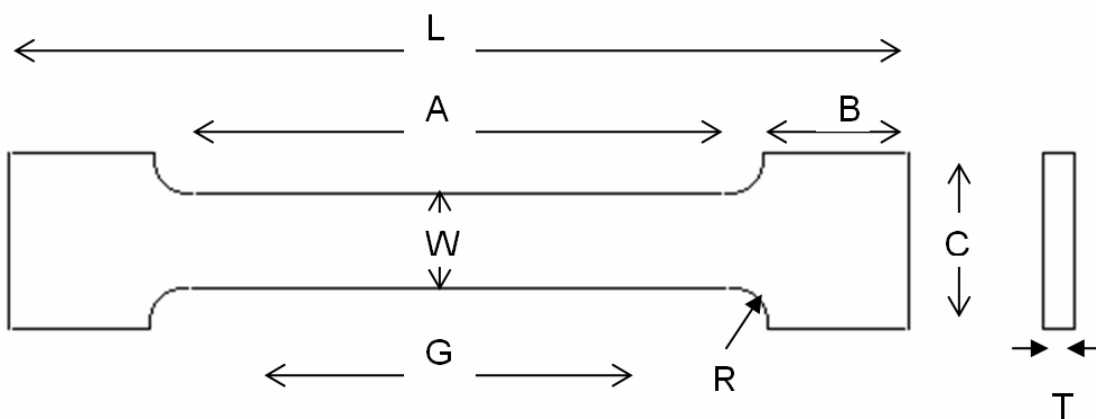


Figura 14. Dimensiones de la probeta para el ensayo de tracción



Dimensiones iniciales de la probeta para el ensayo de tracción.

A = 20.93 mm	R = 45°	L = 39.31 mm
B = 5.94 mm	W = 4.97 mm	T = 1.13mm
C = 6.02 mm	Gi = 18.74 mm	

Figura 15. Fotografía de la probeta de tracción.



3.4.2. Procedimiento

- Antes de colocar la probeta en la máquina de ensayos se fijo la longitud de ensayo y las dimensiones de la sección.
- Se ajustó la velocidad de carga de la máquina en mm/min. De acuerdo al porcentaje de elongación del material que es del 65 %, y estimando un tiempo de ensayo de 5 minutos calculamos la velocidad de la aplicación de la carga dando como resultado 2.3mm/min, este valor se encuentra dentro del rango establecido por la norma ASTM E-8.

- Seleccionamos la celda de carga de 100 KN, ya que la carga de ruptura calculada partir del esfuerzo de tensión fue de 1006.415 N
- Se sometió la probeta a una carga gradual de tensión con el fin de determinar las propiedades mecánicas de la aleación.

3.5. ENSAYO DE FLEXIÓN

El ensayo de resistencia a la flexión se realizó según lo establecido por la norma ASTM E 290-27 "Standard Test Methods for Bend Testing of Material for Ductility", para probetas rectangulares. El ensayo se hizo en la máquina universal de ensayos Shimadzu, y se realizaron en total 3 ensayos utilizando muestra y contramuestra (Tabla 7).

Tabla 7. Ensayos de flexión.

Ensayos	Numero de probetas	Deflexión
F1	2	-----
F2	2	5 mm
F3	2	3 mm

3.5.1. Preparación de probetas para ensayo de flexión

Se cortaron de una barra de 1 pulgada de diámetro. Las probetas se extrajeron de la parte longitudinal de la barra, como se puede ver en la Figura 16 y luego fueron maquinadas hasta llegar a las condiciones establecidas para el ensayo como observa en las Figuras 17 y 18.

Ya obtenidas las probetas, se preparó la superficie de la misma forma que se hizo para el ensayo de tracción.

Figura 16. Obtención de probetas para ensayo de flexión

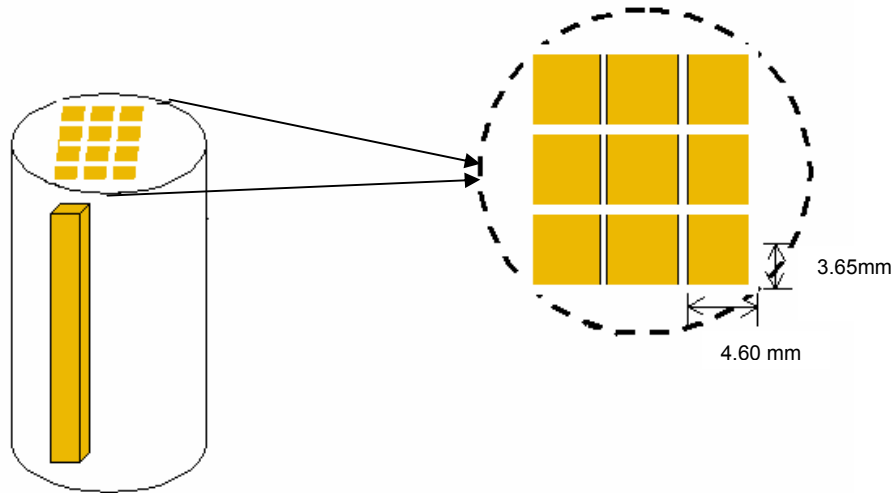


Figura 17. Dimensiones probeta de ensayo de flexión

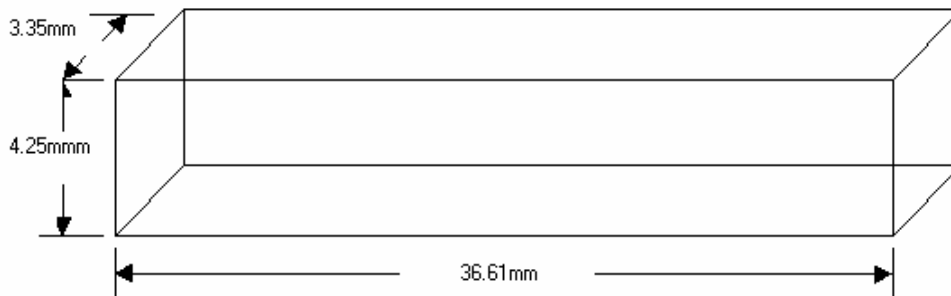


Figura 18: Fotografía de la probeta para ensayo de flexión



3.5.2. Procedimiento

- El ensayo de flexión estática se realizó usando tres puntos de apoyo y longitud entre apoyos de 28.5mm.
- Se utilizó un indentador de acero con un radio de 1/8 de pulgada.
- Se tomaron las medidas de las probetas espesor, ancho y longitud entre apoyos.
- Se midió la distancia desde los extremos hasta los puntos de aplicación de la carga, para posterior montaje de la probeta en el accesorio de flexión de la máquina de ensayos.
- Se aplicó la carga con una velocidad de 1.3 mm/min, para finalmente obtener la curva Carga vs. Deflexión por medio del software Trapezium versión 1.03 de 1999.

3.6. ENSAYO DE DUREZA

La dureza del material se determinó utilizando el microdurómetro marca Leitz, con indentador de diamante vickers bajo la norma ASTM E384-99 "Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. Estos ensayos se realizaron a temperatura ambiente y se muestran en la tabla 8.

Tabla 8. Ensayos de dureza.

Ensayos	Numero de indentaciones por ensayo	Carga (gf)
M1, M2, M3	5	1000
M0	5	100

3.7. DETERMINACIÓN DE LA ORIENTACIÓN DE LOS GRANOS Y SISTEMAS DE DESLIZAMIENTO

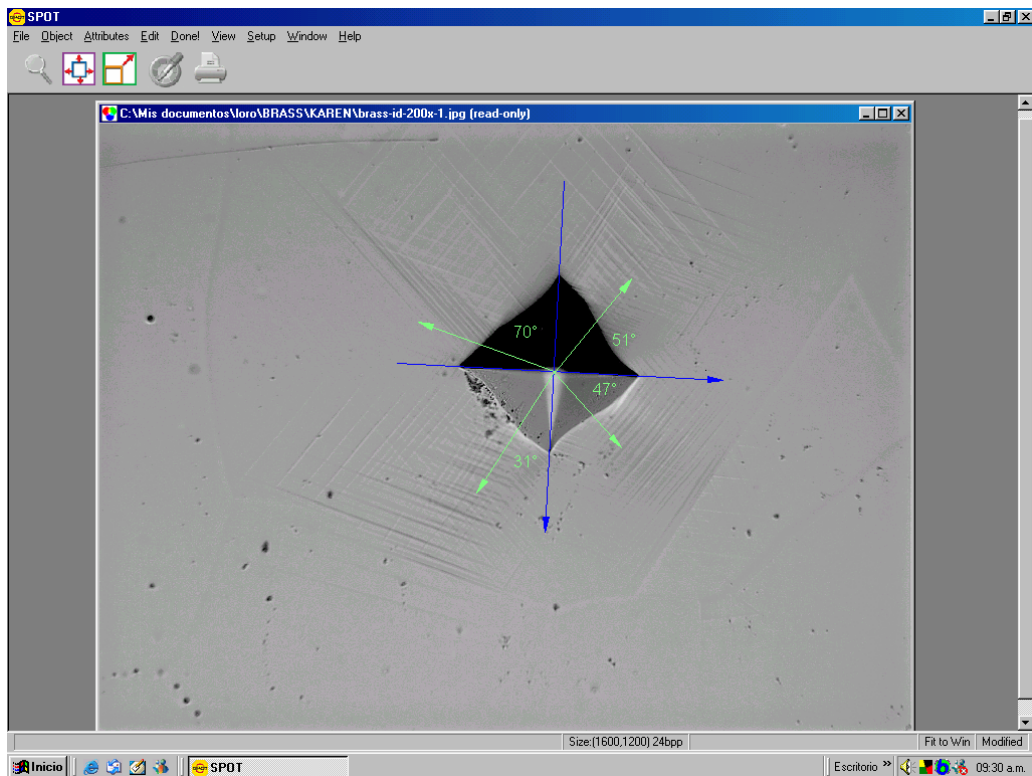
Para establecer los sistemas de deslizamiento y orientaciones de los granos que se generan al aplicar diferentes cargas al material, se tuvo en cuenta la huella causada por el indentador en la medida de microdureza y las líneas de deslizamiento que quedan en una probeta pulida luego de ser sometida a esfuerzos de tensión.

Luego de realizada la prueba de microdureza a diferentes cargas, utilizando un indentador vickers, se colocó la probeta en una superficie totalmente plana para su observación al microscopio, captando la imagen de la indentacion.

Obtenida la imagen de la indentacion se trazan los ejes con respecto a las puntas de la indentacion y se miden los ángulos independientes de la matriz, utilizando el software SPOT. 0.4 como se observa en la figura 19. Dependiendo de las líneas

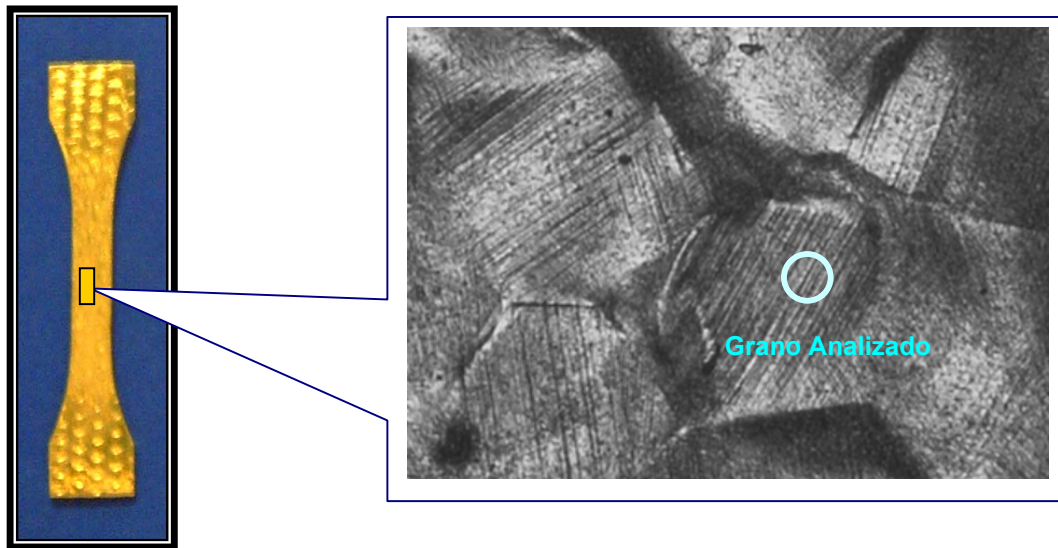
de deslizamiento presentes se escogió el método correspondiente de acuerdo a lo mencionado en el numeral 2.4, para determinar la orientación de la superficie y los sistemas de deslizamiento.

Figura 19. Angulos entre líneas de deslizamiento medidas con SPOT 0.4



Para determinar los sistemas de deslizamiento y la orientación de uno de los granos del material sometido a carga axial, se utilizó la probeta (previamente pulida) que se deformó plásticamente hasta un 5%. En la Figura 20 se puede observar el estado de la probeta.

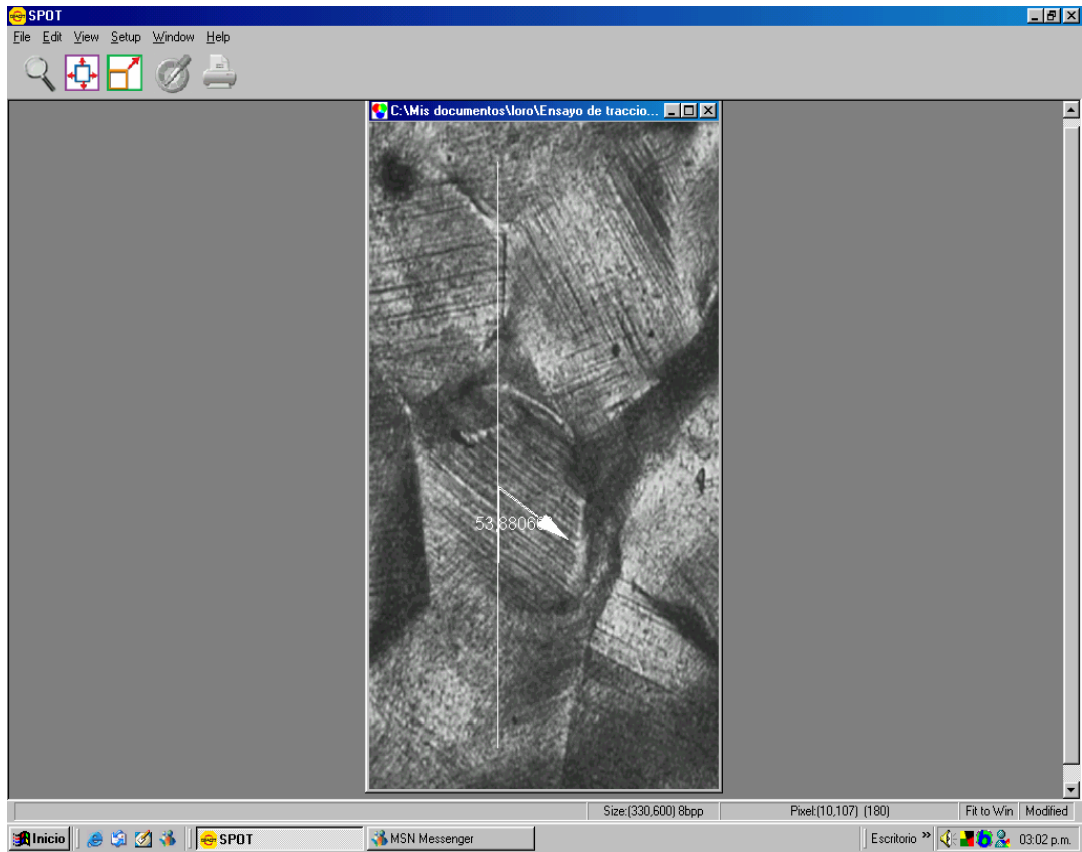
Figura 20. Probeta para análisis luego de la deformación plástica



Posteriormente se colocó la probeta en una superficie totalmente plana y ubicada a 90° del eje de tracción para su observación al microscopio, se seleccionó un grano de manera aleatoria, con el fin de determinar su orientación, utilizando para esto el analizador de imagen.

Obtenida la imagen se midió el ángulo entre las líneas de deslizamiento presentes en el grano seleccionado y el eje de tracción, para esto se recurrió al software SPOT 0.4, como se muestra en la Figura 21.

Figura 21. Medida de ángulos con SPOT 0.4 en la probeta sometida a tensión.

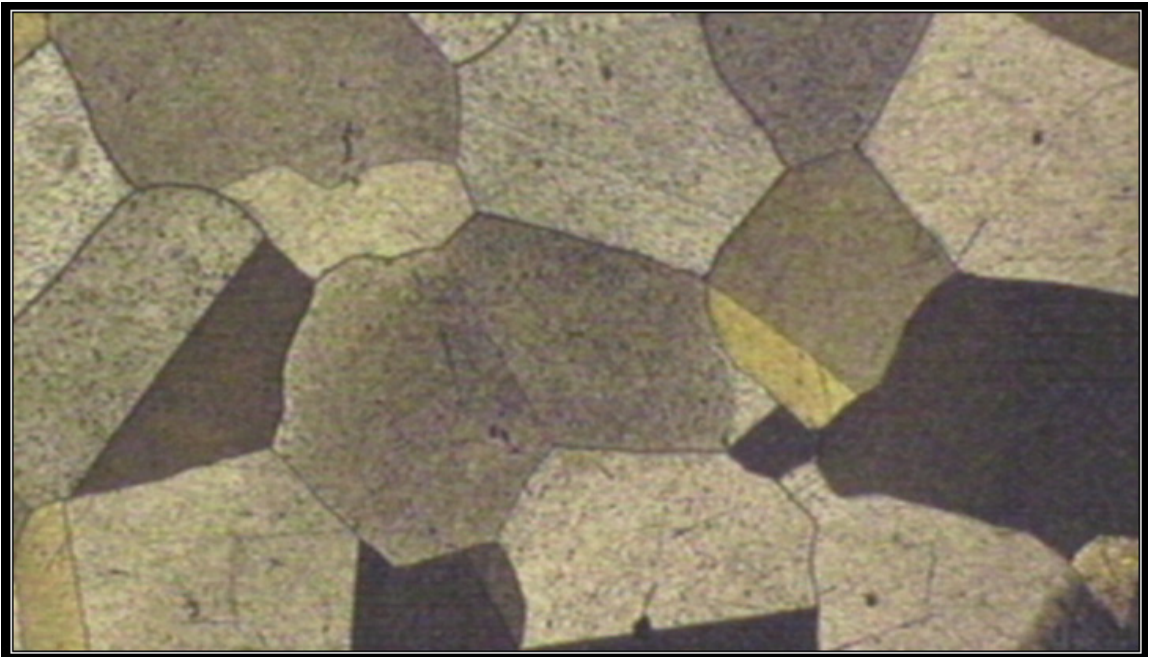


4. RESULTADOS Y ANALISIS DE RESULTADOS

4.1. ANÁLISIS METALOGRAFICO

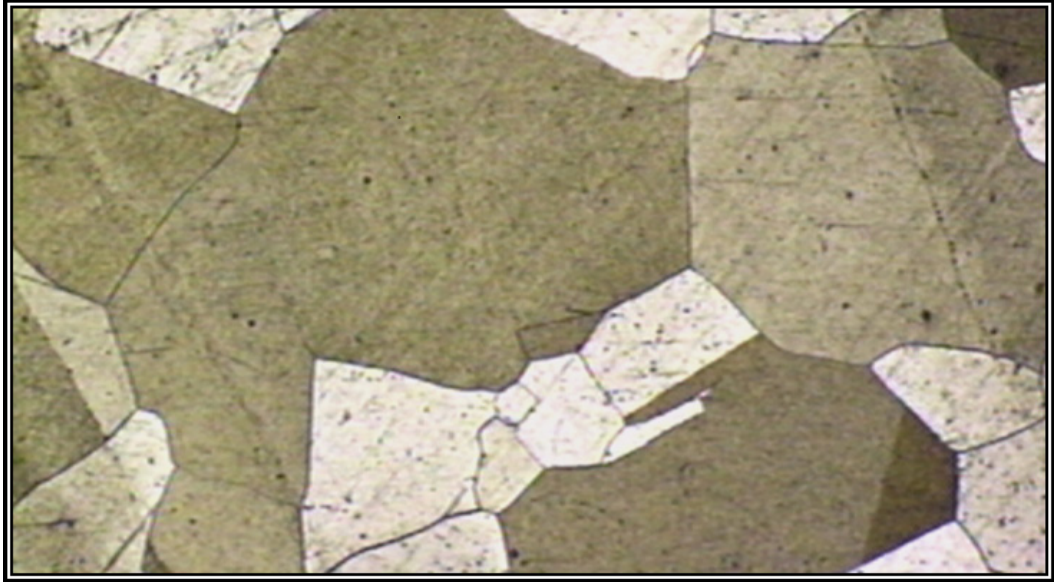
Las micrografías expuestas en la Figura 22, 23, 24 corresponden a probetas de la sección transversal de la barra.

Figura 22. Micrografías de latón 70-30; 100% fase alfa, ataque con solución de H_3PO_4 -etanol a 100x;



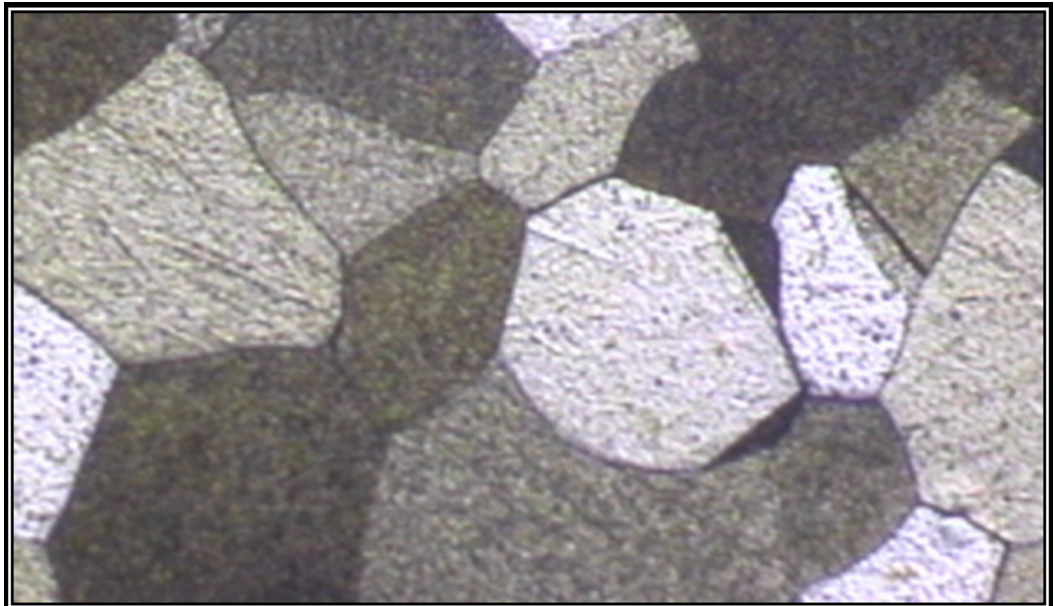
(a)

Figura 23. Micrografías de latón 70-30; 100% fase alfa, ataque con solución de H_3PO_4 -etanol mayor tiempo de ataque que en figura 21 a 100x.



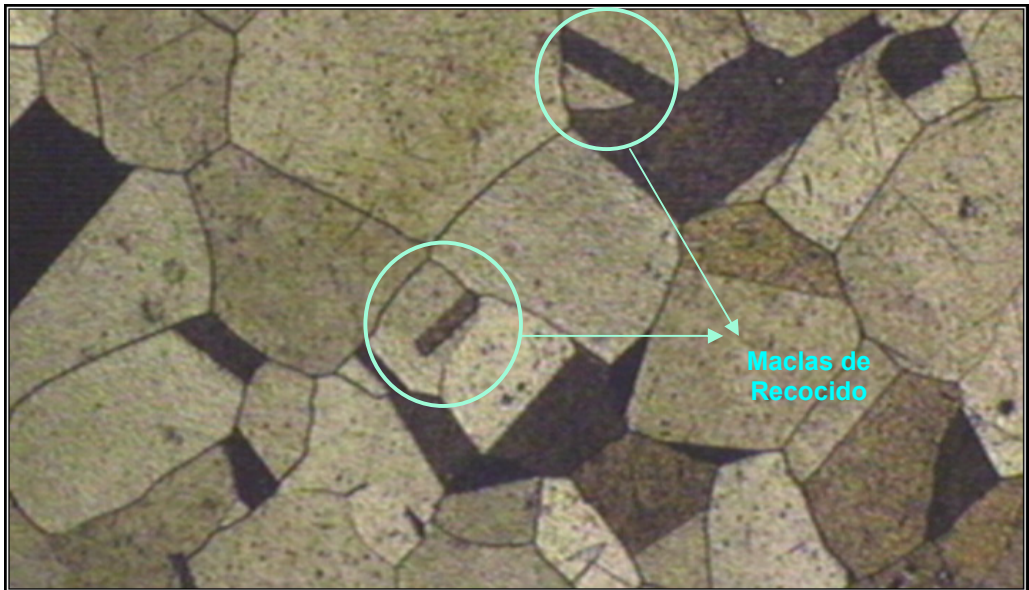
(b)

Figura 24. Micrografías de latón 70-30; 100% fase alfa, ataque con solución de 65% H_3PO_4 a 100x.



(c)

Figura 25. Maclas de recocido a 100x, (ataque con solución de H_3PO_4 -etanol).



(d)

La composición de esta aleación lo sitúa en la zona correspondiente a la fase alfa del diagrama de equilibrio Cu-Zn, al revisar las micrografías tomadas a 100x se puede observar claramente la presencia de sólo fase alfa, revelada utilizando las soluciones 1 y 2 mencionadas en la preparación de probetas para el análisis metalográfico, a pesar que estas soluciones también revelan la fase beta, esta no se encontró en ninguna de las probetas analizadas.

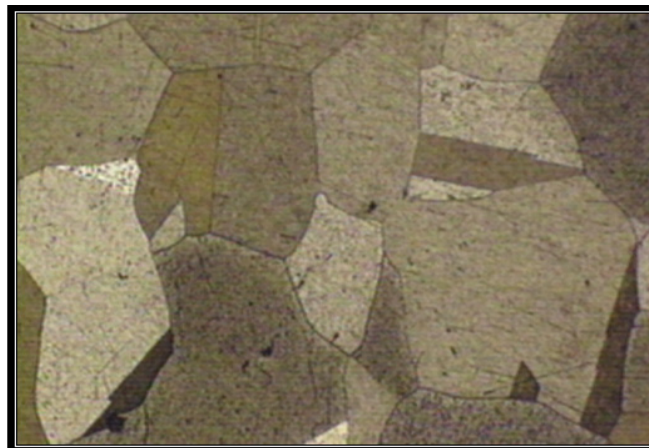
También se puede observar la presencia de maclas de recocido Figura 25, especialmente en los bordes de la probeta donde los granos eran de menor tamaño (debido a una baja velocidad de enfriamiento).

En general no se observaron inclusiones de ningún tipo, lo que indica que las cantidades de impurezas presentes en la aleación no afectan la microestructura.

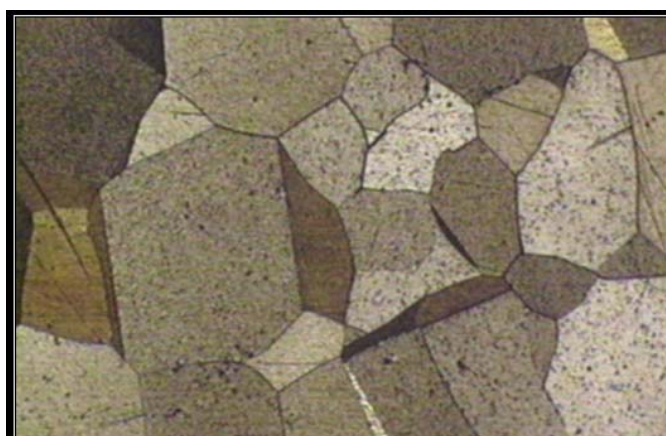
4.1.1. Tamaño de grano

El número de tamaño de grano observado utilizando el método de comparación fue 0.150mm ASTM y 0.200mm ASTM (para la aleación Cu-Zn 70-30), de diámetro aproximado, se reportan estos dos valores ya que los granos del centro eran de mayor tamaño que los de los extremos de la probeta. En la Figura 26 se muestra los dos tamaños de grano.

Figura 26. Medida de tamaño de grano a 100x, (a) Centro de la probeta; (b) Extremos de la probeta



(a)



(b)

4.2. ENSAYO DE TRACCIÓN

Para este ensayo las probetas utilizadas se maquinaron según la norma ASTM E 8, las dimensiones eran las adecuadas de tal forma que permitiera preparar la superficie (antes del ensayo) para la observación al microscopio luego de ser deformadas.

Inicialmente se realizó un ensayo preliminar T1 para establecer los parámetros de velocidad, carga y longitud de ensayo, después de establecer los parámetros se realizaron dos ensayos T2 y T3 en los cuales la curva esfuerzo vs % deformación presentó diversas oscilaciones en su trayectoria, lo que nos indicó que las probetas podrían estar deslizándose de las mordazas debido a un ajuste inadecuado, este deslizamiento se pudo comprobar al observar al microscopio las marcas ocasionadas por las mordazas en las probetas; para corregir este efecto se realizó un ensayo T4 teniendo en cuenta ajustar la probeta de igual forma en ambas mordazas y aplicando un torque adecuado. Finalmente se obtuvo la curva esfuerzo vs % deformación con la presencia de algunas oscilaciones en su trayectoria posiblemente ocasionadas por la presencia de maclas, que actúan como barreras por ser límites de alta energía generando pequeños aumentos en el esfuerzo de tensión ⁽¹⁰⁾.

Los resultados obtenidos para el ensayo de tracción T4 se muestran en la Tabla 9 y Figura 27 y 28, según la forma de la curva esfuerzo vs %deformación se observa claramente que la aleación tiene un comportamiento dúctil ya que la carga necesaria para llegar a la rotura disminuye a medida que el área de la sección transversal es menor. Se observa además la fractura característica de cono y copa presentada luego de una estricción muy pronunciada de la sección transversal.

Figura 27. Curva Esfuerzo Vs Deformación para ensayo T4.

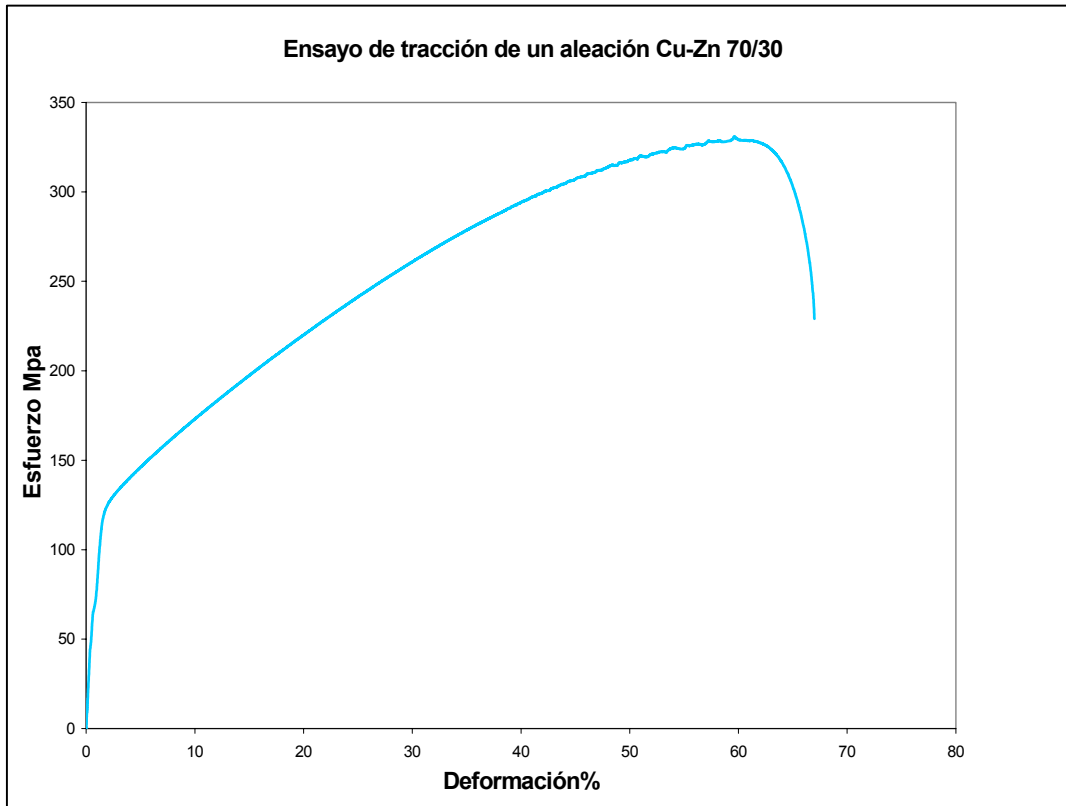


Figura 28. Probeta fracturada.

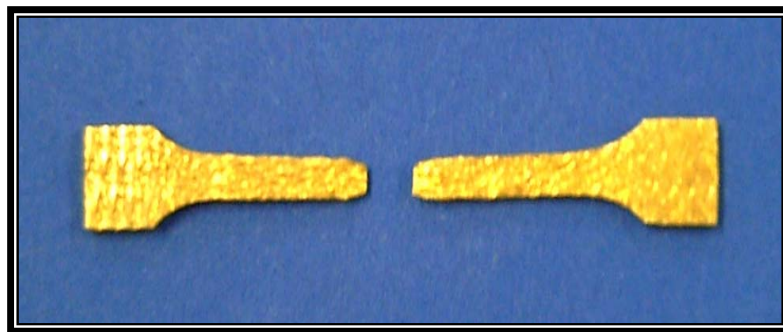


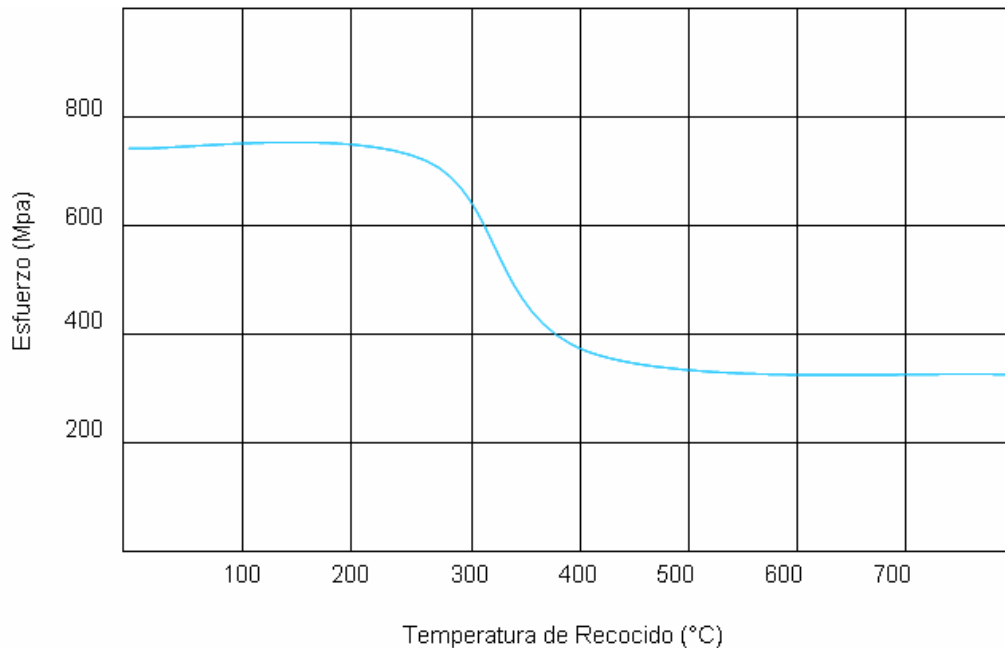
Tabla 9. Propiedades mecánicas determinadas a partir del ensayo de tracción T4

PROBETA	RESISTENCIA A LA FLUENCIA 0.2% MPa	RESISTENCIA A LA TRACCIÓN MPa	ESFUERZO DE ROTURA MPa	DEFORMACIÓN UNIFORME L ₀ =18.74 %	ELONGACIÓN L ₀ =18.74 %
Norma ASTM	110	330	235	—	65
Muestra	119.133	330.957	229.084	59.65	66.98
Contramuestra	98.211	310.458	249.228	72.49	81.21

Los resultados obtenidos para resistencia a la fluencia, resistencia a la tracción, esfuerzo de rotura, y porcentaje de elongación presentan unas desviaciones menores al 10%, lo cual es aceptable en este tipo de ensayos, lo anterior nos indica que la aleación cumple con los requerimientos tensiles exigidos en la norma (ASTM B36).

Según la curva esfuerzo tensil vs temperatura de recocido para una barra de una pulgada fabricada en la aleación Cu-Zn 70-30 (Figura 29), el esfuerzo máximo tensil a una temperatura de recocido de 500°C es de ≈ 320 MPa, este valor coincide con el obtenido en el ensayo T4 para esfuerzo máximo de tracción, indicándonos que los valores obtenidos estas dentro de los valores esperados.

Figura 29. Esfuerzo tensil como función de la temperatura de recocido para una barra de una pulgada fabricada en la aleación Cu-Zn 70-30.



Fuente: Properties of Wrought Coppers and Copper Alloys

4.3. ENSAYO DE FLEXIÓN

Para este ensayo las probetas utilizadas cumplen las relaciones dimensionales establecidas por la norma ASTM E 290-27, estas probetas estaban preparadas de igual forma que en el ensayo de tracción.

Se hizo un ensayo preliminar F1 con una probeta de dimensiones 25mmx5mmx3.2mm, los resultados obtenidos no fueron considerados ya que los rodillos de la máquina universal de ensayos Shimadzu son demasiado grandes para probetas con estas dimensiones, provocando que se genere un ensayo de aplastamiento, por consiguiente fue necesario cortar unas probetas de mayores dimensiones, especialmente en su longitud, en conformidad con lo establecido por la norma.

Con las probetas obtenidas, de dimensiones 36.61mmx4.25mmx3.35mm, se realizó un ensayo de flexión F2 en tres puntos (Figura 30), se observó que la curva esfuerzo vs deflexión (Figura 31) cambia su trayectoria en una deflexión de 3mm, en este punto la carga empieza a aumentar produciendo esfuerzos de compresión generados por los rodillos de apoyo, que no permiten que la probeta esté sometida a flexión pura, como se muestra en la Figura 32, esto es ocasionado por la corta longitud de la probeta ya que se llega a un punto de deflexión en el cual no hay espacio suficiente entre el indentador, los rodillos y la probeta, produciendo un aplastamiento de la viga, por esta razón no se pudieron obtener los valores para esfuerzo de rotura y esfuerzo máximo.

Figura 30. Montaje para ensayo de flexión a tres puntos.

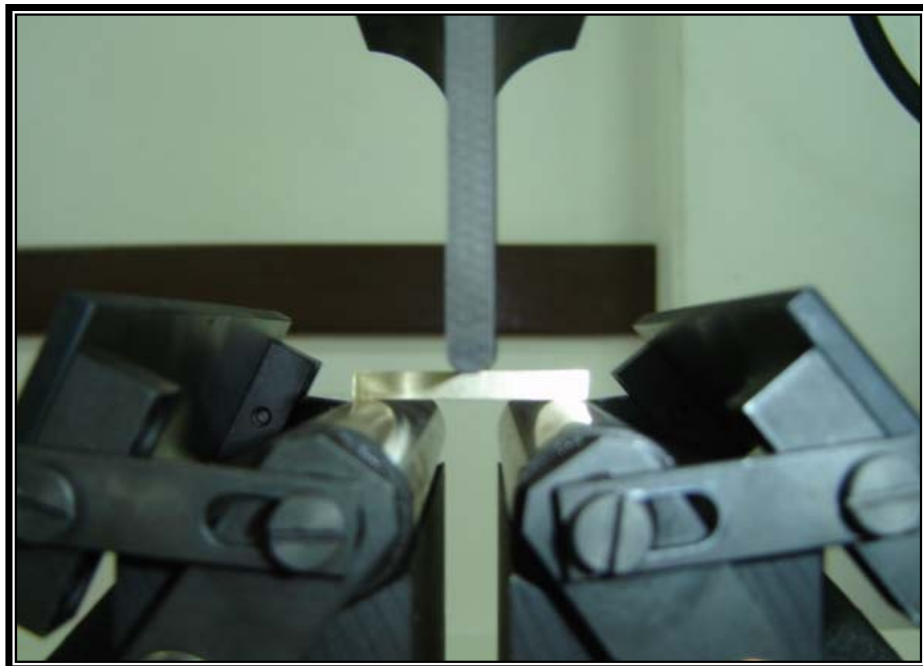


Figura 31. Curva Esfuerzo Vs Deflexión para ensayo F2.

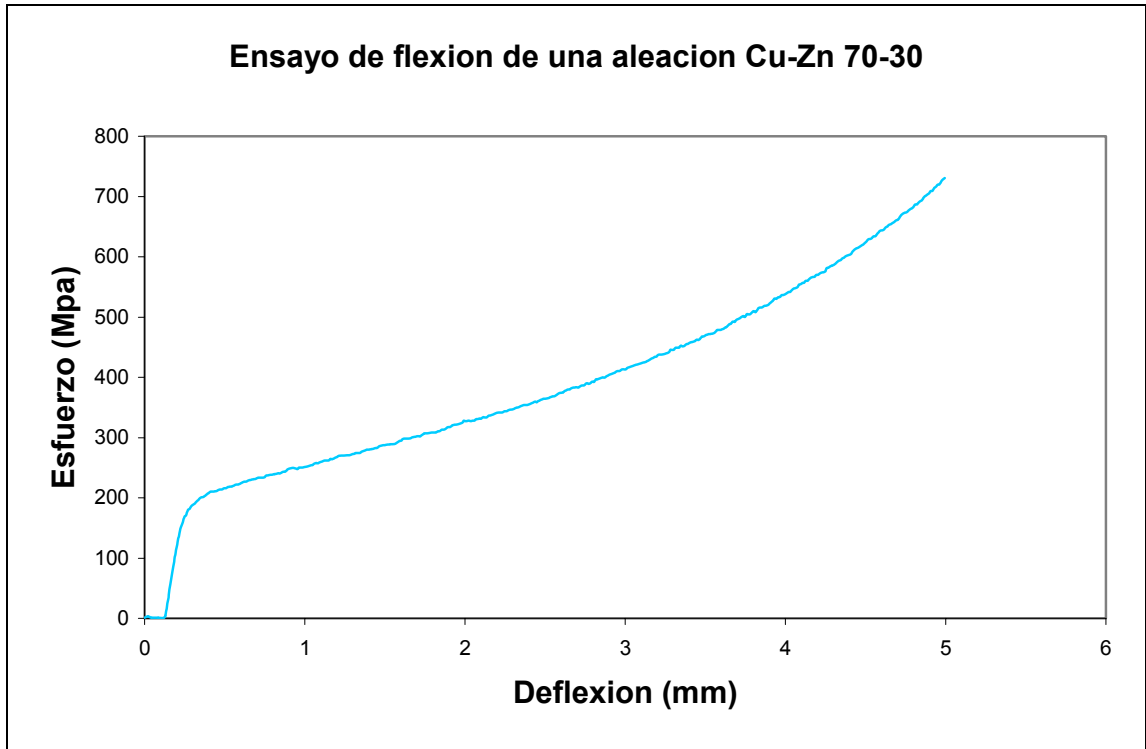
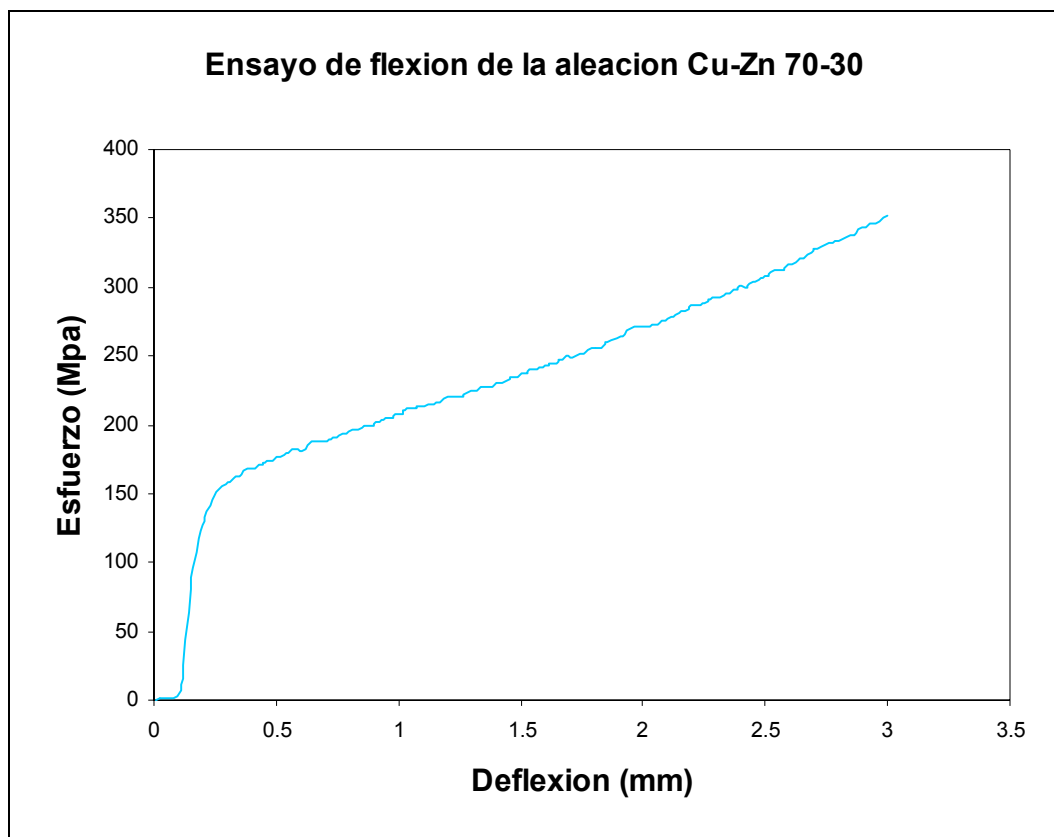


Figura 32. Probeta F2 deformada en flexión



En el ensayo F3 se estableció una deflexión máxima de 3 mm, con el fin de obtener la curva esfuerzo vs deflexión (Figura 32) sin variación en su trayectoria, es decir donde aun no actúen esfuerzos de compresión producidos por los rodillos de apoyo.

Figura 33. Curva Esfuerzo Vs Deflexión para ensayo F3.



Las propiedades mecánicas se analizaron a partir del ensayo F3, el esfuerzo máximo y momento flector máximo solo se calcularon hasta el límite elástico, mostrados en la Tabla 10.

Tabla 10. Propiedades mecánicas determinadas a partir del ensayo de flexión F3.

PROBETA	MOMENTO FLEXIONANTE N*m (Limite Elástico)	ESFUERZO DE FLUENCIA EN FLEXION MPa	MODULO ELÁSTICO EN FLEXIÓN GPa	DEFLEXIÓN MÁXIMA DEL ENSAYO mm
Muestra	1.28	145.660	46,8999	2.994
Contramuestra	1.39	158.072	34,2983	2.994

Podemos decir que los resultados obtenidos para el módulo elástico en flexión presentan desviaciones menores al 15% lo cual es aceptable en este tipo de pruebas.

4.4. ENSAYO DE DUREZA

La escala de dureza que se empleo para la aleación Cu-Zn 70-30 fue vickers, para esto se utilizo el microdurómetro marca Leitz, se realizaron cinco indentaciones en el centro de la probeta y cinco indentaciones en el extremo, los valores obtenidos para este ensayo se promediaron dando como resultado los valores de dureza vickers reportados en la Tabla 11.

Tabla 11. Dureza vickers de la aleación Cu-Zn 70-30.

UBICACIÓN DE LA IDENTACION EN LA PROBETA	Carga (gf)	Dureza Vickers
Centro	100	80.49
Extremo	100	131.88

La diferencia de dureza vickers que se muestra en la Tabla 11 se debe a que el tamaño de grano de la aleación no es el mismo en el centro y en el extremo, por esta razón el valor de dureza que se obtuvo es menor en el centro, siendo mayor en el extremo.

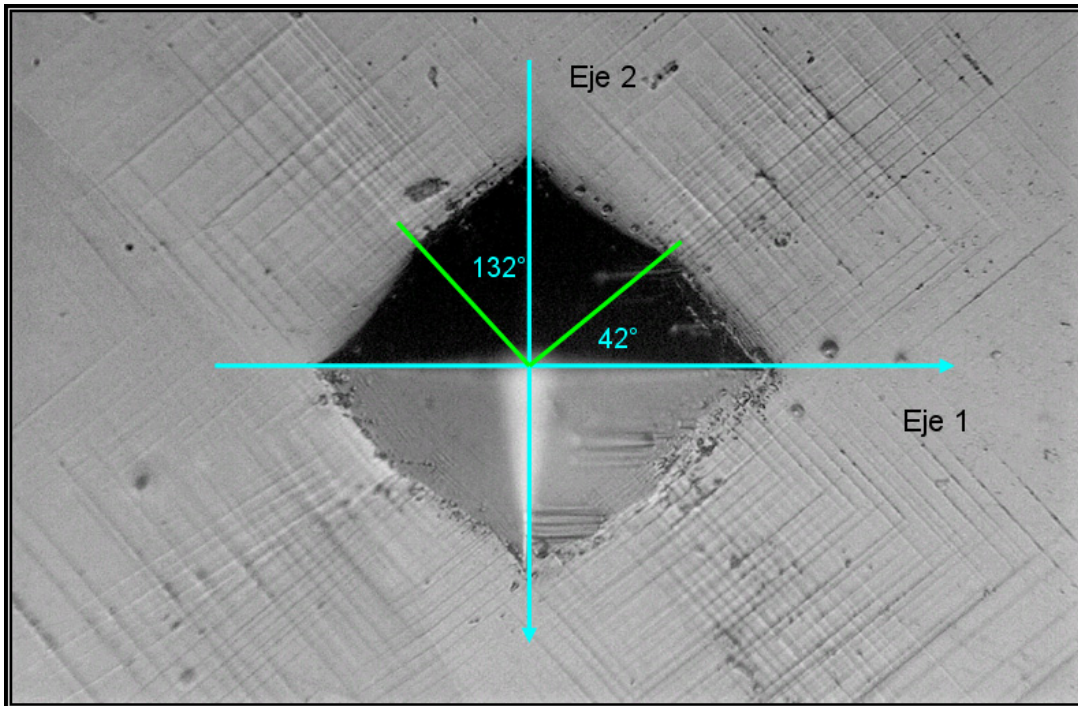
Los valores obtenidos de dureza en general son bajos, una posible causa de este resultado es que la forma de la huella obtenida (forma de almohadilla) pudo dar lugar a una sobre estimación de la medida de la diagonal ocasionando una disminución en el cálculo de la dureza vickers.

4.5. DETERMINACIÓN DE ORIENTACIÓN Y SISTEMAS DE DESLIZAMIENTO.

Se observó cómo a medida que aumenta la deformación del material, la densidad de las líneas de deslizamiento aumenta notablemente, por ejemplo en ensayos de microdureza a 300gf no se observan líneas de deslizamiento en los cuatro extremos de la indentación, mientras que a 500 gf se observan en mayor cantidad y más definidas las líneas de deslizamiento, por consiguiente las microdurezas analizadas fueron tomadas con una carga de 1000gf, observando en dos o más extremos de la indentación que las líneas de deslizamiento tienen la misma orientación, estos resultados se muestran en el anexo A.

En la Figura 34 se muestran las líneas de deslizamiento presentes luego de someter la probeta a una carga de 1000gf (ensayo de microdureza M1). En cada uno de los cuatro extremos del indentador se observan dos líneas de deslizamiento formando un ángulo de 90° entre ellas, sin embargo en el extremo inferior izquierdo se observa un cambio en la dirección de las líneas, ocasionado por alguna imperfección del cristal debido a la presencia de una serie de dislocaciones acumuladas que no permite que la dirección de la línea sea la misma en los demás puntos.

Figura 34. Identación generando un par de líneas de deslizamiento perpendiculares (ensayo M1).



Cortesía P h.D.C. Msc. Luis Emilio Forero Gómez

Según la técnica enunciada en el numeral 2.4, se tiene que para dos líneas de deslizamiento perpendiculares la orientación de la superficie es (001) , por consiguiente calculando el factor de Schmid para los planos $\{111\}$ en las direcciones $\langle 110 \rangle$ se tiene que $|SF| = 0.40826$, para este caso se activan ocho sistemas de deslizamiento, cuatro planos $\{111\}$ y dos direcciones $\langle 110 \rangle$.

Tomando los valores positivos del factor de Schmid para cada plano $\{111\}$ podemos obtener la dirección y el plano de deslizamiento que se activan en el ensayo de microdureza mostrado en la Figura 34, estos sistemas se pueden observar en la Tabla 11.

Tabla 11. Sistemas de deslizamiento activos en el ensayo M1.

PLANO	DIRECCION	$COS\phi$	$COS\lambda$	SF
(111)	$\langle \bar{1}10 \rangle$	$1/\sqrt{3}$	0	0
	$\langle 10\bar{1} \rangle$	$1/\sqrt{3}$	$-1/\sqrt{2}$	-0.40826
	$\langle 01\bar{1} \rangle$	$1/\sqrt{3}$	$1/\sqrt{2}$	0.40826
$(\bar{1}\bar{1}1)$	$\langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$	$1/\sqrt{3}$	0	0
	$\langle 01\bar{1} \rangle$	$1/\sqrt{3}$	$-1/\sqrt{2}$	-0.40826
	$\langle 101 \rangle$	$1/\sqrt{3}$	$1/\sqrt{2}$	0.40826
$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$	$\langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$	$1/\sqrt{3}$	0	0
	$\langle \bar{1}0\bar{1} \rangle$	$1/\sqrt{3}$	$-1/\sqrt{2}$	-0.40826
	$\langle 011 \rangle$	$1/\sqrt{3}$	$1/\sqrt{2}$	0.40826
$(\bar{1}1\bar{1})$	$\langle 110 \rangle$	$1/\sqrt{3}$	0	0
	$\langle \bar{1}0\bar{1} \rangle$	$1/\sqrt{3}$	$1/\sqrt{2}$	0.40826
	$\langle 01\bar{1} \rangle$	$1/\sqrt{3}$	$-1/\sqrt{2}$	-0.40826

En la Tabla 11 se muestra los cuatro sistemas de deslizamiento activados, lo que indica que cada línea de la Figura 34 representa dos sistemas de deslizamiento.

Al conocer los planos que se activan se pudo establecer la intersección de cada uno de estos con el plano (001) (plano de indentación), estas intersecciones se

pueden observar en la Tabla 12, la intersección del plano (111) con el plano (001) es la inversa de la existente entre $\left(\bar{\bar{1}}\bar{1}\bar{1}\right)$ y (001), una situación similar se presenta para los planos $\left(\bar{1}\bar{1}\bar{1}\right)$ y $\left(\bar{1}\bar{1}\bar{1}\right)$ en donde la intersección de uno es inversa a la del otro. Por consiguiente en la superficie de indentación sólo se puede ver dos líneas $\left[\bar{1}\bar{1}0\right]$ y $\left[\bar{1}\bar{1}0\right]$ las cuales forman un ángulo de 90° entre ellas.

Tabla 12. Intersecciones de los planos $\{111\}$ que se activan con el plano (001).

PLANOS ACTIVOS	INTERSECCION CON EL PLANO (001)
(111)	$\left[\bar{1}\bar{1}0\right]$
$\left(\bar{1}\bar{1}\bar{1}\right)$	$\left[\bar{1}\bar{1}0\right]$
$\left(\bar{\bar{1}}\bar{1}\bar{1}\right)$	$\left[\bar{1}\bar{1}0\right]$
$\left(\bar{1}\bar{1}\bar{1}\right)$	[110]

Otro caso se presenta en la Figura 35 en donde se observan tres líneas de deslizamiento formando ángulos de 60° entre ellas, ubicadas en los extremos de la huella luego de ser sometida a una carga de 1000gf (ensayo de microdureza M2), por lo tanto se establece que el plano de la superficie es $\{111\}$, conociendo este plano se determinó el factor de Schmid para cada sistema de deslizamiento propuesto, indicando que se activan seis sistemas de deslizamiento, tres planos $\{111\}$ y dos direcciones $\langle 110 \rangle$. Los sistemas de deslizamiento activos en este ensayo de microdureza se pueden observar en la Tabla 13.

Para demostrar que el plano de la superficie corresponde al (111) , se obtuvieron las intersecciones de este con los planos $\{111\}$ activos (Tabla 14), estas intersecciones forman entre ellas un ángulo de 60° , representando así las tres líneas observadas en la superficie de indentación.

Figura 35. Fotografía de indentación generando tres líneas de deslizamiento (ensayo M2).

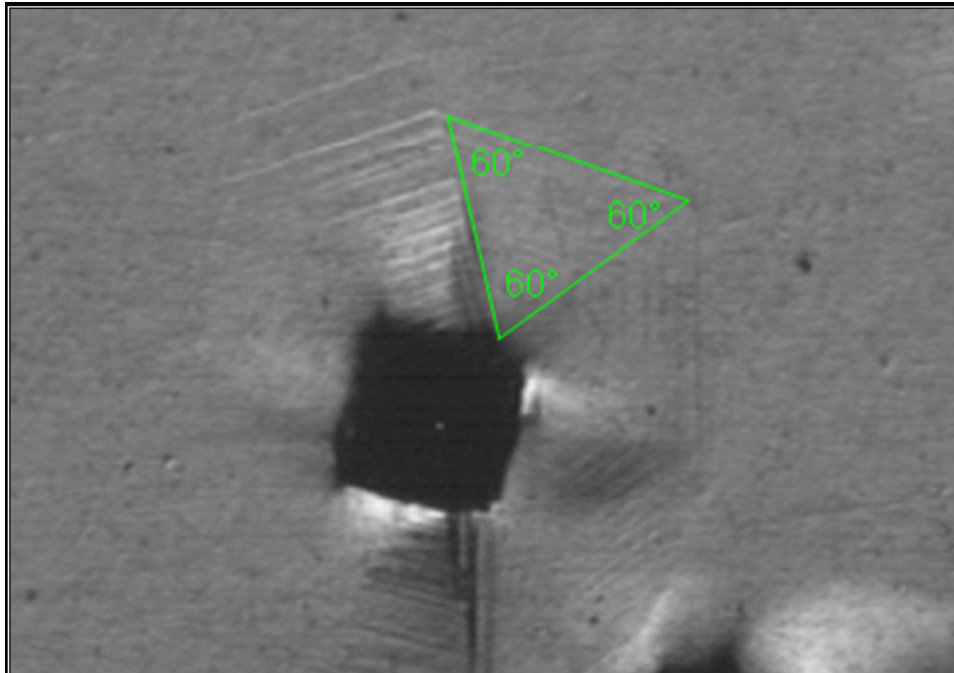


Tabla 13. Sistemas de deslizamiento activos en el ensayo M2.

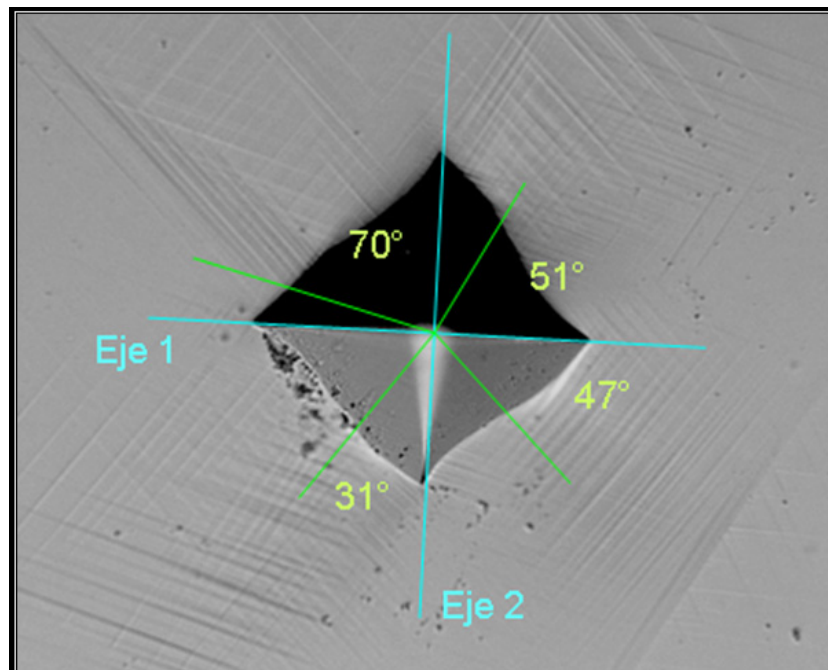
PLANO	DIRECCION	$COS\phi$	$COS\lambda$	SF
(111)	$\langle \bar{1}10 \rangle$	1	0	0
	$\langle 0\bar{1}1 \rangle$	1	0	0
	$\langle 10\bar{1} \rangle$	1	0	0
$(\bar{1}\bar{1}1)$	$\langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$	1/3	$-2/\sqrt{6}$	-0.1360828
	$\langle 0\bar{1}\bar{1} \rangle$	1/3	0	0
	$\langle 101 \rangle$	1/3	$2/\sqrt{6}$	0.1360828
$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$	$\langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$	-1/3	0	0
	$\langle 011 \rangle$	-1/3	$2/\sqrt{6}$	-0.1360828
	$\langle \bar{1}0\bar{1} \rangle$	-1/3	$-2/\sqrt{6}$	0.1360828
$(\bar{1}\bar{1}1)$	$\langle \bar{1}01 \rangle$	1/3	$2/\sqrt{6}$	0.1360828
	$\langle 011 \rangle$	1/3	$2/\sqrt{6}$	0.1360828
	$\langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$	1/3	0	0

Tabla 14. Intersecciones entre los planos $\{111\}$ activos y el plano (111)

PLANOS ACTIVOS	INTERSECCION CON EL PLANO (111)
$(\bar{1}11)$	$[0\bar{1}1]$
$(\bar{1}\bar{1}1)$	$[1\bar{1}0]$
$(1\bar{1}1)$	$[101]$

Al observar cuatro líneas de deslizamiento con tres ángulos independientes (Figura 36), podemos determinar los sistemas de deslizamiento utilizando la técnica 2.4, en la cual se halla la orientación del cristal a partir de los cosenos directores.

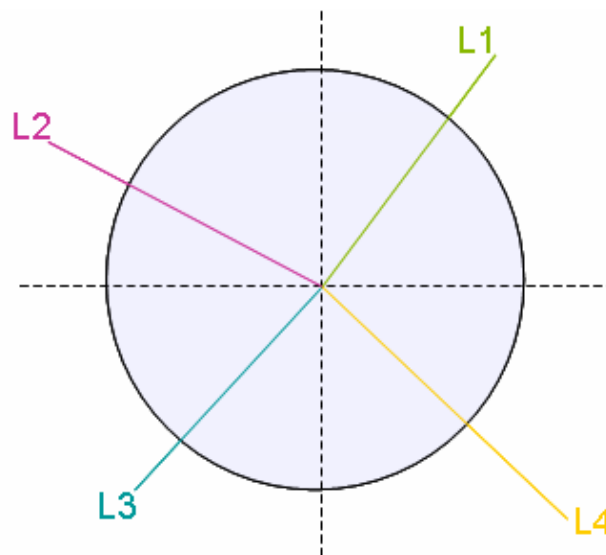
Figura 36. Fotografía de indentación generando cuatro líneas de deslizamiento (ensayo M3).



Cortesía P h.D.C. Msc. Luis Emilio Forero Gómez

En esta técnica se deben ubicar las líneas de deslizamiento de acuerdo a las condiciones establecidas en el estudio realizado por S.C Chang y H.C Chen ³ (Figura 37), obteniendo el ángulo entre ellas, reemplazando este ángulo en las ecuaciones mencionadas en el numeral 2.4 y resolviéndolas (por recomendación de los autores tomamos 4 ecuaciones para resolver las incógnitas), obtuvimos catorce posibles soluciones en donde se escogió la que cumple la condición $0 \leq h \leq k \leq l$, por consiguiente se obtuvo que la orientación aproximada de la superficie donde se encuentran estas cuatro líneas de deslizamiento esta representada por el plano (006).

Figura 37. Diagrama para determinar ángulos entre líneas de deslizamiento.



Conociendo en plano (006) de la superficie, se determinó el factor de Schmid para cada sistema de deslizamiento propuesto, indicando que se activan ocho sistemas de deslizamiento mostrados en la Tabla 15.

Tabla 15. Sistemas de deslizamiento activos en el ensayo M3.

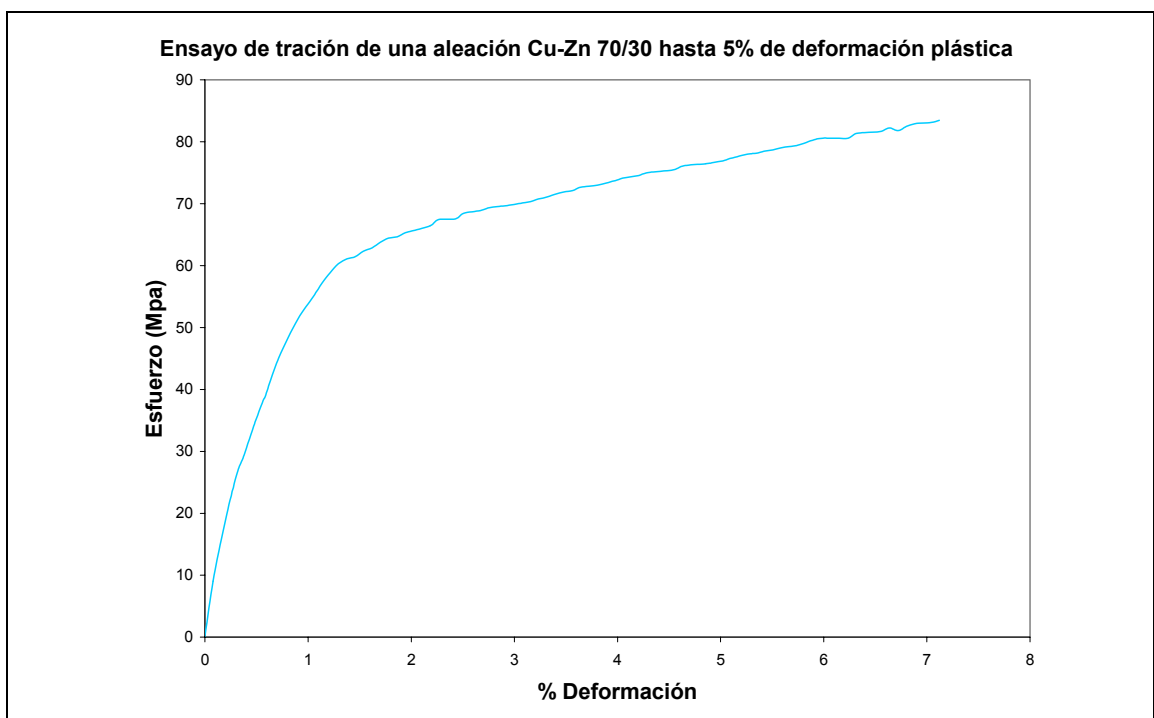
PLANO	DIRECCION	$COS\phi$	$COS\lambda$	SF
(111)	$\langle \bar{1}10 \rangle$	$1/\sqrt{3}$	0	0
	$\langle 0\bar{1}1 \rangle$	$1/\sqrt{3}$	$1/\sqrt{2}$	0.40826
	$\langle 10\bar{1} \rangle$	$1/\sqrt{3}$	$-1/\sqrt{2}$	-0.40826
$(\bar{1}\bar{1}1)$	$\langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$	$1/\sqrt{3}$	0	0
	$\langle 0\bar{1}\bar{1} \rangle$	$1/\sqrt{3}$	$-1/\sqrt{2}$	-0.40826
	$\langle 101 \rangle$	$1/\sqrt{3}$	$1/\sqrt{2}$	0.40826
$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$	$\langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$	$1/\sqrt{3}$	0	0
	$\langle 011 \rangle$	$1/\sqrt{3}$	$1/\sqrt{2}$	0.40826
	$\langle \bar{1}0\bar{1} \rangle$	$1/\sqrt{3}$	$-1/\sqrt{2}$	-0.40826
$(\bar{1}\bar{1}1)$	$\langle \bar{1}01 \rangle$	$1/\sqrt{3}$	$1/\sqrt{2}$	0.40826
	$\langle 011 \rangle$	$1/\sqrt{3}$	$1/\sqrt{2}$	0.40826
	$\langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$	$1/\sqrt{3}$	0	0

Se observó cómo los sistemas de deslizamiento que tienen mayor Factor de Schmid presentan una mayor facilidad para activarse, esto se muestra en los ensayos M1 y M3 donde se activan cuatro y ocho sistemas de deslizamiento respectivamente.

En general podemos decir que los sistemas de deslizamiento activados en la aleación Cu-Zn 70-30 sometida a esfuerzos de compresión (microdureza), son diferentes en cada grano observado, al combinar estos granos de forma arbitraria se obtiene un promedio de las propiedades mecánicas de la aleación.

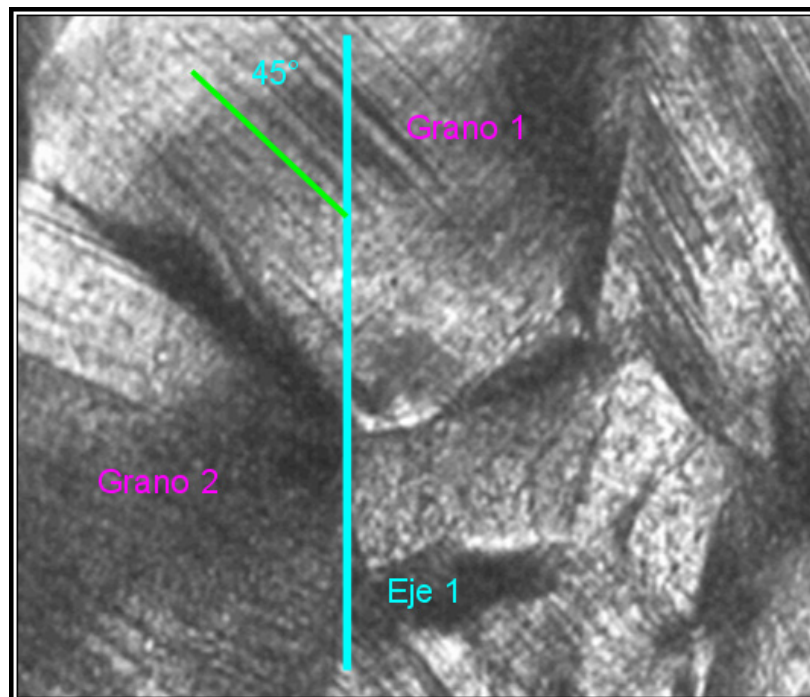
De igual forma que en el ensayo de microdureza se pueden observar líneas de deslizamiento en el interior de los granos de las probetas sometidas a esfuerzos de tracción, se observó que a medida que se aumento la deformación del material aumentaban las líneas de deslizamiento estos resultados se observan en el Anexo B, por esta razón se analizaron las probetas sometida a carga axial hasta 5% de deformación plástica según la grafica mostrada en la Figura 38. En donde se obtuvo líneas de deslizamiento en una sola dirección, excepto en los granos del centro en los cuales se presentaron dos líneas de deslizamiento.

Figura 38. Curva esfuerzo Vs deformación para ensayo T5.



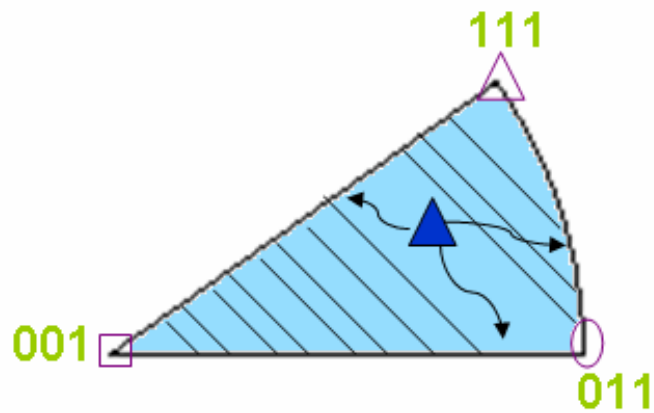
Es posible determinar los sistemas de deslizamiento que se activan en un grano de acuerdo al número y dirección de las líneas de deslizamiento. En los granos donde se obtiene una sola línea de deslizamiento, esta forma un ángulo de 45° con el eje de tracción, cuando se observan dos líneas de deslizamiento dentro del grano estas forman un ángulo de 90° entre ellas, por ejemplo en la Figura 39 se muestra el grano número 1 con una línea de deslizamiento que hace un ángulo de 45° con el eje de tracción.

Figura 39. Líneas de deslizamiento en probeta sometida a carga axial T5a.



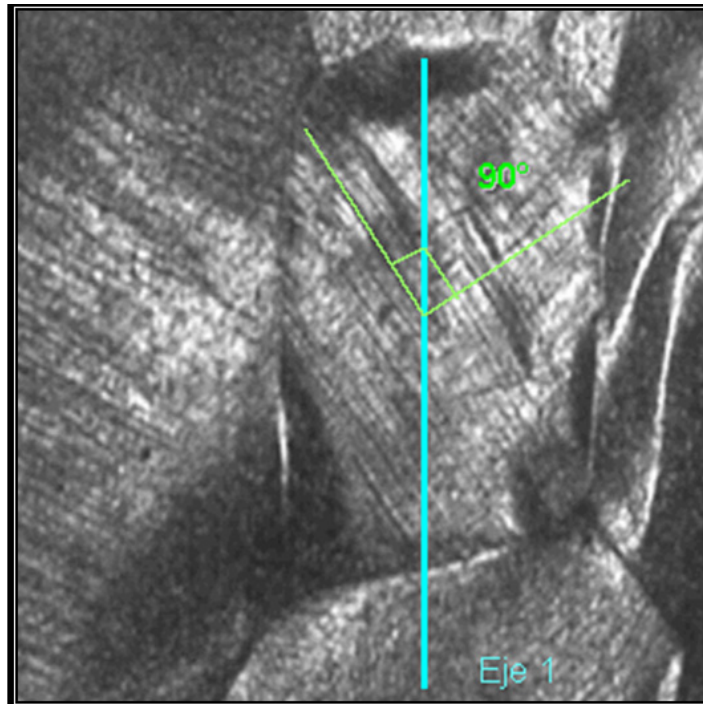
Lo anterior indica que en el grano 1 solo se activa un sistema de deslizamiento el cual se ubica dentro del triángulo estándar mostrado en la Figura 40, este punto tiende a tomar la orientación de una de las líneas del triángulo estándar en las cuales se activan dos sistemas de deslizamiento (dos planos y una dirección).

Figura 40. Triángulo estándar.



Un segundo caso se presenta en la Figura 41 en donde se tiene un grano con dos líneas de deslizamiento que forman un ángulo de 90° entre ellas, para esta situación tenemos que el plano de la superficie puede pertenecer a la familia de planos $\{001\}$ o a la familia de planos $\{011\}$. En este caso se activan cuatro sistemas de deslizamiento, dos planos $\{111\}$ y dos direcciones $\langle 110 \rangle$. Para establecer los índices exactos de la orientación es necesario conocer la dirección de otra de las caras del cristal, con el fin de determinar el plano de la superficie.

Figura 41. Líneas de deslizamiento en probeta sometida a carga axial T5b



Al estar sometida a esfuerzos de tracción la aleación Cu-Zn 70-30 policristalina, presenta orientaciones preferenciales o texturas simétricas al eje de tracción, de acuerdo con esto podemos decir que este tipo de aleación puede ser utilizada en procesos de estirado (en la dirección del eje de tracción) entre ellos laminación y trefilado, esta característica hace que la aleación Cu-Zn 70-30 tenga aplicaciones en la industria metalmecánica como varillas, resortes, tornillos y alfileres.

5. CONCLUSIONES

- El estudio de los sistemas de deslizamiento en la aleación Cu-Zn 70-30 es de gran importancia, ya que estos determinan las características de la deformación que presenta el material y de esta forma se pueden establecer los procesos de conformado a los que se puede ser sometida la aleación.
- Se concluyó que la técnica aplicada para la determinación de la orientación de un grano (en la aleación Cu-Zn 70/30 policristalino) es práctica y confiable y esta basada en la relación angular de diferentes planos de deslizamiento {111} en concordancia con cada sistema de deslizamiento.
- Podemos concluir que la densidad de líneas de deslizamiento aumenta a medida que se incrementa la carga, esto se observó tanto en microdureza como en el ensayo de tracción.
- Al aumentar la deformación se produce una reorientación de los granos hacia una orientación preferente ocasionando que los planos de deslizamiento giren de tal forma que tienden a estar paralelos con el eje principal.
- Conociendo los sistemas de deslizamiento que se activaron en la aleación Cu-Zn 70-30 al estar sometida a esfuerzos de tracción, se concluye que esta aleación puede ser utilizada en procesos de laminado, obteniendo productos como varillas, resortes y tornillos que son derivados de estos procesos.
- Se observó que en la aleación Cu-Zn 70-30 sometida a esfuerzos de compresión se activan mas sistemas de deslizamiento que cuando el material esta sometido a esfuerzos de tracción, esto indica que a esfuerzos de

compresión se producirá una fuerte orientación preferente, ocasionando anisotropía en las propiedades mecánicas de la aleación.

RECOMENDACIONES

- Al tomar las muestras para el análisis metalográfico se recomienda captar imágenes de varias zonas de la probeta, con el fin de sacar un promedio del tamaño de grano observado, ya que los granos cambian de forma durante el proceso de conformado.
- Al cortar las probetas para los ensayos de tracción se recomienda conocer la orientación de corte, ya que esta orientación esta relacionada con la orientación de la superficie donde ocurre el deslizamiento, la cual es necesaria para conocer los sistemas de deslizamiento activados.
- Para determinar los sistemas de deslizamiento activados cuando la aleación esta sometida a esfuerzos de tracción, se recomienda trabajar con monocristales, ya que al utilizar policristales no podemos obtener el plano correspondiente a la superficie y se hace imposible determinar los índices exactos de la orientación.
- En el ensayo de flexión se recomienda tener probetas de mayor tamaño o diseñar un dispositivo adecuado para probetas con estas dimensiones, que se ajuste a la máquina universal de ensayos Shimadzu.
- Se recomienda que la aleación Cu-Zn 70-30 con la cual se vaya a trabajar (independientemente de su aplicación), contenga el menor porcentaje de impurezas posibles, ya que un aumento de impurezas en la aleación puede generar un aumento en la resistencia a la deformación del material, lo que dificultad de procesos de conformado.

BIBLIOGRAFÍA

1. NOURBAKHS. S. y VUJIC. D. High strain plane-strain deformations of 70'30 brass in a channel die. En: Acta Metall. VOL 34, p.1083-1090. Inglaterra 1986.
2. FLEISCHER. R. L. Number of active slips systems in polycrystalline brass: implications for ductility in other structures. En: Acta Metall. VOL 35, p.2129-2136. Inglaterra 1987.
3. CHANG. S. C. y CHEN. H. C. The determination of FCC crystal orientation by indentation. En: Acta Metall. VOL 43, p.2501-2505. Inglaterra 1995.
4. TATSHL. A. y KOLEDNIK. O. On the experimental characterization of crystal plasticity in polycrystals. En: Materials Science & Engineering A342 p. 152-168. Austria 22 de abril 2002.
5. WANG. Z. R. y MARGOLIN. H. Slip in a stress gradient: multiple slip and Cross slip in an alpha brass single crystal oriented for easy glide. En: Acta Metall. VOL 32, p.977-985. Inglaterra 1984.
6. MIKE L. MEIER, KARL EWALD. The underlying structure of engineering materials, Department of Chemical Engineering and Materials Science, University of California, Davis CA 95616.
7. STEPHEN A. Nelson. Stereographic projection of crystal faces. Tulane University, 3 Septiembre 2003.

8. J. E. BURKE y C. S. BARRETT, The nature of strain markings in alpha brass, New York, Febrero 1948.
9. WESTBROOKE. Eboni, FORERO. Luis E, FERESHTEH. Ebrahimi. Slip analysis in a Ni-base Superalloy. En: Acta Materialia. VOL 53, p.2137-2147. USA 2005.
10. DIETER. George. Mechanical Metallurgy. Londres: Mc Graw Hill 1988
11. VERHOEVEN. Jhon D. Fundamentals of Physical Metallurgy. USA: John Wiley & Sons 1975.
12. SMITH. William. Fundamentos De La Ciencia E Ingeniería De Materiales. Madrid: Mc Graw Hill 1998.
13. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard guide for preparation of metallographic specimens. United States: ASTM, 2001. 8P.:il. (ASTM E 3).
14. _____. Standard guide for electrolytic polishing of metallographic specimens. United States: ASTM, 2004. 13P.:il. (ASTM E 1558).
15. _____. Standard test methods for determining average grain size. United States: ASTM, 1996. 25P.:il. (ASTM E 112).
16. _____. Standard test methods for tension testing of metallic materials. United States: ASTM, 2003. 23P.:il. (ASTM E 8).

17. _____ . Standard test methods for bend testing of material for ductility. United States: ASTM, 1998. 7P.:il. (ASTM E 112).

18. _____ . Standard test method for microindentation hardness of materials. United States: ASTM, 2003. 24P.:il. (ASTM E 384).

ANEXOS

ANEXO A: MICROGRAFIAS DE PROBETAS SOMETIDAS A ENSAYO DE MICRODUREZA

Figura A1: Identacion tomada con una carga de 300gf.

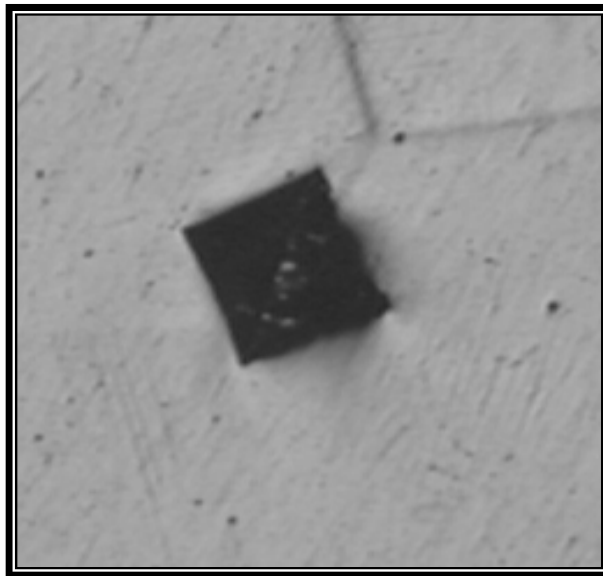


Figura A2: Identacion tomada con una carga de 500gf.

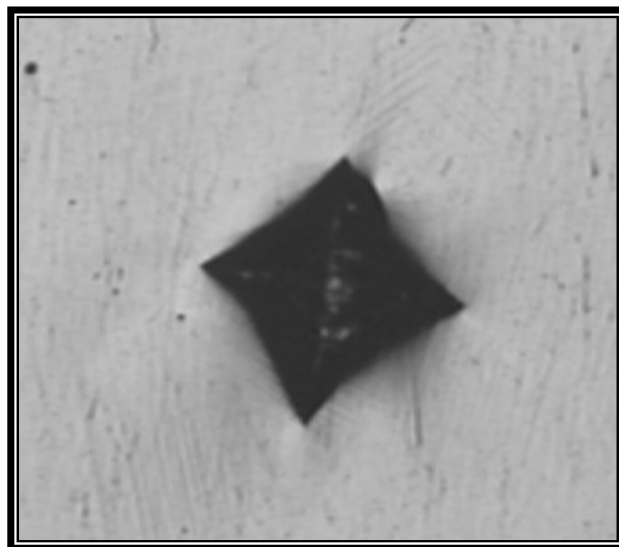
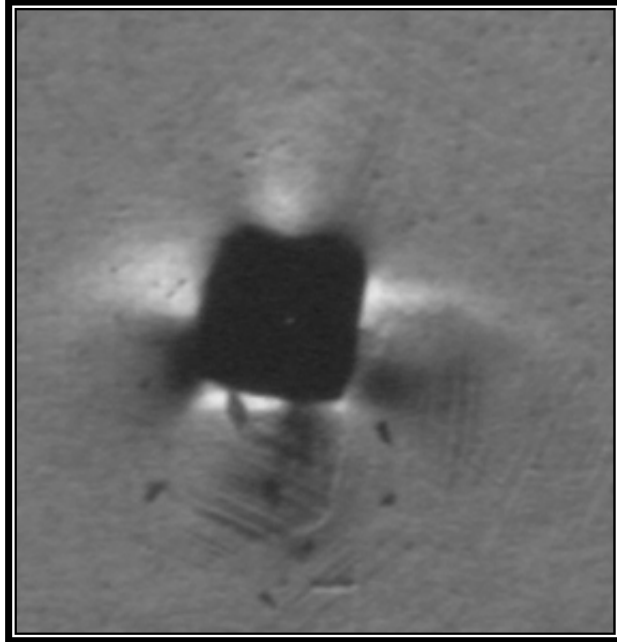


Figura A3: Identacion tomada con una carga de 500gf.



ANEXO B: MICROGRAFIAS DE PROBETAS SOMETIDAS A ENSAYO DE TRACCION

Figura B1: Ensayo de tracción hasta 5% de deformación plástica.



Figura B2: Ensayo de tracción hasta 7% de deformación plástica.



Figura B3: Ensayo de tracción hasta 10% de deformación plástica.

