



INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL

Escuela Superior de Ingeniería Química e Industrias Extractivas
Sección de Estudios de Posgrado e Investigación
Departamento de Ingeniería Metalúrgica

SUPERPLASTICIDAD ESTRUCTURAL EN ALEACIONES

Cu-10.2%Al Y Cu-11%Al

T E S I S

Que para obtener el grado de:

MAESTRO EN CIENCIAS

Con especialidad en:

INGENIERÍA METALÚRGICA

P R E S E N T A:

ICM. ANGEL VLADIMIR GARCÍA HERNÁNDEZ

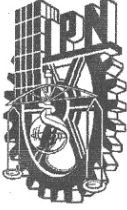
Director de tesis:

DR. DAVID HERNÁNDEZ SILVA



México, D.F.

Octubre 2005



INSTITUTO POLITECNICO NACIONAL
COORDINACION GENERAL DE POSGRADO E INVESTIGACION

CARTA CESION DE DERECHOS

En la Ciudad de México, D.F. el día 14 del mes Septiembre del año 2005, el (la) que suscribe Angel Vladimir García Hernández alumno (a) del Programa de Maestría en Ciencias con Especialidad en Ingeniería Metalúrgica con número de registro A030448, adscrito a Sección de Estudios de Posgrado e Investigación de la ESIQIE, IPN, manifiesta que es autor (a) intelectual del presente trabajo de Tesis bajo la dirección de Dr. David Hernández Silva y cede los derechos del trabajo intitulado Superplasticidad Estructural en Aleaciones Cu-10.2%Al y Cu-11%Al, al Instituto Politécnico Nacional para su difusión, con fines académicos y de investigación.

Los usuarios de la información no deben reproducir el contenido textual, gráficas o datos del trabajo sin el permiso expreso del autor y/o director del trabajo. Este puede ser obtenido escribiendo a la siguiente dirección vlad_ipn@yahoo.com. Si el permiso se otorga, el usuario deberá dar el agradecimiento correspondiente y citar la fuente del mismo.

Angel Vladimir García Hernández

Nombre y firma



INSTITUTO POLITECNICO NACIONAL
COORDINACION GENERAL DE POSGRADO E INVESTIGACION

ACTA DE REVISION DE TESIS

En la Ciudad de México, D. F. siendo las 12:00 horas del día 05 del mes de Septiembre del 2005 se reunieron los miembros de la Comisión Revisora de Tesis designada Por el Colegio de Profesores de Estudios de Posgrado e Investigación de la ESIQIE Para examinar la tesis de grado titulada:
"SUPERPLASTICIDAD ESTRUCTURAL EN ALEACIONES Cu-10.2%Al Y Cu-11%Al"

Presentada por el alumno:

GARCÍA

Apellido paterno

HERNÁNDEZ

materno

ANGEL VLADIMIR

nombre(s)

Con registro: A

0	3	0	4	4	8
---	---	---	---	---	---

Aspirante al grado de:

MAESTRÍA EN CIENCIAS CON ESPECIALIDAD EN INGENIERIA METALURGICA

Después de intercambiar opiniones los miembros de la Comisión manifestaron **SU APROBACION DE LA TESIS**, en virtud de que satisface los requisitos señalados por las disposiciones reglamentarias vigentes.

LA COMISION REVISORA

Director de Tesis

DR. DAVID HERNÁNDEZ SILVA

DR. VÍCTOR MANUEL LÓPEZ HIRATA

DR. JOSÉ FEDERICO CHÁVEZ ALCALA

DR. HÉCTOR JAVIER DORANTES ROSALES

DR. FRANCISCO CALEYO CEREJO

DR. JESÚS GILBERTO GODINEZ SALCEDO



EL PRESIDENTE DEL COLEGIO

ESCUELA SUPERIOR DE INGENIERIA
QUIMICA E INDUSTRIAS EXTRACTIVAS
SECCION DE INGENIERIA

DR. ROBERTO LIMAS BALLESTEROS

AGRADECIMIENTOS

Emprender el estudio de la Maestría en Ciencias con especialidad en Ingeniería Metalúrgica en la Escuela Superior de Ingeniería Química e Industrias Extractivas del Instituto Politécnico Nacional fue muy importante y provechoso para mi desarrollo profesional, lo califico como exitoso, pero lo más importante, mi compromiso de continuar con un Doctorado en Aeronáutica. Sin duda, la trayectoria de dos años y medio fue dura, desveladas, dos tortas de pollo diarias, grandes satisfacciones intelectuales por la cátedra de mis maestros y amigos, y el contraste capitalino, jungla de cisnes y fieras, más fieras que cisnes.

Gracias a Dios pude volar como un águila sin contratiempos, con carácter y fortaleza. El equilibrio mental y espiritual me permitieron concluir cada meta, doy gracias a mis angeles, muchas gracias a Dios, *" Tu eres el timón de mi vida Dios, en ti confío"*.

Papa y Mama, Ceci, Ivan y mi sobrina Julieta, mis grandes soportes en el camino que estoy construyendo, muchas gracias por su amor y cariño, los amo. Mara y Bono no se quedan atrás. Tío Yuco y tía Poli, he aquí todo mi agradecimiento, gracias por permitirme compartir este logro con ustedes, Ahh!! I'm so sorry, como olvidar al bocho por las mañanas BIP, BIP, BIP, BIP, los quiero mucho.

Este trabajo e investigación no sería posible sin la ayuda y accesoria del Dr. David Hernández Silva, asesor y amigo al cual respeto y admiro, muchas gracias por todo Doctor.

Con todo respeto, agradezco a las instituciones que directa e indirectamente participaron en mi trabajo de maestría, ayudas y accesorias valiosas que me permitieron terminar esta tesis, a todos mis amigos y profesores, muchas gracias.

ESIQIE-IPN

Departamento de Ingeniería Metalúrgica

Dr. J. Antonio Romero Serrano, Dr. Víctor Manuel López Hirata, Dr. Héctor J. Dorantes Rosales, Dr. Carlos Gómez Yañez, Dr. David Jaramillo Viguera, Dra. Manuela Díaz Cruz, Dr. Roberto Vargas García, Dr. J. Manuel Halen López, Dr. J. Federico Chávez Alcalá, Dr. Francisco Caleyó Cereijo, Dr. Jesús Gilberto Godínez Salcedo, Dr. Sebastián Díaz de la Torre, Dr. J. E. Araujo Osorio. Administración: Ismael, Olga, Lupita, Lulu, Lic. Villareal. GAID: Mary, Abel, Mauricio, Lucy, Arisbet, Aurora, Gabriela. CEPROMIN: Rosario, Isabel, Aidé, Esmeralda, Liliana, Ángeles, Cesar, Marco, Luis, Alfonso, Cesar, Palmerín, Ceci, Mayra, Maya, Diego, Felipe, Claudia, Lourdes, Nico, Edgar, Albert, Lulu, Benjamín, Valentín, Claudia, Alma, Reina, Cesarín, Fer, Víctor, Oscar, Güero, Erica, Orlando, Reinaldo, me faltó alguien?

Tecnológico de Estudios Superiores de Ecatepec

Departamento de Ingeniería Mecánica, Agradecimientos especiales para M.C. Ma. Isabel Cruz Palacios, Don Daniel, Ing. Zedillo.

Centro de Investigación en Materiales Avanzados S. C. CIMAV

M.C. Armando Reyes Rojas, Dr. Hilda Esparza, Lic. Sergio Veruette Amaya-Director de Vinculación, Mónica, Alma, Vivi, Mary, Sandra, Lucy.

Escuela Superior de Ingeniería Mecánica y Eléctrica – IPN. Unidad Ticoman.

Laboratorio de Metalurgia, Ing. V. Sauce Rancel.

Instituciones y programas IIM-UNAM, IMP, CONACYT, GAID, PIFI.

ÍNDICE

RESUMEN	I
ABSTRACT	II
ABREVIATURAS	III
ÍNDICE DE FIGURAS	IV
ÍNDICE DE TABLAS	VI
I. INTRODUCCIÓN	1
II. ANTECEDENTES	5
2.1 Historia de la superplasticidad	5
2.2 Tipos de superplasticidad	6
2.2.1 Superplasticidad estructural	7
2.3 Aspectos mecánicos de superplasticidad	9
2.4 Mecanismos de deformación	11
2.4.1 Modelos de dislocación	12
2.4.2 Modelos de difusión	13
2.4.3 Modelos combinados	15
2.5 Efecto de la temperatura	15
2.6 Superplasticidad en aleaciones de cobre	16
2.6.1 Diagrama de fases Cu-Al	18
III. DESARROLLO EXPERIMENTAL	21
3.1 Fusión de aleaciones	21
3.2 Tratamiento termomecánico	22
3.3 Probetas de ensaye	24
3.4 Caracterización de aleaciones	25
3.4.1 Caracterización microestructural	25
3.4.2 Caracterización estructural y mecánica	26

3.5 Determinación del coeficiente (m)	26
3.6 Ensaye de superplasticidad	29
3.6.1 Caracterización microestructural	29
IV. RESULTADOS	30
4.1 Caracterización y microestructura del tratamiento termomecánico	30
4.2 Sensibilidad a la velocidad de deformación (m)	33
4.3 Elongación máxima en ensayos de superplasticidad	38
4.4 Análisis microestructural	41
V. DISCUSIÓN	45
5.1 Refinamiento microestructural	45
5.2 Comportamiento superplástico	46
VI. CONCLUSIONES	50
REFERENCIAS	51
APÉNDICE	54
1. Rutas de laminación del tratamiento termomecánico	54
2. Tablas de caracterización mediante DRX	55

RESUMEN

En este trabajo, se investigó el comportamiento superplástico en las aleaciones Cu-10.2%(peso)Al y Cu-11%(peso)Al. Las aleaciones fueron fundidas en un horno eléctrico usando un crisol de grafito bajo una atmósfera de argón y posteriormente se homogenizaron a 950 °C durante una hora. Las aleaciones se sometieron a un tratamiento termomecánico en un intervalo de temperaturas de 950 a 600 °C con el propósito de obtener un tamaño de grano fino. El resultado de la microestructura formada por la transformación de fases $\beta \rightarrow \alpha+\beta \rightarrow \alpha+\beta'$, ayudó al refinamiento de la microestructura obteniendo un tamaño de grano promedio de 24 μm . Las probetas para pruebas de tensión fueron maquinadas en la dirección de laminación. Se determinó el esfuerzo de flujo en función de la velocidad de deformación en intervalos de 1×10^{-5} a $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ a temperaturas entre 600 y 750 °C obteniendo los datos para determinar la sensibilidad a la velocidad de deformación m . Los valores de m obtenidos fueron entre 0.3 y 0.6, lo cual es una importante indicación de comportamiento superplástico. Durante la prueba de tensión superplástica, la aleación de Cu-10.2%(peso)Al mostró una elongación máxima de 325.6 % a 650 °C a una velocidad de deformación de $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Un resultado importante es la elongación que se obtuvo de 318.2 % a 750 °C a una alta velocidad de deformación de $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, recordando que, las altas velocidades de deformación son de importante aplicación industrial. La aleación Cu-11%(peso)Al mostró una máxima elongación de 325.6 % a 700 °C y velocidad de deformación de $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. La microestructura del material deformado en el intervalo superplástico reveló un refinamiento de placas, con forma equiaxial en la sección de fractura, el cual se atribuye al proceso de recristalización dinámica durante la prueba de tensión.

ABSTRACT

In this work, the superplastic behavior of the Cu-10.2%(wt)Al and Cu-11%(wt)Al alloys was investigated. Two alloys were melted in an electric furnace in an argon atmosphere, using a graphite crucible. Subsequently, they were homogenized at 950 °C for one hour. The alloys were thermomechanical treatment by rolling at 950 and 600 °C. The phase transformation during the thermomechanical treatment induced a grain size refinement. The mean grain size measured was 24 μm . Tensile test specimens (gage length of 15 mm) were machined from the rolled plates in the rolling direction. Strain rates tests between 1×10^{-5} and $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ at temperatures between 600 and 750°C were carried out to determine the strain rate sensitivity of the flow stress. The values for the m factor were determined to be between 0.3 and 0.6, which is an important indicator of the superplastic behavior.

During the superplastic tensile tests, the Cu-10.2%(wt)Al alloy showed a maximum elongation of 326 % at 650 °C and at a strain rate of $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. The same alloy composition alloy showed an elongation of 318.2 % at 750 °C and at a strain rate of $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. The Cu-11%(wt)Al alloy showed a maximum elongation of 326% at 700 °C and at a strain rate of $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. These deformations seen to be large enough to use these alloys for superplastic forming operations. The microstructure of the superplastically-deformed samples revealed grain size refinement, which was attributed to a dynamic recrystallization process during deformation.

ABREVIATURAS

A	Área instantánea.
A_0	Área original o inicial.
F	Fuerza.
K	Coefficiente de resistencia.
L	Longitud instantánea.
L_0	Sección longitudinal de ensaye.
m	Sensibilidad a la velocidad de deformación.
n	Exponente de endurecimiento.
$\dot{\epsilon}$	Velocidad de deformación real.
ϵ	Deformación real.
σ	Esfuerzo de flujo real.
P	Carga.
s	Esfuerzo ingenieril.
σ_0	Esfuerzo de cedencia.
σ_{Max}	Resistencia máxima a la tensión.
T	Temperatura.
T_F	Temperatura absoluta de fusión.
δ	Alargamiento.
TTM	Tratamiento termomecánico.
V	Volumen constante.
v	velocidad del cabezal.
wt	weight (peso).

ÍNDICE DE FIGURAS

No	LEYENDA	PÁG.
1	Conformado superplástico en la industria aeronáutica y aeroespacial	2
2	Elongaciones superplásticas. (Arriba) Bronce al Aluminio, $\delta = 8000 \%$, record mundial. (Abajo) Bronce al Aluminio comercial C6301(B) "Ultra superplasticidad", $\delta = 5,500 \%$	4
3	Esquema del comportamiento mecánico de un material superplástico	10
4	Modelos de choque de dislocaciones de flujo superplástico	13
5	Cambio del grano a través del transporte difusivo de materia como los postulados por Ashby and Verrall [40] (a1-a2) y modificado por Spingarn and Nix [41] (b1-b2-b3-b4)	14
6	Sección rica en cobre del diagrama binario cobre-aluminio [53]	19
7	Sección transversal del horno eléctrico de tubo vertical tipo Tamman	22
8	Esquema del procesamiento termomecánico mostrando los granos anisotrópicos alargados y su recristalización	23
9	Dimensión de la probeta de ensaye utilizada para pruebas de sensibilidad y superplasticidad. Unidad de medida en mm	25
10	Equipo de tensión universal con sistema incorporado para ensayos de superplasticidad a alta temperatura	27
11	Curva de esfuerzo de flujo en función de la velocidad de deformación donde se muestra el esfuerzo máximo en cada incremento de velocidad	28
12	Microestructura de las aleaciones Cu-Al con tratamiento termomecánico. a) Cu-10.2%(peso)Al, b) Cu-11%(peso)Al	31
13	Curva esfuerzo real-deformación real a temperatura ambiente de las aleaciones con tratamiento termomecánico [10]	32
14	Patrón de difracción de la aleación Cu-10.2%(peso)Al, con tratamiento termomecánico	32
15	Patrón de difracción de la aleación Cu-11%(peso)Al, con tratamiento termomecánico	33
16	Curva Esfuerzo-Deformación donde se varía la velocidad de deformación para determinar la sensibilidad de la aleación	34

N _o	LEYENDA	PÁG.
17	Comportamiento del esfuerzo de flujo en función de la velocidad de deformación a diferentes temperaturas para la aleación Cu-10.2%(peso)Al	35
18	Comportamiento del esfuerzo de flujo en función de la velocidad de deformación a diferentes temperaturas para la aleación Cu-11%(peso)Al	35
19	Comportamiento de la sensibilidad <i>m</i> en función de la velocidad de deformación a diferentes temperaturas para la aleación Cu-10.2%(peso)Al	37
20	Comportamiento de la sensibilidad <i>m</i> en función de la velocidad de deformación a diferentes temperaturas para la aleación Cu-11%(peso)Al	37
21	Elongaciones máximas para la aleación Cu-10.2%(peso)Al variando la temperatura	39
22	Elongaciones máximas de la aleación Cu-10.2%(peso)Al a 650 °C	39
23	Elongaciones máximas para la aleación Cu-11%(peso)Al variando la temperatura ..	40
24	Elongaciones máximas de la aleación Cu-11%(peso)Al a 700 °C	40
25	Micrografías de la aleación Cu-10.2%(peso)Al mostrando los cambios microestructurales durante la deformación superplástica en la probeta, a 650 °C. Las secciones son: a) cabeza, b) cuello y c) punta	42
26	Micrografías de la aleación Cu-11%(peso)Al mostrando los cambios microestructurales durante la deformación superplástica en la probeta, a 700 °C. Las secciones son: a) cabeza, b) cuello y c) punta	43
27	Micrografías de las probetas con mejor comportamiento superplástico mostrando efectos de cavitación, a) aleación Cu-10.2%(peso)Al a 650 °C, b) aleación Cu-11%(peso)Al a 700 °C	44
28	Micrografía que muestra la fase γ_1 en color azul, fase α grano claro, fase β' granos oscuros (Aleación Cu-10.2%Al con TTM)	46
29	Micrografías de la aleación Cu-10.2%(peso)Al que muestran la cavitación durante el deformado superplástico. a) 650 °C, $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, b) 750 °C, $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	48
30	Difractograma de una prueba superplástica, aleación Cu-10.2%Al, a 650 °C	49

ÍNDICE DE TABLAS

No.	LEYENDA	PÁG.
1	Resumen de las propiedades superplásticas de aleaciones base cobre [6]	17
2	Propiedades mecánicas de las aleaciones Cu-Al realizadas por Salgado [54]	18
3	Estructura y composición de las fases del diagrama Cu-Al, J. L. Murray, 1985 [53]	20
4	Composición química nominal de las aleaciones de Cu-Al a estudiar	21
5	Resultado de la composición química de las aleaciones por absorción atómica	30
6	Propiedades mecánicas de las aleaciones tratadas termomecánicamente [10]	31
7	Resultados de elongación máxima de ambas aleaciones que muestran el comportamiento superplástico	38
8	Comparación de aleaciones Cu-Al y sus propiedades superplásticas	47

I. INTRODUCCIÓN

La superplasticidad es la capacidad de ciertos materiales policristalinos que soportan grandes deformaciones plásticas en tensión, con solo una formación muy gradual de cuello, previo a la fractura. Este fenómeno se optimiza cuando el flujo plástico ocurre en una manera cuasi-estable, es decir, que el cuello es difuso más que localizado [1-3].

Elongaciones, previas a la fractura, superiores a 200 % son usualmente indicativos de superplasticidad, aunque varios materiales pueden alcanzar elongaciones mayores de 1000 % [4]. Esta capacidad de deformación permite una variedad de operaciones de conformado en caliente a bajos esfuerzos, lo cual es de gran importancia tecnológica. La gran ductilidad de los materiales superplásticos hace que llene incluso las partes más inaccesibles de la matriz de un molde, reduciendo así costos de maquinado y pérdidas de material.

El fenómeno de la superplasticidad se manifiesta únicamente en un determinado intervalo de temperaturas y velocidades de deformación. En general, ocurre a temperaturas comprendidas entre 0.4 y 0.7 T_F (Temperatura de fusión) del material y a velocidades de deformación comprendidas entre 10^{-4} y 10^{-1} s^{-1} , así como tamaños de grano promedio entre 2 y 10 μm . Solo una cantidad limitada de superplasticidad se observa a tamaños de grano mayores a 20 μm o incluso más grandes [5, 6].

Sin embargo, las elongaciones alcanzadas en aleaciones que presentan este fenómeno han sido muy grandes, éstas elongaciones, sólo se han alcanzado a bajas velocidades de deformación, lo cual ha sido una limitante para la producción en masa de piezas complejas y solo la industria aeronáutica y aeroespacial han hecho uso de esta propiedad, Figura 1 [7]. Otra tendencia importante en la superplasticidad es como incrementar la velocidad de deformación mediante el refinamiento de grano usando varias técnicas tal como el aleado mecánico

atomizado [8]. Sin embargo, hay pocos reportes sobre superplasticidad que muestren la posibilidad de mayores elongaciones superplásticas a alta velocidad de deformación, del orden de 10^3 s^{-1} [3].



Figura 1. Conformado superplástico en la industria aeronáutica y aeroespacial.

Después de la deformación superplástica, los materiales no poseen prácticamente energía almacenada por el conformado superplástico ni tensiones residuales, como consecuencia de los procesos de recuperación y deslizamiento de bordes de grano que tienen lugar. Por lo tanto, una pieza obtenida mediante la deformación superplástica será más estable, frente a atmósferas corrosivas, que una pieza fabricada por los métodos convencionales, mecanizado, prensado, etc. Además, la ausencia de tensiones residuales permite una excelente estabilidad dimensional de la pieza después de su tratamiento térmico. Otra ventaja de la conformación superplástica es que permite un control sobre la microestructura y por lo tanto de las propiedades mecánicas de la pieza conformada. A diferencia de los métodos convencionales de conformado, el conformado superplástico produce piezas con granos equiaxiales. Esto hace que las propiedades mecánicas tiendan a ser más isotrópicas, evitándose así, por ejemplo un producto laminado, los bajos valores de

resistencia a la fractura y de resistencia a la fatiga en las direcciones perpendiculares a la dirección de laminado. A este respecto, cabe mencionar que incluso las texturas que presentan la mayoría de los materiales se ven reducidas o desaparecen después de una deformación superplástica [5].

Industrialmente, las aleaciones Cu-Be tienen la mejor resistencia mecánica, excelente dureza y resistencia a la tensión, por ejemplo: Cu - 2.3Be - 0.5Co - 0.25Si de 1138 MPa. Aunque, estas aleaciones tienen la desventaja de tener poca ductilidad, el berilio es altamente tóxico, es costoso y difícil de manufacturar. En este caso, las aleaciones Cu-Al tienen mejores ventajas, desarrollar mejores propiedades mecánicas en estas aleaciones sería muy apropiado pensando en una sustitución..

Las aleaciones bifásica Cu-Al tratadas térmicamente ofrecen alta resistencia mecánica, resistencia a la corrosión y alta dureza, se utilizan para engranes, ejes motrices, aletas, piezas de bombas, cojinetes, bujes, herramientas que no formen chispas y dados para estiramiento y formado [51]. El estudio de aleaciones Cu-Al de doble fase realizado por Hussein [9], muestran resistencias a la tensión en Cu-9.8%Al de 666 MPa, $\delta = 34\%$, y Cu-10%Al de 790 MPa, $\delta = 23\%$. Comparado los resultados con los estudios realizados por Salgado [10] en aleaciones Cu-11%Al y Cu-10.2%Al, tratadas termomecánicamente, los resultados son excelentes, la aleación Cu-11%Al alcanzó una resistencia a la tensión de 950 MPa, $\delta = 12\%$, no reportada anteriormente en una aleación Cu-Al. Estos materiales podrían sustituir a algunos aceros para ciertas aplicaciones [11], obteniendo una excelente resistencia a la corrosión (carencia de algunos aceros) sin perder sus propiedades mecánicas, minimizando costos de producción y materia prima utilizadas en un acero de las mismas características.

El realizar estudios de superplasticidad en aleaciones Cu-Al tienen la siguiente justificación. Las elongaciones máximas de superplasticidad que reporta Higashi y colaboradores, [12, 13] en una aleación comercial Bronce al Aluminio son mayores a 8000%, NakaTani y Higashi [14, 15] reportan valores de un Bronce al Aluminio Cu-10%Al con 5500 %, ver figura 2. Los porcentajes de aluminio de las aleaciones que se

manejan en esta tesis, Cu-10.2%(peso)Al y Cu-11%(peso)Al, presentan zonas bifásicas que sugieren la factibilidad de obtener propiedades superplásticas y una mayor resistencia mecánica en la aleación deformada.

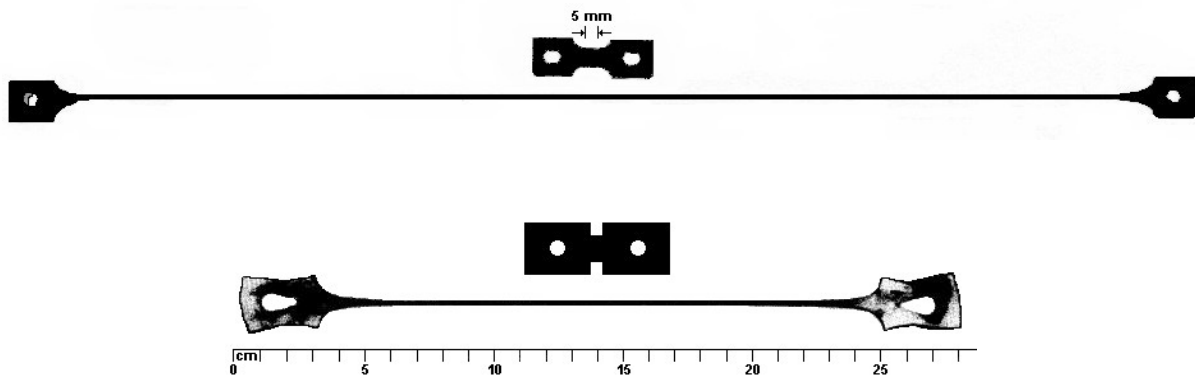


Figura 2. Elongaciones superplásticas. (Arriba) Bronce al Aluminio, $\delta = 8000 \%$, record mundial. (Abajo) Bronce al Aluminio comercial C6301(B) "Ultra superplasticidad", $\delta = 5,500 \%$.

Por lo que, el objetivo general de este trabajo es la caracterización mecánica, microestructural de las aleaciones Cu-10.2%(peso)Al y Cu-11%(peso)Al procesadas termomecánicamente y el estudio de superplasticidad de las aleaciones con refinamiento de grano a alta temperatura.

II. ANTECEDENTES

2.1 HISTORIA DE LA SUPERPLASTICIDAD

A menudo se piensa que la superplasticidad es un fenómeno descubierto recientemente. La historia de la superplasticidad, podría datar a principios de la época de Bronce (2200 A.C). Por Ejemplo, Geckinli [16] ha especulado que el antiguo bronce, contenía arriba del 10% en Arsénico, como el usado en Turquía a principios de la época de Bronce, este podría haber sido superplástico. Estos materiales son aleaciones de dos fases que pueden presentar una estructura superplástica con granos finos estables necesarios durante el forjado de formas complejas. También, los antiguos aceros de Damasco [17, 18], en uso desde el año (300 A.C) hasta la última parte del siglo XIX, son muy similares en composición a los modernos aceros al alto carbono [19, 20] que han sido recientemente desarrollados en gran parte por sus características superplásticas. Un artículo publicado en 1912 por Bengough [21], contiene la primera descripción de superplasticidad en un material metálico, un latón duplex ($\alpha + \beta$) mostrando un máximo de elongación de 165 % a 750 °C. Las dos fases deberían estabilizar el tamaño de grano fino desarrollado probablemente, resultando en un material de alta sensibilidad a la velocidad de deformación. Ocho años más tarde Rosenhain y colaboradores [5, 22] se suma a los primeros trabajos con una aleación Zn-Cu-Al.

La primer investigación reportada de un efecto superplástico es generalmente atribuida a Pearson [23] en 1934, con una vieja aleación eutéctica Bi-44%Sn y una elongación de 1950 %. En 1945, Bochvar y Sviderskaya [24] iniciaron una serie de ensayos con aleaciones Zn-20%Al a 250 °C logrando elongaciones hasta de 700 %. Ellos fueron los que acuñaron la palabra hiperplasticidad o superplasticidad y elaboraron la primer teoría para explicar este fenómeno. Durante muchos años, solo científicos soviéticos realizaron algunos trabajos sobre el tema de la superplasticidad. No fue sino hasta 1962 cuando, a consecuencia de un trabajo de revisión de

Underwood [25], se inició una intensa actividad científica a un ritmo que puede considerarse único en el desarrollo de la metalurgia física.

En contraste a los materiales metálicos, estos son algunos reportes limitados de superplasticidad en sistemas no-metálicos a principios de los 80's. Wakai y colaboradores [26, 27] reportaron elongaciones mayor de 100 % en una Circonia tetragonal estabilizada con Itrio.

La superplasticidad y los materiales superplásticos han sido sujetos a considerables discusiones en años recientes. No solo es de gran interés científico, estas áreas han ganado un estatus industrialmente a través de la creación de materiales tecnológicamente novedosos.

2.2 TIPOS DE SUPERPLASTICIDAD

Existen dos tipos de desarrollo superplástico en sólidos policristalinos. La primera se conoce como *superplasticidad estructural*, y la segunda se conoce como *superplasticidad por tensiones internas* [1, 2, 5].

La *superplasticidad estructural* se refiere a los grandes alargamientos que se logran en aleaciones metálicas que poseen un tamaño de grano muy fino, equiaxial, generalmente menor de 5 μm . La deformación está asociada con un deslizamiento de bordes de grano y movimiento de dislocaciones. La superplasticidad estructural ha sido mucho más estudiada y tiene actualmente mucha más importancia tecnológica que la superplasticidad por tensiones internas. Es por ello, que esta metodología es la base de estudio para la investigación de esta tesis.

La *superplasticidad por tensiones internas*, en este caso, el flujo plástico del material se ve acelerado como consecuencia de la contribución aditiva de las tensiones internas y externas. Dichas condiciones se dan sometiendo al material a una variación cíclica de la temperatura en un intervalo de temperaturas en donde el material presente anisotropía de dilatación lineal, y de otra manera, por encima y por debajo de la transformación de fase.

2.2.1 SUPERPLASTICIDAD ESTRUCTURAL

Los materiales microduplex son procesados termomecánicamente para obtener un tamaño de grano o de fase. El crecimiento de grano es limitado por tener una microestructura que consiste de dos ó más fases diferentes aproximadamente de igual proporción química y estructural [6]. Los pre-requisitos para el desarrollo de la superplasticidad estructural han sido bien establecidos, los cuales se definen a continuación [1, 2, 28, 29].

Tamaño de grano fino. Uno de los mayores requisitos para la superplasticidad estructural es que el tamaño de grano debe ser pequeño. Típicamente, en el orden de 1 a 5 μm . Esto es, porque la velocidad de deformación aumenta con la disminución en el tamaño de grano, cuando el proceso que controla la velocidad es el deslizamiento del límite de grano. Así, el refinamiento del tamaño de grano representa un método eficaz del incremento de la velocidad de deformación en el conformado superplástico de aleaciones manteniendo bajos esfuerzos de flujo.

Presencia de la segunda fase. Casi siempre, es muy difícil observar superplasticidad en materiales de una sola fase debido al rápido crecimiento de grano a temperaturas donde el deslizamiento del límite de grano ocurre. Por lo tanto, para mantener un tamaño de grano fino, se requiere la presencia de una segunda fase en los límites de grano. Muchos materiales superplásticos se basan en composiciones: eutéctica, eutectoide ó monotectoide. Estos materiales pueden ser procesados termomecánicamente para desarrollar estructuras con dos fases, finas y equiaxiales. La inhibición del crecimiento de grano normalmente se mejora si la cantidad de la segunda fase es aumentada, siempre que el tamaño de la segunda fase sea fino con una distribución uniforme.

Resistencia de la segunda fase. Hay evidencia para sugerir que la resistencia relativa de la matriz y la segunda fase constituyen un parámetro importante en el control de la cavitación durante el flujo superplástico. Muchas aleaciones de grano fino base Cobre y Aluminio son susceptibles a la cavitación durante la deformación

superplástica debido probablemente a la gran diferencia de resistencia entre la matriz y la segunda fase dura.

Tamaño y distribución de la segunda fase. Si la segunda fase es considerablemente más dura que la matriz, esta debe ser distribuida uniformemente y en forma de partículas finas dentro de la matriz. En forma de partículas finas, pero duras, la cavitación durante el flujo superplástico es inhibido por varios mecanismos de recuperación que ocurren en las cercanías de la partícula. Maehara [30] considera que el óptimo desarrollo superplástico se logra cuando ocurre la recristalización durante la deformación. El autor reporta que la recristalización solo ocurrirá cuando existan una gran cantidad partículas pequeñas y duras.

Naturaleza del límite de grano. Los límites de grano entre la matriz adyacente deben ser de ángulo grande, desordenados. Esto es porque el deslizamiento del límite de grano es generalmente el medio predominante de deformación durante el flujo superplástico. Los límites de ángulo pequeño, a menudo obtenidos durante tratamientos térmicos, no deslizan fácilmente bajo los apropiados esfuerzos cortantes.

Forma del grano. La forma del grano debe ser equiaxial en el hecho de que el límite de grano puede experimentar un esfuerzo cortante permitiendo que suceda un deslizamiento del límite de grano. Los materiales con granos cilíndricos alargados, aunque granos finos iguales en una dirección transversal, no se esperara exhiba demasiado deslizamiento del límite de grano cuando sea ensayado longitudinalmente.

Movilidad del límite de grano. Durante el deslizamiento del límite de grano, la concentración de esfuerzos se desarrolla en puntos triples, también como en otras obstrucciones a lo largo del límite de grano. La habilidad de los límites de grano para emigrar durante el deslizamiento del límite de grano permite la reducción de estas concentraciones de esfuerzo. El hecho de que los granos permanezcan equiaxiales

después de una deformación superplástica extensa es evidencia indirecta de que la migración del límite de grano esta ocurriendo.

Límites de grano y su resistencia a la separación por tensión. Los límites de grano en la matriz no deben ser propensos a separarse en un ensaye preparado. La presencia de superficies de alta energía en los límites de grano (Cerámicos) tendrá como resultado la separación bajo esfuerzos de tensión menores, exhibiendo baja ductilidad [31]. Wakai y colaboradores [26] demuestra que el desarrollo de granos finos reducen el esfuerzo de flujo plástico requerido a un bajo valor del esfuerzo límite a la fractura por tensión.

2.3 ASPECTOS MECÁNICOS DE SUPERPLASTICIDAD

La característica mecánica más importante de un material superplástico es su alta sensibilidad a la velocidad de deformación m del esfuerzo de flujo definido por la ecuación:

$$\sigma = K\dot{\epsilon}^m \quad (1)$$

donde σ es el esfuerzo de flujo, $\dot{\epsilon}$ es la velocidad de deformación y K es una constante del material. En un comportamiento superplástico, m debe ser mayor o igual a 0.3 y para la mayoría de los materiales superplásticos m se encuentra en el rango 0.4 a 0.8. La presencia de un cuello en un material sujeto a deformación por tensión conduce a una alta velocidad de deformación localizada, a un alto valor de m , y a un mayor incremento en el esfuerzo de flujo dentro la región alargada. De aquí el cuello es sometido a endurecimiento por velocidad de deformación el cual inhibe su desarrollo. Así una alta sensibilidad a la velocidad de deformación otorga una alta resistencia al desarrollo del cuello y resultados de mayor elongación bajo tensión característica de los materiales superplásticos [6].

En general, el comportamiento mecánico de materiales superplásticos es caracterizado por una curva sigmoideal de la velocidad de deformación graficada

$\text{Log } \sigma - \text{Log } \dot{\epsilon}$, figura 3. La curva sigmoideal es usualmente dividida en regiones (I, II y III) basadas en la sensibilidad a la velocidad de deformación m y a su vez definida como la pendiente de la curva. La mayoría de los modelos de deformación supeplástica abarca solo la región II, en un pequeño rango de velocidad de deformación aplicado a materiales superplásticos convencionales [32].

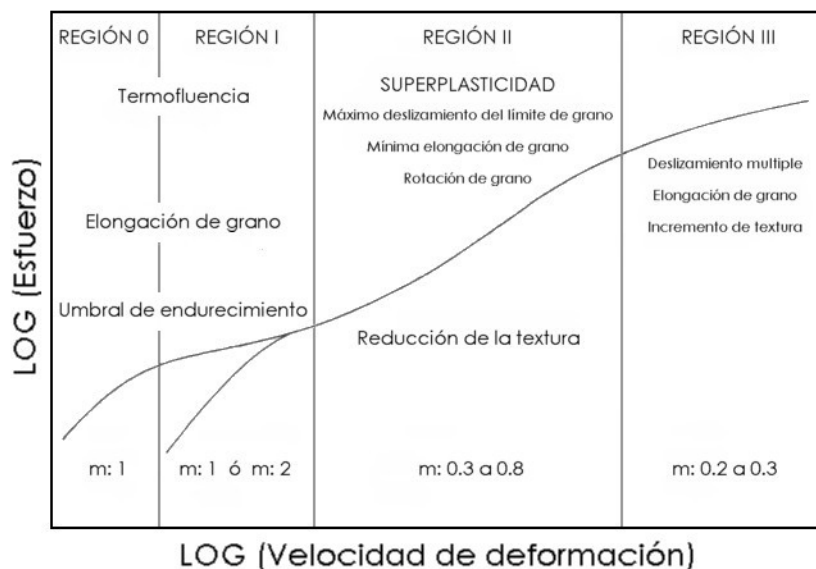


Figura 3. Esquema del comportamiento mecánico de un material superplástico.

En el régimen superplástico, región II, son observados altos esfuerzos uniformes. Por ahora, estudios experimentales han fallado en identificar una sola velocidad que controle el mecanismo de deformación. Sin embargo, es claro, que el deslizamiento del límite de grano y la rotación del grano hace una contribución sustancial para el total de deformación.

En contraste de la región III los granos permanecen equiaxiales durante la deformación y los materiales los cuales inicialmente mostraron un agrupamiento microestructural desarrollan una microestructura equiaxial más uniforme. La textura cristalográfica puede ser reducida durante la deformación en esta región [6]. Estudios de microscopía electrónica de transmisión solo han mostrado evidencias limitadas de la actividad de dislocaciones dentro de los granos en materiales deformados supeplasticamente. El esfuerzo de flujo σ decrece y la sensibilidad a la

velocidad de deformación m aumenta con el incremento de la temperatura, y decrece el tamaño de grano. La elongación previa a fractura en esta región tiende a incrementarse con el aumento de m [33].

El origen del régimen de baja velocidad de deformación, región I, es hoy en día poco conocido. La evidencia experimental disponible a estas bajas velocidades de deformación es limitada y a menudo contradictoria [34]. Se ha sugerido que la reducción de la sensibilidad a la velocidad de deformación con la disminución de la velocidad de deformación es solo evidente del resultado de un esfuerzo umbral por deformación, ó del efecto de inestabilidad microestructural (Crecimiento de grano por endurecimiento). Alternativamente, la similitud en el exponente de endurecimiento ($n = 1/m$) entre las regiones I y III a sido usado para implicar que la región I también involucra la recuperación controlada de movimiento de dislocaciones. También se ha demostrado que a bajas velocidades de deformación la sensibilidad a la velocidad de deformación puede aumentar, tomando valores cercanos a la unidad y así implicando un movimiento por difusión [6].

2.4 MECANISMOS DE DEFORMACIÓN

En las velocidades de deformación intermedias (Región II) el proceso de flujo es poco entendido, aunque hay acuerdos sobre los reportes microestructurales asociados con esto. El esfuerzo es acumulado por el movimiento de granos individuales o grupo de granos relativos el uno del otro por deslizamiento ó rotación. Los granos cambian sus lugares y emergen en la superficie libre desde el interior [35]. El movimiento de granos individuales es dependiente de ambos esfuerzos normales ó cortantes en función de sus límites de grano y es por lo tanto dependiente de la forma y orientación de los granos. La translación y rotación son así aleatorias en naturaleza, ocurriendo en diferentes direcciones, a diferentes alcances, en diferentes lugares. Muchos intentos se han hecho desarrollando teorías capaces de predecir ambos reportes mecánicos y topológicos de deformación superplástica [6].

2.4.1 MODELOS DE DISLOCACION

Cuando los límites de grano deslizan, desarrollan concentraciones de esfuerzo donde los deslizamientos son obstruidos. La relajación de las concentraciones de esfuerzos por la emisión de dislocaciones de un límite de grano y su absorción por otro puede ser limitada por la velocidad en la cual las dislocaciones son emitidas (fuente de control), o la velocidad en la cual pueden cruzarse los granos (deslizamiento o control del ascenso de red) o la velocidad en la cual son absorbidas en las fronteras (control de ascenso del límite de grano). Los procesos de deslizamiento han sido supuestos para ocurrir relativamente rápido en la superplasticidad dado que hay una falta de obstáculos fuertes ó efectos relevantes de obstaculización por solutos dentro de los granos en la temperatura de deformación [36, 37]. Los choques de dislocaciones adyacentes a los límites de grano son ideados para desarrollar y proporcionar apoyo de esfuerzo contra el cual el deslizamiento de granos tendrá trabajo para emitir dislocaciones adicionales a lo largo de un plano particular deslizable. El ascenso de la dislocación en punta desde el choque en el límite permitirá otra dislocación para ser emitida y permitir un pequeño incremento de deslizamiento del límite de grano para ser acumulado. La figura 4, explica que la velocidad a la cual los granos deslizan pasando el uno al otro puede ser controlado por: a) la eliminación de un choque de dislocaciones de red, Ball y Hutchison [36], b) la emisión de dislocaciones de red desde el límite de grano saliente Murherjee [37] y c) por la eliminación de choques de dislocaciones del límite de grano Gifkins [38], Falk y colaboradores [39].

Varios argumentos han ido aumentando contra los modelos basados en dislocaciones del flujo superplástico[6], es decir:

1. Los modelos de choque de dislocaciones no predicen un esfuerzo umbral para deformación superplástica, ejemplo la Región I.
2. No hay un mecanismo implícito en la cual la red cristalina de ambos granos por deslizamiento o reacomodo puedan rotar en la red del modelo de choque, por Ball and Hutchison [36].

3. La elongación de grano esta implícita en cualquier modelo involucrado de dislocaciones de deslizamiento/ascenso en un número limitado de sistemas de deslizamiento.
4. Los choques de dislocaciones no son observados experimentalmente. Es más, en las altas temperaturas en la cual la deformación tiene lugar los choques no serán esperados ya que el promedio de esfuerzos es bajo.

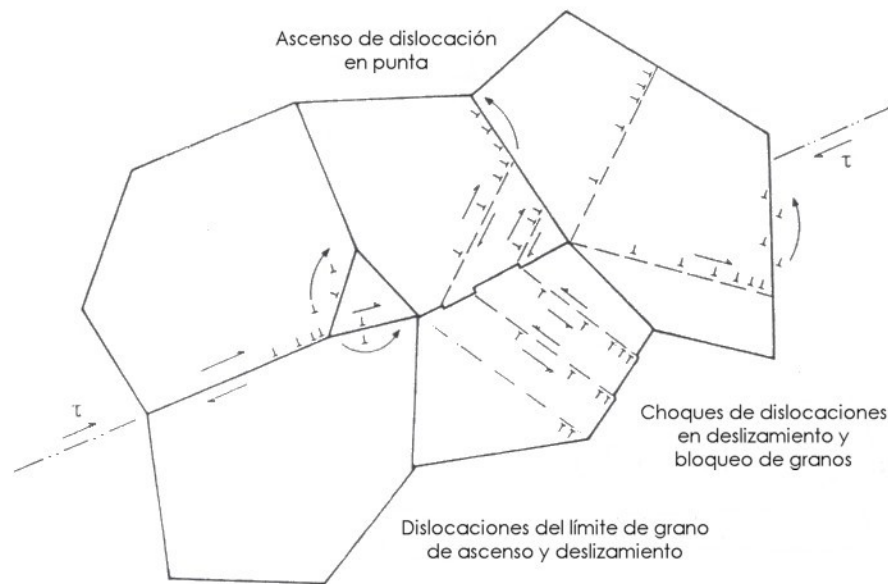


Figura 4. Modelos de choque de dislocaciones de flujo superplástico.

2.4.2 MODELOS DE DIFUSIÓN

Se ha planteado que la materia podría ser redistribuida por flujo difusivo [40, 41]. Manejado por diferencias en el esfuerzo dependiente al potencial químico sobre los límites de grano adyacentes ocurrirá el transporte de materia de las regiones de compresión a tensión. El deslizamiento es acomodado por un cambio gradual en la forma del grano cuando la materia es movida por difusión. La migración del límite de grano restaura la forma equiaxial original pero en una orientación rotada, figura 5.

Como con el caso de los modelos basados en dislocaciones, varias objeciones han ido aumentando para el alojamiento del flujo superplástico únicamente por difusión [6], es decir:

1. Los caminos de difusión propuestos originalmente por Ashby and Verrall [40] necesitaron que la difusión tomará lugar en diferentes direcciones en lados opuestos del mismo límite de grano. Como la difusión es manejada por la interpretación perpendicular del esfuerzo para el límite de grano este es físicamente imposible, figura 5.

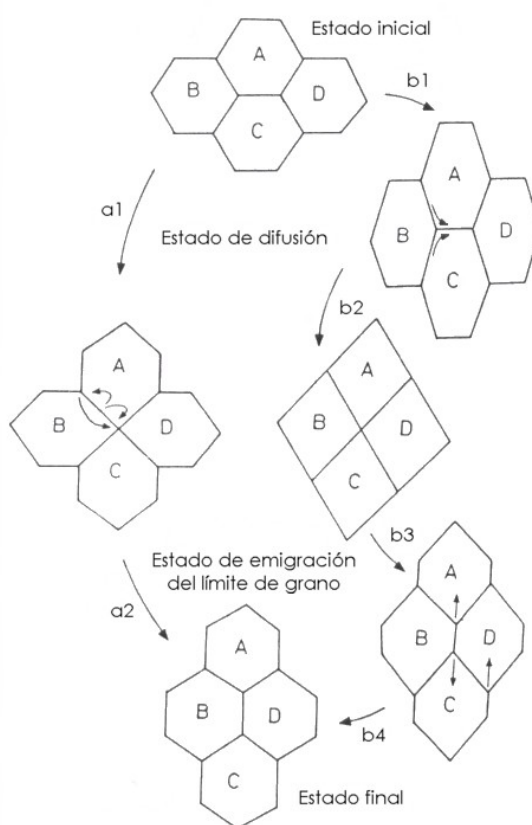


Figura 5. Cambio del grano a través del transporte difusivo de materia como los postulados por Ashby and Verrall [40] (a1-a2) y modificado por Spingarn and Nix [41] (b1-b2-b3-b4).

2. La deformación en el modelo Ashby-Verrall no es simétrica.
3. Si el deslizamiento del límite de grano es alojado únicamente por difusión entonces las redes de los granos individuales no pueden girar. Las rotaciones

mostradas en la figura 5 son solo evidencia y resultado de la emigración del límite de grano.

4. Las velocidades de deformación son cerca de dos órdenes demasiado rápidas de magnitud.
5. Los granos alargados deberían ser evidentes en la microestructura.
6. El esfuerzo umbral reduce con el incremento del tamaño de grano, contrario a la evidencia experimental.

2.4.3 MODELOS COMBINADOS

La deformación superplástica es altamente heterogénea a nivel local, esto genera información de los micromecanismos de reacomodo de los límites de grano. Estos mecanismos pueden ocurrir en diferentes regiones de la microestructura. El deslizamiento del límite de grano, produce un gran número de esfuerzos cortantes en tres dimensiones ocurriendo un número de mecanismos de deformación en forma instantánea como, surgimiento de granos, campos de deformación, deslizamiento y ascenso periférico, maclaje de granos, deslizamiento local y rotación de granos [42].

2.5 EFECTO DE LA TEMPERATURA

La superplasticidad [7] es un fenómeno a alta temperatura, ocurriendo a temperaturas mayores de $0.5 T_F$. La influencia de la temperatura en la relación $\text{Log } \sigma - \text{Log } \dot{\epsilon}$ a sido bien estudiada en algunos materiales. Los siguientes cambios ocurren con el incremento de la temperatura de deformación:

1. El esfuerzo de flujo total disminuye, dicho efecto es menos notorio a velocidades de deformación altas. Además, la dependencia del esfuerzo de flujo con la temperatura es mucho mayor que en condiciones de tamaño de grano grueso.

2. El máximo valor de m se incrementa y se desplaza a velocidades de deformación más altas.
3. Las transiciones entre las regiones I/II, II/III, son desplazadas a altas velocidades de deformación.
4. En las regiones I y III, el valor de m es menos sensible a variaciones de temperaturas que en la región II.

2.6 SUPERPLASTICIDAD EN ALEACIONES DE COBRE

El desarrollo superplástico se ha reportado en un rango de aleaciones cobre α/β incluyendo cobres, bronce al aluminio y platas al níquel, y también la sencilla aleación por dispersión de cobre, coronze (CDA-638). Para los cobres binarios y bronce al aluminio la microestructura superplástica duplex se obtiene por trabajo en caliente en la zona $\alpha + \beta$ ó durante el enfriamiento de la zona β a $\alpha + \beta$ [6]. Sin embargo, estas aleaciones suelen sufrir notable cavitación durante el flujo superplástico, y en consecuencia han sido frecuentemente usadas como sistemas modelo en el estudio de cavitación. La cavitación es causada principalmente por inestabilidad microestructural y/o las temperaturas de deformación óptimas son bajas [12]. La temperatura de deformación óptima para las aleaciones de cobre es ~ 600 °C con un máximo de elongación ~ 500 % obteniendo una aleación con aproximadamente fracciones iguales en volumen de las dos fases. Sin embargo, la cavitación en aleaciones y el acomodamiento del deslizamiento del límite de grano se cree ocurre primeramente dentro de la fase β , el nivel de cavitación aumenta cuando la fracción de volumen de la fase α aumenta. Para los bronce al aluminio la temperatura óptima de deformación es ~ 700 °C. Aunque las aleaciones binarias de Cu α/β deben ser clasificadas como segregación estabilizada, la diferencia de composición entre las dos fases es relativamente pequeña (4 a 5%) puesto que el crecimiento del grano no es inhibido fuertemente [6].

Las aleaciones platas al níquel α/β tales como IN-836 y IN-629 son procesadas por trabajo en caliente en la zona de fase α , solución tratada y enfriada a temperatura ambiente para retener la estructura de fase sencilla. Después una fuerte reducción

de rolado en frío, ~85 %, el material es finalmente recocido en la zona de dos fases para recristalizar la fase α con un tamaño de grano de 1-2 μm y precipitar una dispersión fina de partículas de fase β , diámetro de ~1 μm . Las temperaturas de deformación óptimas son 570 y 600 $^{\circ}\text{C}$, pero las aleaciones son propensas a la cavitación debido a la baja fracción de volumen de fase β en la aleación y la relativamente baja temperatura de deformación [43–46].

La aleación de cobre endurecida por dispersión CDA-638 es un bronce Si-Al modificado con cobalto, ver figura 6. Es una aleación de fase pseudo-simple en la cual se produce un tamaño de grano fino α de ~1 μm por la recristalización seguida de una fuerte deformación en frío. El tamaño de grano es estabilizado por una dispersión de partículas finas de Si-Al de cobalto y la aleación es superplástica a ~500 $^{\circ}\text{C}$, pero es particularmente propensa a cavitación [47–50].

Excepcional superplasticidad ha sido observada en un bronce al Al duplex de composición nominal Cu-10Al-5Fe-5Ni. Una microestructura fina estable puede ser desarrollada por una secuencia de procesamiento el cual involucra rolado a 900 $^{\circ}\text{C}$, recocido a 700 $^{\circ}\text{C}$, rolado en caliente a 640 $^{\circ}\text{C}$, rolado en frío y finalmente recristalización a ~800 $^{\circ}\text{C}$. La microestructura a temperatura ambiente consiste de la fase α con un tamaño de grano de 2 – 3 μm conteniendo una dispersión fina de partículas (fases K). El material puede ser deformado superplásticamente a 750 – 850 $^{\circ}\text{C}$ el cual abarca la zona de fases ($\alpha + \text{K}$) y ($\alpha + \beta + \text{K}$). La elongación de 1000 % puede ser obtenida a velocidades de deformación tan altas como 10^{-2} a 10^{-1} s^{-1} , con una elongación de 5,500 % sin falla siendo registrado por una velocidad de deformación inicial de $6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ a 800 $^{\circ}\text{C}$. A esta temperatura, la microestructura contiene alrededor de 40% α , 30% β y 30% K por volumen y su estabilidad es debida a una combinación de segregación y estabilización de partículas [15].

Tabla 1. Resumen de las propiedades superplásticas de aleaciones base cobre [6].

Aleación	T $^{\circ}\text{C}$	$\dot{\epsilon}$ %/min	m	δ (%)	[Ref.]
Cu-38Zn-15Ni-0.2Mn (IN-836)	460 – 620	0.01 – 4	0.37 – 0.5	200 – 680	43, 45
Cu-28Zn-15Ni-13Mn (IN-629)	570	0.6 – 3	0.5	440	44, 46
Cu-4Al-2Si-0.4Co (CDA-638)	470 – 600	0.01 – 1	0.35 – 0.46	200 – 320	47-50
Cu-10Al-5Fe-5Ni	750 – 850	30 – 600	-	1000 – 5500	15
Bronce al aluminio	-	-	-	8000%	12, 13

2.6.1 DIAGRAMA DE FASES Cu-Al

La máxima solubilidad del aluminio en la solución sólida α es aproximadamente del 9.5 % a 565 °C. La fase β sufre una reacción eutectoide a 565 °C para formar la mezcla ($\alpha + \gamma_2$). La mayoría de los bronce al Al comerciales contienen entre 4 y 11% de aluminio. Aquellas aleaciones que contienen hasta 7.5 % de aluminio suelen ser aleaciones unifásicas, en tanto que las que poseen entre 7.5 % y 11 % son aleaciones bifásicas [51].

Como en los aceros [52], la fase β sufre una transformación por temple a otra fase β' , la cual es una fase metaestable que no se muestra en el diagrama. Se forma por reacción de tipo martensítica (adifusional y por cizallamiento) donde la fase β se descompone en largas agujas. El término fase doble como se aplica a los aceros implica una microestructura de doble fase (duplex) consistente de ferrita y martensítica. Las transformaciones martensíticas en los sistemas no ferrosos pueden dar como resultado estructuras de doble fase, dentro de las aleaciones de interés tecnológico que tienen transformación martensítica y pueden generar fases dobles son las aleaciones Cu-Al hipoeutectoide, las cuales tienen cierta similitud con los aceros.

Las aleaciones duplex base cobre estudiadas por Salgado [54] muestran excelente resistencias mecánicas no reportadas con anterioridad en este tipo de aleaciones, tratadas termomecánicamente, como se puede apreciar en la tabla 2. Dichas composiciones son de interés de estudio por sus propiedades mecánicas y superplásticas como ya se explicó en la sección II.6. La figura 6 muestra la porción rica en cobre del sistema de aleación cobre-aluminio, muestra en líneas punteadas las composiciones nominales que serán tema de estudio. Se puede observar en la tabla 3 las diferentes composiciones que comprende el diagrama de fases Cu-Al.

Tabla 2. Propiedades mecánicas de las aleaciones Cu-Al realizadas por Salgado [54].

Aleación	σ_{Max} (MPa)	$\sigma_{0.02\%}$ (MPa)	δ (%)
Cu-11%(peso)Al	950	381	9
Cu-10.2%(peso)Al	851	406	14

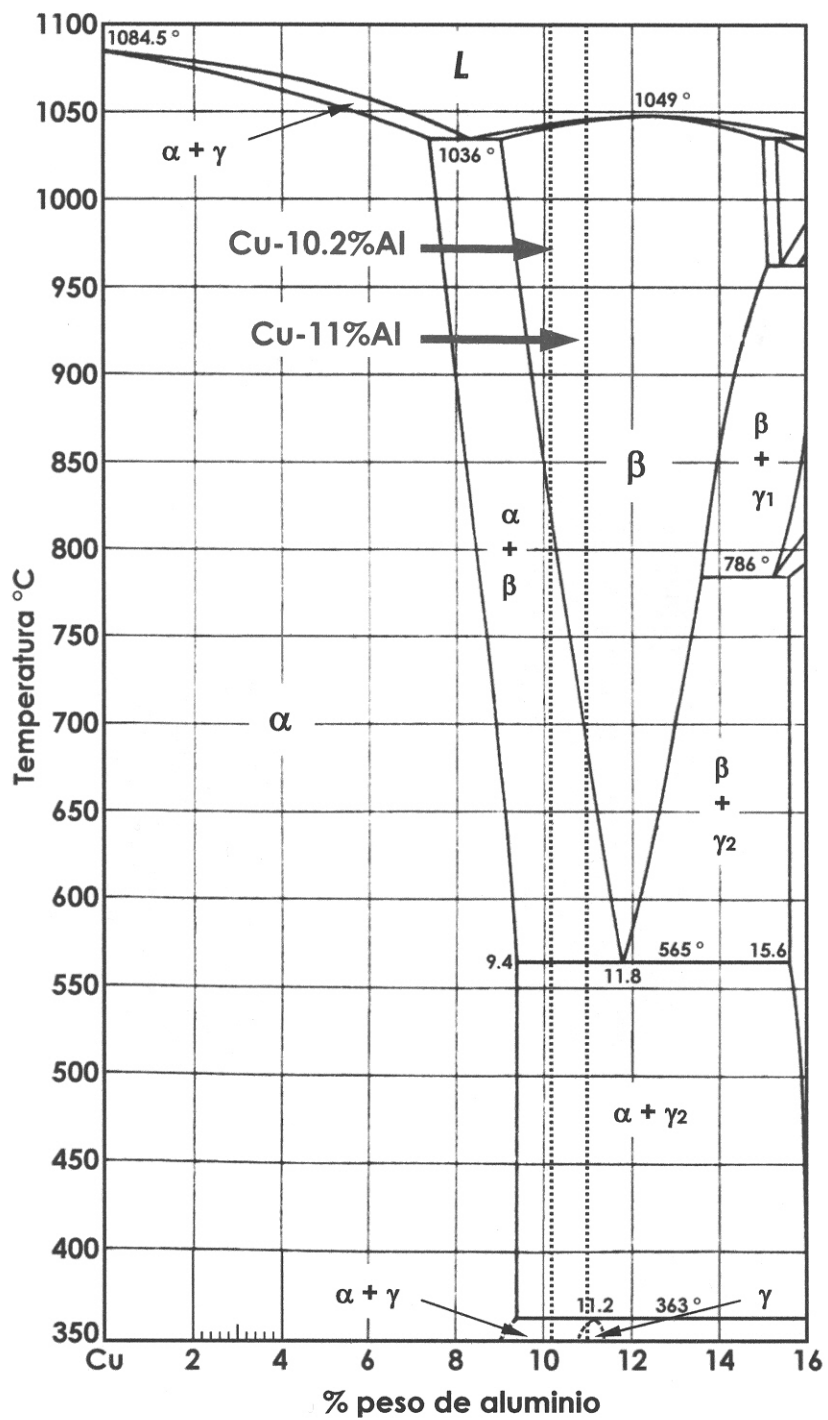


Figura 6. Sección rica en cobre del diagrama binario cobre-aluminio [53].

Tabla 3. Estructura y composición de las fases del diagrama Cu-Al, J. L. Murray, 1985 [53].

Fase	Composición % Peso Cu	Estructura Cristalina
(Al)	0 a 5.65	FCC
θ	52.5 a 53.7	Tetragonal centrada en cuerpo
η_1	70.0 a 72.2	Ortorrónica primitiva
η_2	70.0 a 72.1	Monoclónica centrada en base
ζ_1	74.4 a 77.8	Hexagonal
ζ_2	74.4 a 75.2	Monoclónica
ϵ_1	77.5 a 79.4	Cúbica?
ϵ_2	72.2 a 78.7	Hexagonal
δ	77.4 a 78.3	Rombohedral
γ_0	77.8 a 84	Desconocida
γ_1	79.7 a 84	Cúbica primitiva
β_0	83.1 a 84.7	Desconocida
β	85.0 a 91.5	BCC
α_2	88.5 a 89	(a)
(Cu) o (α)	90.6 a 100	FCC
Fases Metaestables		
θ'	...	Tetragonal primitiva
β'	...	FCC
Al_3Cu_2	61 a 70	Hexagonal

(a) Tetragonal centrada en cuerpo, red de largo periodo.

III. DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1 FUSIÓN DE ALEACIONES

Para la obtención de las aleaciones se utilizó cobre de 99.99 % y aluminio de 99.8 % de pureza. Para limpiar la superficie de los sólidos de impurezas como óxidos y grasas, el cobre fue pulido y limpiado con una solución de $\text{HNO}_3 - \text{H}_3\text{PO}_4$ y agua destilada, igualmente para el aluminio con una solución de $\text{HNO}_3 - \text{HCOOH} - \text{H}_3\text{PO}_4$ y agua destilada. En la tabla 4, se muestra la composición química nominal de las aleaciones obtenidas para su estudio.

Tabla 4. Composición química nominal de las aleaciones de Cu-Al a estudiar.

Aleación	Cu-10.2%Al		Cu-11%Al	
Elemento	Cobre	Aluminio	Cobre	Aluminio
% Peso	89.8	10.2	89	11

La composición de las dos aleaciones se indica en el diagrama de fases Cu-Al mostrado en la figura 6, de la sección 2.6.1, donde se muestran las temperaturas de transformación que tienen lugar durante el enfriamiento. Las aleaciones Cu-Al fueron fundidas por medio de un horno eléctrico de tubo vertical tipo Tamman, ver figura 7, utilizando crisoles de grafito bajo la protección de una atmósfera de argón de pureza de 99.99% para evitar la oxidación del metal fundido. La estructura del horno consta de un tubo de grafito cerrado herméticamente por dos tapas de latón enfriadas con agua y colocadas en los extremos. El crisol con la muestra a fundir es ubicado en la parte más caliente sostenido por medio de un tubo de grafito, el cual en la parte interna contiene un termopar tipo K marca Fluke para medir la temperatura.

Antes de iniciar, la atmósfera interna se cubre en su totalidad mediante un flujo continuo de argón durante 20 minutos antes de empezar a aplicar corriente eléctrica al horno, para evitar la oxidación. La temperatura de fusión utilizada fue de 1200 °C, se esperó el tiempo necesario para asegurar su total fundición. La

homogenización y desgasificación del metal fundido se realizó con la agitación de una varilla de alúmina alimentada con argón a muy baja presión, esto durante el tiempo de fundición. Para el vaciado, se preparó una lingotera previamente calentada a 500 °C con el propósito de evitar choques térmicos y efectuar un enfriamiento lento. Una vez extraído el lingote se deja enfriar a temperatura ambiente. Las dimensiones finales del lingote obtenido fueron (46 x 25 x 90 mm).

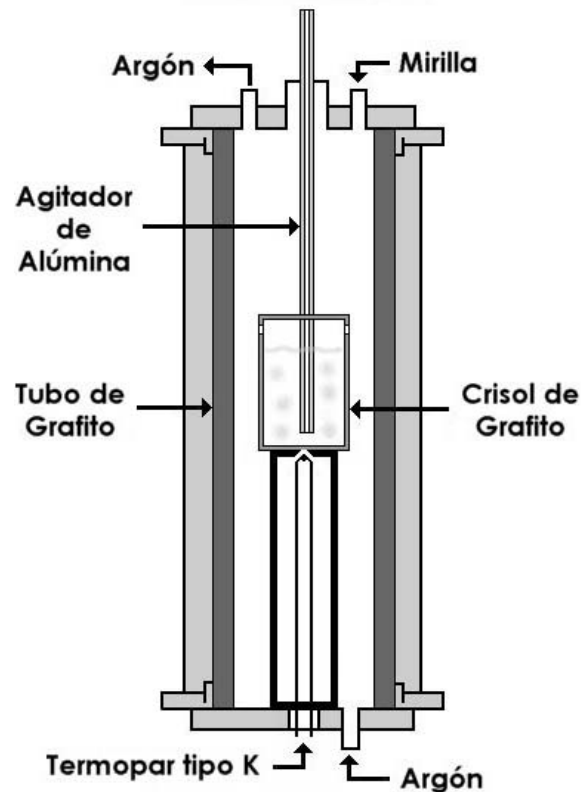


Figura 7. Sección transversal del horno eléctrico de tubo vertical tipo Tamman.

3.2 TRATAMIENTO TERMOMECAÁNICO

Los lingotes obtenidos se solubilizaron a 950 °C durante una hora. El objetivo de realizar un tratamiento termomecánico es el refinamiento de la microestructura, con lo que se pretende conseguir un tamaño de grano pequeño, ver figura 8. El equipo a utilizar es un molino de laminación Sir Jones Former Norton modelo DP-008 y un Horno Carbolite, Sheffield, England. El apéndice 1 contiene las rutas de laminación.

Para ambas aleaciones, las transformaciones de fases presentes durante el tratamiento termomecánico son: $\beta \rightarrow \alpha + \beta \rightarrow \alpha + \gamma_2 \rightarrow \alpha + \gamma$, en base al diagrama binario Cu-Al mostrado en la sección 2.6.1. Después de cada paso de deformación se disminuye la temperatura del horno y antes de cada deformación se mantiene durante 10 minutos la placa dentro del horno para restablecer su temperatura. Cada paso de laminación se realizó rápidamente para evitar la caída drástica de la temperatura en la placa. El espesor tentativo de la placa final es de 5 mm.

Para la aleación Cu-10.2%Al, el rango de temperaturas durante la deformación fue de 950 °C a 575 °C. Al final del tratamiento se obtiene un espesor de 4.96 mm, con una deformación total de -1.462, se dejó enfriar a temperatura ambiente. El primer laminado no funcionó, se fracturó la placa al final del tratamiento. El segundo laminado sí funcionó, se controlaron mejor los pasos de deformación.

Para la aleación Cu-11%Al, el rango de temperaturas durante la deformación fue de 900 °C a 600 °C. Al final del tratamiento se obtuvo un espesor de 4.86 mm, con una deformación total de -1.5134, se dejó enfriar a temperatura ambiente. La ruta de laminación no fue tan severa, el propósito fue no fracturar la placa laminada al final del tratamiento.

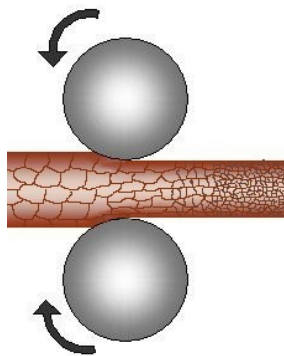


Figura 8. Esquema del procesamiento termomecánico mostrando los granos anisotrópicos alargados y su recristalización.

En ambas aleaciones, el inicio de la deformación parte de la fase de solución sólida β , esta fase es una solución sólida de aluminio en cobre con estructura cristalina

BCC. Durante la deformación, y como producto de la disminución de la temperatura, ocurre una transformación de la fase β a $\alpha + \beta$ (α es una solución sólida rica en Cobre con estructura cristalina FCC) y enseguida la transformación $\alpha + \beta'$ (β' tiene estructura cristalina FCC sobresaturada en cobre). Esta fase martensítica acicular dura β' puede ser utilizada para lograr el refinamiento de la microestructura, tiene también importantes implicaciones para las propiedades mecánicas. El enfriamiento a temperatura ambiente por debajo de la temperatura eutectoide de 565 °C, permite se forme la fase γ_1 en equilibrio y no γ_2 , ya que esta última sólo se forma en un enfriamiento lento controlado. Un producto eutectoide $\alpha + \gamma_2$ es débil y frágil [11].

El proceso del tratamiento termomecánico permite la etapa de recristalización, eliminar o minimizar los efectos de algunas imperfecciones, tal como los poros gaseosos que pueden cerrarse y soldarse. También, el agolpamiento interno de átomos formado al cerrarse el poro será eliminado por difusión durante el proceso de conformado y de enfriamiento y así reducir las diferencias de composición del metal [55].

3.3 PROBETAS DE ENSAYE

Obtenidas las placas del tratamiento termomecánico se procedió al maquinado de las probetas de ensaye, estas fueron maquinadas en la dirección del laminado, con esto se reduce el número de fronteras de grano a lo largo del cuello en la probeta de ensaye que pudieran ayudar a la iniciación de una grieta por tensión. El equipo utilizado fue una Fresadora CNC Modelo Eagle 300 del Tecnológico de Ecatepec, se uso un cortador de carburo de tungsteno de 6.28 mm de diámetro, 4 gabilanes, recto. Las dimensiones establecidas de las probetas son soportadas por la norma ISO 6892 [56], Ver figura 9. El maquinado de las probetas fue muy laborioso, se requiere exactitud de corte para obtener las dimensiones requeridas en cada probeta, un corte de mala calidad puede afectar durante las pruebas de deformación superplástica.

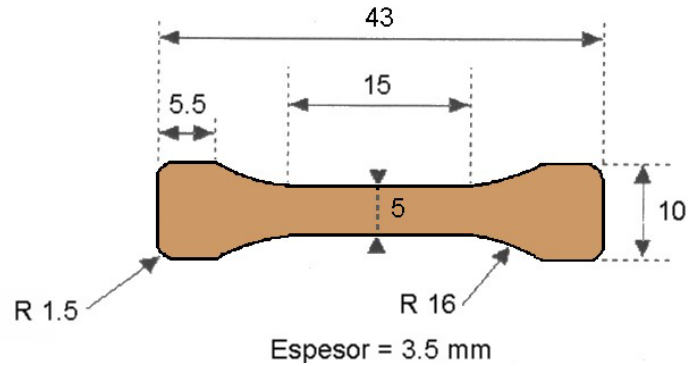


Figura 9. Dimensión de la probeta de ensayo utilizada para pruebas de sensibilidad y superplasticidad. Unidad de medida en mm.

3.4 CARACTERIZACIÓN DE ALEACIONES

3.4.1 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL

Se seleccionaron muestras representativas de cada aleación para determinar la microestructura y tamaño de grano por intercepción lineal. Para ello, la caracterización microestructural se realizó por medio de un microscopio óptico marca KARL ZEISS modelo AXIOSKOP 2 MAT. Las muestras fueron montadas en baquelita (Resina fenolica para montaje en caliente) quedando al descubierto la cara superior. Fueron desbastadas y pulidas con lijas de 320, 400, 600, 1000, 1500, 2000 y pasta de diamante de 1 μm . El ataque químico para revelar la microestructura y el contraste de grano se realizó con una solución de 30ml HCl, 10ml FeCl_3 , 120ml H_2O destilada o metanol, la muestra pulida se sumergió durante 3 segundos y se limpió con chorro de agua constante y alcohol.

La composición química se obtuvo con un espectrofotómetro de absorción atómica GBC modelo AVANTA e, servicio certificado del CIMAV Chihuahua. Las muestras fueron preparadas en rebaba fina, 3 gramos por muestra.

3.4.2 CARACTERIZACIÓN ESTRUCTURAL Y MECÁNICA

Para determinar las fases presentes se obtuvieron patrones de difracción con un Difractómetro de Rayos-X D5000 Marca SIEMENS, radiación monocromada $K\alpha$ de Cu $\lambda_1 = 1.540560$. La interpretación de los picos de difracción se determinó mediante la nomenclatura de estructuras cristalinas, cartas PDF usando los programas DRXWin-CreaFit y EVA, ver apéndice 2.

Para llevar a cabo la caracterización mecánica se utilizaron probetas representativas de cada aleación, con las mismas dimensiones mostradas en la sección 3.3. Las curvas esfuerzo-deformación fueron obtenidas en una máquina de Tensión Universal Shimadzu modelo AG10TG a una velocidad de deformación de 1 mm/min y temperatura ambiente. Se determinó el porcentaje de elongación, resistencia máxima y esfuerzo de cedencia. Se adaptaron mordazas especiales a la probeta para llevar a cabo las pruebas.

3.5 DETERMINACIÓN DEL COEFICIENTE (m)

En esta etapa, se estimó el coeficiente de sensibilidad a la velocidad de deformación m a diferentes temperaturas. Para ello se empleó una máquina de Tensión Universal Shimadzu modelo AG10TG adaptando un Horno de Radiación marca Research Inc. modelo E416P, ver figura 10.

Las probetas se montan en dos barras sujetadoras especiales unidas a los cabezales principales del equipo. Diseñadas para el horno implementado, las barras están fabricadas de la superaleación Incolloy MA959 con el fin de evitar cualquier interferencia en los valores que se obtengan debido a la deformación. Durante una prueba, la probeta se protege contra la oxidación, mediante un tubo de cuarzo longitudinal que cubre las dos barras con la probeta manteniendo en su interior una atmósfera de argón, todo, dentro del Horno. Para medir la temperatura se usó un termopar tipo k adjunto a la probeta. Con el controlador de temperatura marca Research Inc. modelo 915, valoramos el intervalo de temperatura ± 1 °C para evitar perturbaciones en los resultados de la curva.

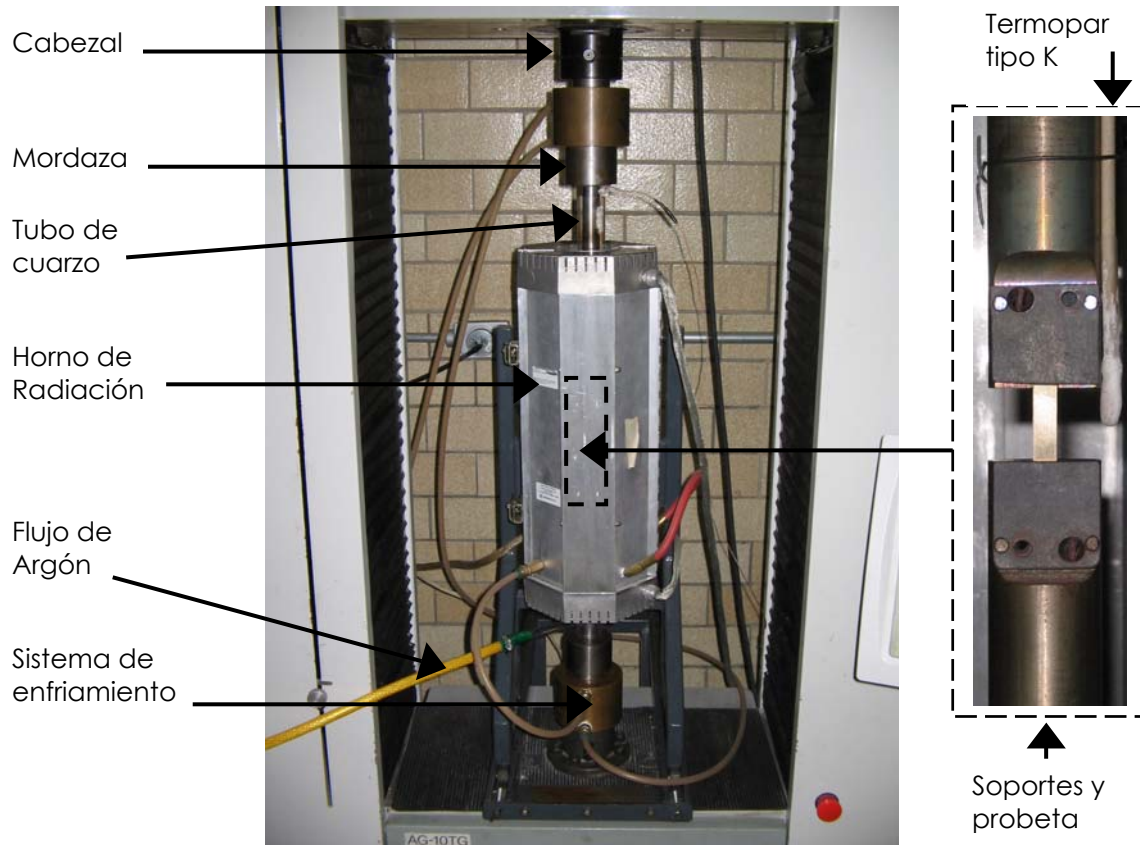


Figura 10. Equipo de tensión universal con sistema incorporado para ensayos de superplasticidad a alta temperatura.

El método utilizado para determinar el coeficiente m fue el siguiente. Se realiza un ensayo de tensión variando la velocidad del cabezal a una temperatura constante como se muestra en la figura 11. Los incrementos de velocidad fueron (0.1, 0.05, 0.1, 0.2, 0.4, 0.8, 1.6, 3.2, 6.4, 13, 26, 52 y 104 mm/min), y las temperaturas constantes fueron 600, 650, 700, 750 °C. El primer incremento en la velocidad de deformación nos permite corregir ajustes mecánicos del sistema y pre-deformar la muestra para eliminar el endurecimiento. El incremento de cada velocidad de deformación se efectúa cuando se estabiliza el esfuerzo de flujo y se mantiene constante. Una vez obtenidas las curvas de esfuerzo de flujo en función de la velocidad de deformación, se graficaron las curvas Esfuerzo Real-Dedormación Real tomando las parejas de datos que presentan los valores de esfuerzo más altos en cada incremento de velocidad.

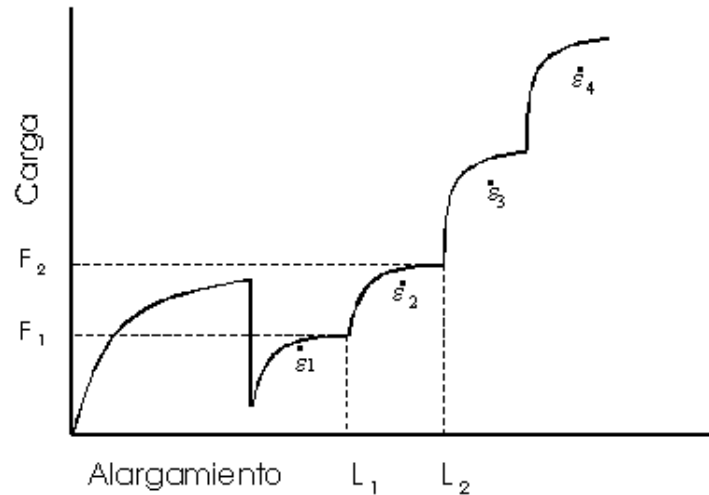


Figura 11. Curva de esfuerzo de flujo en función de la velocidad de deformación donde se muestra el esfuerzo máximo en cada incremento de velocidad.

Para el cálculo del esfuerzo real y deformación real como la figura 11 representada se usaron las formulas (2 y 4). Para determinar el efecto de la temperatura en la sensibilidad a la velocidad de deformación (m) se usaron las formulas (5 y 6).

$$\sigma = P / A \quad (2)$$

donde (σ) es el esfuerzo real, (P) es la carga en MPa, (A) es el área transversal instantánea. Para calcular el área transversal instantánea se considera el volumen constante y despejando el área de la formula de volumen tenemos:

$$A = V / (L_0 + \delta_{\text{Instantanea}}) \quad (3)$$

donde (V) es el volumen constante, (L_0) es la sección longitudinal de ensaye, (δ) es el alargamiento registrado por el equipo.

$$\varepsilon = \ln (L / L_0) \quad (4)$$

donde (ε) es la deformación real, (L) es la longitud de ensaye en el punto de medición ó ($L_0 + \delta_{\text{Instantanea}}$), (L_0) es la sección longitudinal de ensaye.

El siguiente paso es calcular la velocidad de deformación real ($\dot{\epsilon}$) con la formula:

$$\dot{\epsilon} = (v / L) \quad (5)$$

donde (v) es la velocidad del cabezal de la maquina de tensión programada, (L) es la longitud de ensaye en el punto de medición ó ($L_0 + \delta_{Instantanea}$). El resultado de la formula tiene unidades en 1/min, se divide entre 60 para obtener unidades 1/seg.

Finalmente, se calcula la sensibilidad a la velocidad de deformación m , mediante la formula:

$$m = \ln (\sigma_2 / \sigma_1) / \ln (\dot{\epsilon}_2 / \dot{\epsilon}_1) \quad (6)$$

3.6 ENSAYE DE SUPERPLASTICIDAD

Una vez de valorar los resultados del coeficiente (m), se llevan acabo las pruebas de superplasticidad que consiste en un ensaye de tensión hasta la fractura, a velocidad y temperatura constante para obtener el mayor alargamiento posible. Las velocidades fueron $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ y temperaturas de 650, 700, 750 °C para ambas aleaciones. Igualmente para ambas aleaciones se realizaron pruebas adicionales a una velocidad más alta ($5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$) a 750 °C. Los ensayos de superplasticidad se realizaron en el mismo equipo mostrado en la figura 10.

3.6.1 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL

Las probetas ensayadas superplásticamente se prepararon metalográficamente para analizar la microestructura, revelar el contraste de grano y determinar el tamaño de grano por intercepción lineal. Las secciones preparadas son cabeza, cuello y punta. El equipo y la preparación metalográfica se muestra detalladamente en la sección 3.3. Otro análisis fue pulir las muestras sin ataque químico para observar la presencia de la cavitación.

IV. RESULTADOS

4.1 CARACTERIZACIÓN Y MICROESTRUCTURA DEL TRATAMIENTO TERMOMECAÁNICO

Los resultados del análisis químico, son aproximados y de gran ayuda para el objetivo de la investigación, como se muestra en la tabla 5. A pesar de no mostrar resultados de composición exactos, el porcentaje es adecuado, estamos dentro del rango de estudio y podemos confiar en un análisis comparativo y aceptable de las dos aleaciones de estudio.

Tabla 5. Resultado de la composición química de las aleaciones por absorción atómica.

Aleación base cobre	% (peso) Al propuesto	% (peso) Al por absorción atómica
Aleación 1	10.2	10.413
Aleación 2	11	10.865

Después del tratamiento termomecánico se obtuvieron muestras representativas de la parte central media de la placa laminada, para caracterizar mediante DRX y Metalografía. Se obtuvieron por las dos aleaciones un total de 44 probetas con medidas precisas y acabado pulido. Esta etapa del trabajo fue la más laboriosa y de mayor tiempo invertido.

El estudio de la microestructura se realizó por medio de microscopía óptica. La figura 12, imagen a) muestra la aleación Cu-10.2%(peso)Al, la microestructura contiene placas de la fase sólida α color claro con un tamaño promedio de 21 μm y una matriz β' oscura con agujas α y una estructura fina γ_1 formada durante el enfriamiento no perceptible en contraste de grises.

La imagen b) muestra la aleación Cu-11%(peso)Al, con una microestructura semejante a la imagen (a), pero con placas de la fase sólida α color claro con un tamaño promedio de 27 μm y una matriz β' oscura con estructura fina γ_1 solamente. Las imágenes están tomadas en dirección de la laminación.

En ambas micrografías se puede observar una distribución uniforme de las placas de solución sólida α en la matriz. Conforme la concentración del aluminio es mayor, la fase β' martensítica aumenta. La determinación del tamaño de placas se especifica en la sección 3.6.1.

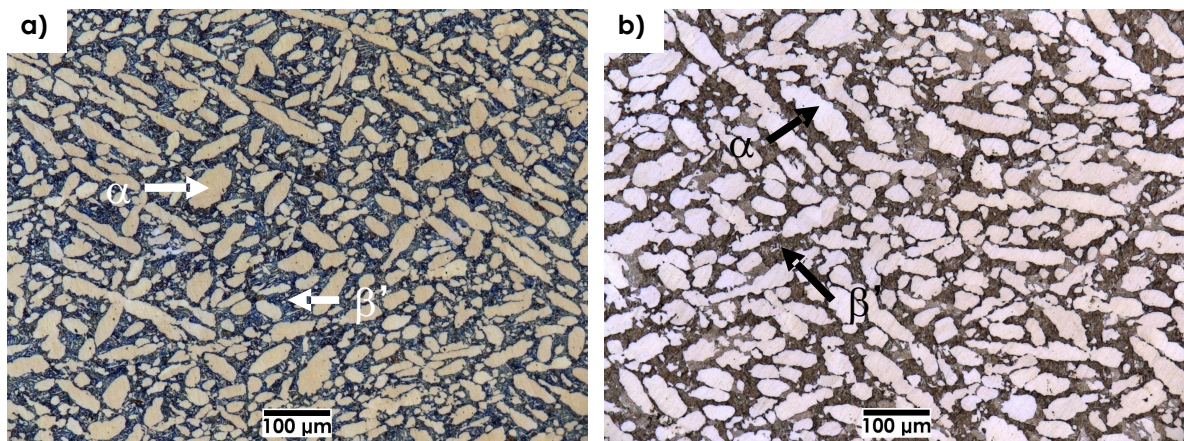


Figura 12. Microestructura de las aleaciones Cu-Al con tratamiento termomecánico. a) Cu-10.2%(peso)Al, b) Cu-11%(peso)Al.

El refinamiento de grano da como resultado buenas propiedades mecánicas. Por medio del ensaye de tensión se obtiene la curva esfuerzo real contra deformación real, como se muestra en la figura 13. Con los datos obtenidos se puede calcular la resistencia máxima, cedencia y % elongación, ver tabla 6. El refinamiento de la microestructura mostró buena resistencia mecánica de 950 MPa en la aleación 11%(peso)Al. Este resultado puede compararse con otras aleaciones de Cu-Al, las resistencias mecánicas que normalmente presentan estas aleaciones es de 600 MPa [57], otros estudios han mostrado resistencias máximas a la tensión de 790 Mpa, 23 % δ , en una aleación Cu-10%Al [58]. Por otra parte, la perturbación de la curva en la aleación Cu-10.2%Al, figura 13, se explica a detalle en el capítulo de Discusión.

Tabla 6. Propiedades mecánicas de las aleaciones tratadas termomecánicamente [10].

Aleación base Cu	σ_{Max} MPa	$\sigma_{0.02\%}$ MPa	δ (%)
10.2%(peso)Al	851	406	14
11%(peso)Al	950	381	9

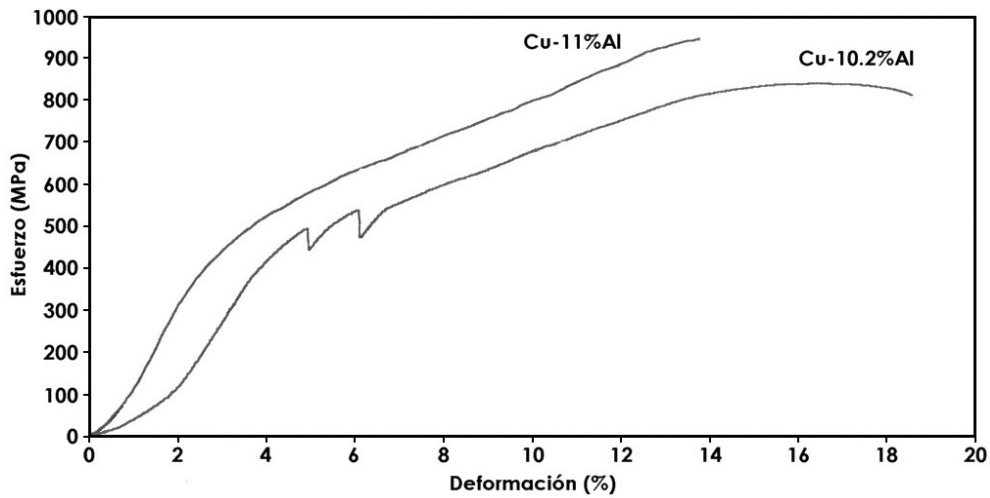


Figura 13. Curva esfuerzo real-deformación real a temperatura ambiente de las aleaciones con tratamiento termomecánico [10].

Por difracción de rayos-X se puede observar las diferentes fases presentes (α , β' , γ_1 , α_2) como se muestran en las figuras 14 y 15. La presencia de la fase β' en la microestructura nos permite obtener una excelente resistencia mecánica, debido a que favorece el refinamiento de la fase sólida α [10].

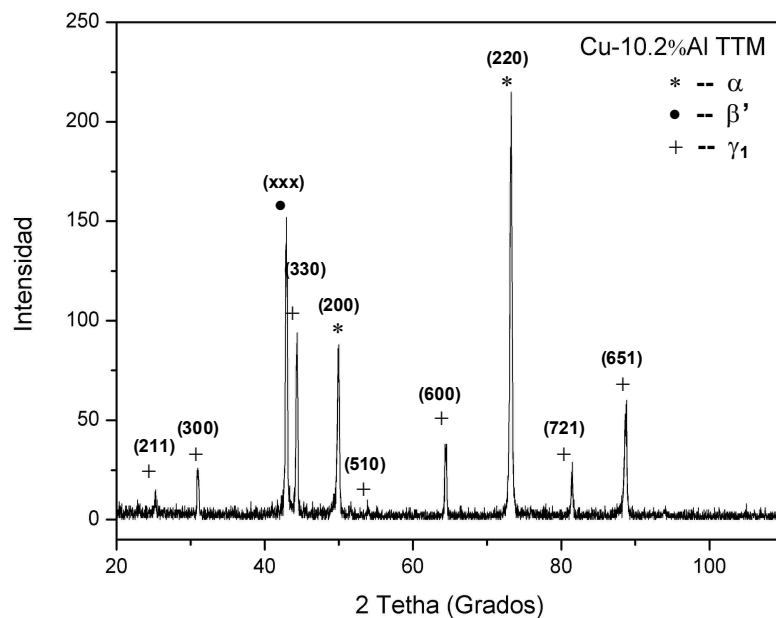


Figura 14. Patrón de difracción de la aleación Cu-10.2%(peso)Al, con tratamiento termomecánico.

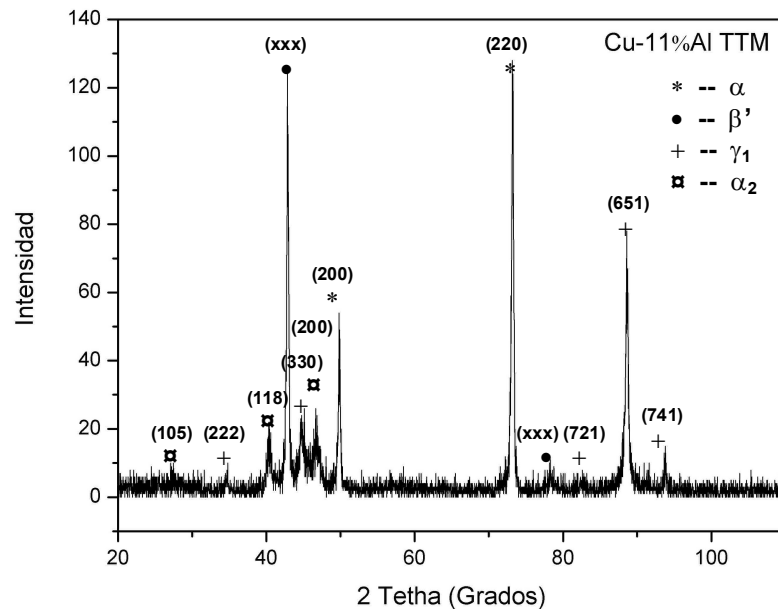


Figura 15. Patrón de difracción de la aleación Cu-11%(peso)Al, con tratamiento termomecánico.

4.2 SENSIBILIDAD A LA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN (m)

Los ensayos de tensión efectuados para calcular la sensibilidad a la velocidad de deformación m se experimentaron a temperaturas constantes de 600, 650, 700 y 750 °C variando la velocidad del cabezal para la aleación de Cu-10.2%(peso)Al. En la aleación de Cu-11%(peso)Al las temperaturas utilizadas fueron 500, 550, 600, 650, 700 y 750 °C. Se realizaron pruebas adicionales para confirmar los datos obtenidos. La figura 16, representa los ensayos realizados a cada aleación y temperatura constante, la curva indica los incrementos de velocidades de deformación en mm/min.

Con la pareja de datos de las curvas esfuerzo real – deformación real de cada prueba, y su cálculo correspondiente, se grafican las curvas de esfuerzo de flujo en función de la velocidad de deformación. La pendiente de cada curva es la sensibilidad a la velocidad de deformación m . Estas son mostradas en las figuras 17 y 18. El rango de temperaturas seleccionadas son las que presentan mejor comportamiento de sensibilidad, 600, 650, 700 y 750 °C.

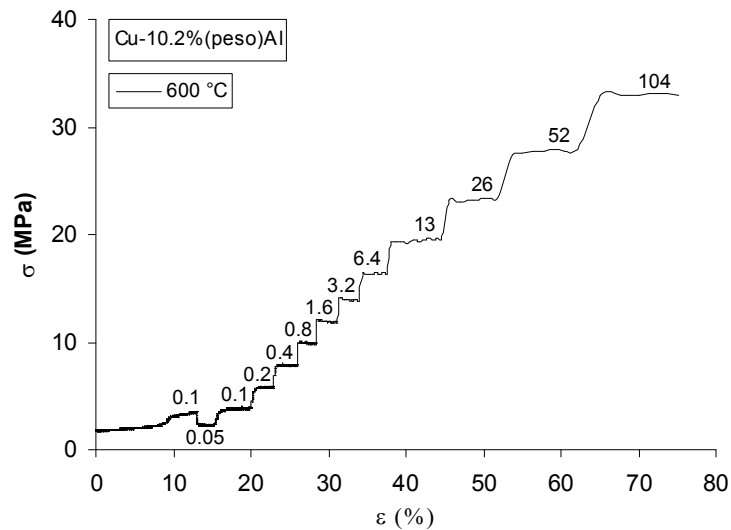


Figura 16. Curva Esfuerzo-Deformación donde se varía la velocidad de deformación para determinar la sensibilidad de la aleación.

En la aleación de Cu-10.2%(peso)Al, figura 17, los esfuerzos de flujo a bajas velocidades de deformación están por debajo de 10 MPa. A 750 °C el esfuerzo de flujo decae por debajo de 1 MPa, $\dot{\epsilon}$ entre 1×10^{-4} a $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. A altas velocidades de deformación los esfuerzos de flujo están por debajo de 34 MPa.

En la aleación de Cu-11%(peso)Al, figura 18, los esfuerzos de flujo a bajas velocidades de deformación están por debajo de 20 MPa. A 750 °C el esfuerzo de flujo decae mucho más, cerca de 0.1 MPa, $\dot{\epsilon}$ entre 1×10^{-4} a $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. A altas velocidades de deformación los esfuerzos de flujo están por debajo de 45 MPa.

Podemos observar que el esfuerzo de flujo aumento para la aleación de Cu-11%Al, en las cuatro temperaturas y en todo el rango de velocidades de deformación, sin incluir específicamente el descenso del esfuerzo de flujo a 750 °C, $\dot{\epsilon}$ entre 1×10^{-4} a $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, en ambas aleaciones.

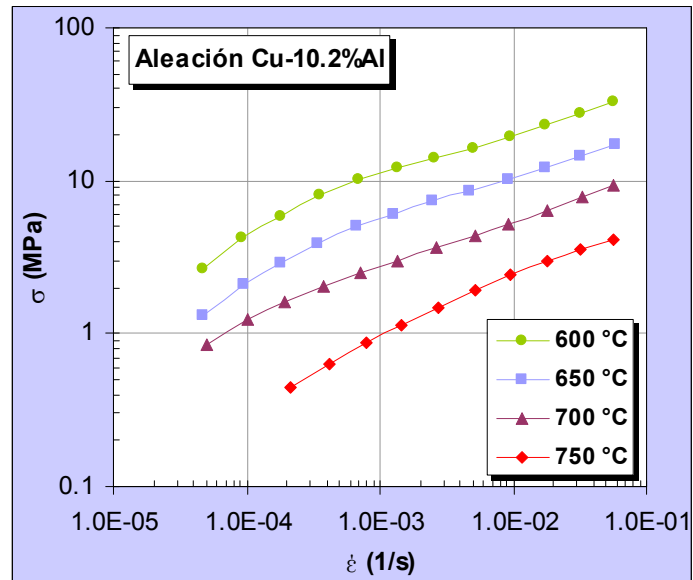


Figura 17. Comportamiento del esfuerzo de flujo en función de la velocidad de deformación a diferentes temperaturas para la aleación Cu-10.2%(peso)Al.

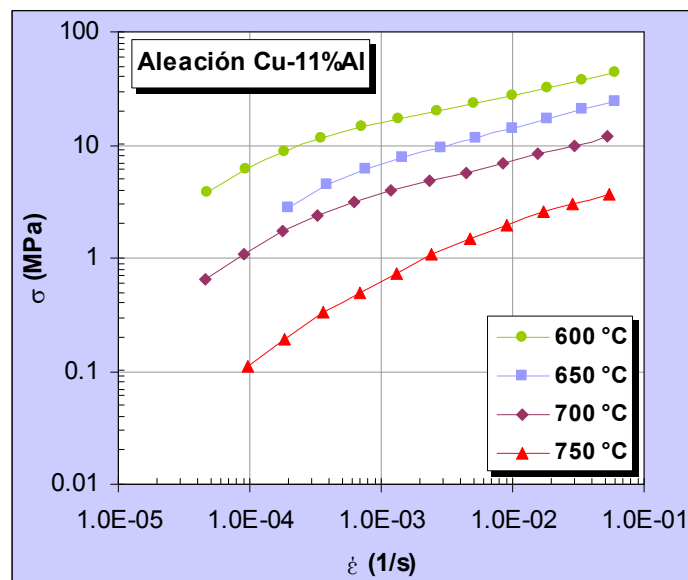


Figura 18. Comportamiento del esfuerzo de flujo en función de la velocidad de deformación a diferentes temperaturas para la aleación Cu-11%(peso)Al.

Una vez realizados los cálculos necesarios se graficaron los resultados de la sensibilidad m en función de la velocidad de deformación para ambas aleaciones, como se muestran en las figuras 19 y 20. En el conformado superplástico, los valores permisibles para tales procesos de deformación superplástica son de $m \geq 0.3$ y $\dot{\epsilon} \geq 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

En la aleación Cu-10.2%(peso)Al, figura 19, podemos observar que conforme aumenta la temperatura se obtienen curvas con valores del exponente $m \geq 0.3$. Con el aumento de la velocidad de deformación, los valores de m se estabilizan. A 700 °C, los valores de m son menores en el rango de velocidades de deformación 1×10^{-5} y $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, en comparación a las temperaturas de 600, 650 y 750 °C. Los valores más altos de sensibilidad se obtienen a 750 °C, en un rango m de 0.3 a 0.6.

En la aleación Cu-11%(peso)Al, figura 20, podemos observar un comportamiento similar a las curvas de la figura 19, conforme aumenta la temperatura se obtienen curvas con valores del exponente $m \geq 0.3$. Con el aumento de la velocidad de deformación, los valores de m se estabilizan. A 700 °C y bajas velocidades de deformación, los valores de m aumentan, semejante a 650 °C. Los valores más altos de sensibilidad se obtienen a 750 °C, en un rango m de 0.3 a 0.9.

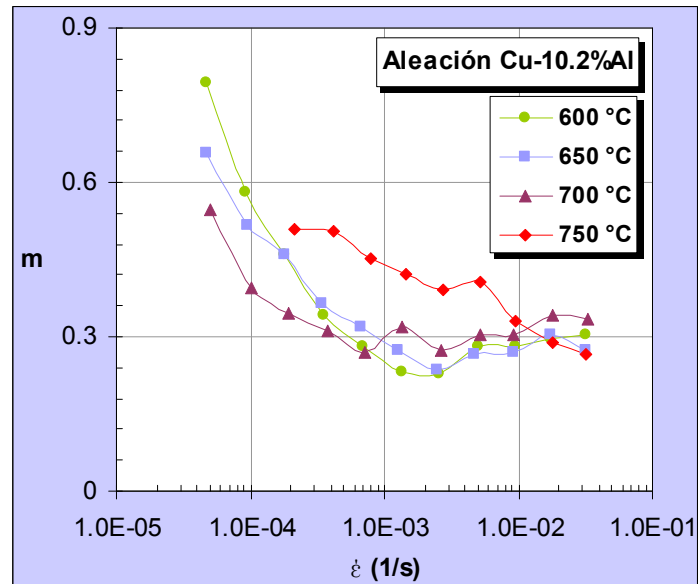


Figura 19. Comportamiento de la sensibilidad m en función de la velocidad de deformación a diferentes temperaturas para la aleación Cu-10.2%(peso)Al.

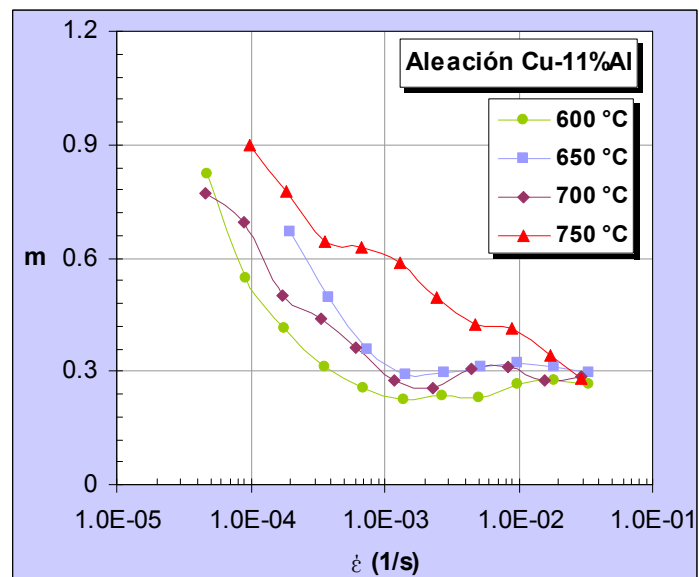


Figura 20. Comportamiento de la sensibilidad m en función de la velocidad de deformación a diferentes temperaturas para la aleación Cu-11%(peso)Al.

4.3 ELONGACIÓN MÁXIMA EN ENSAYES DE SUPERPLASTICIDAD

Los resultados de elongación máxima para cada aleación se muestran en la tabla 7. Para la aleación Cu-10.2%(peso)Al la mejor elongación es de 325.6 % a 650 °C, $\dot{\epsilon}$ de $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, y en la aleación 11%(peso)Al la mejor elongación es de 325.6 %, la misma elongación, pero a 700 °C y $\dot{\epsilon}$ de $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. El comportamiento en cada aleación se puede observar en las graficas e imágenes de las figuras 21, 22, 23 y 24.

Tabla 7. Resultados de elongación máxima de ambas aleaciones que muestran el comportamiento superplástico.

Velocidad de deformación $\dot{\epsilon}$ (1/s)	Aleación Cu-10.2%(peso)Al			Aleación Cu-11%(peso)Al		
	Temperatura (°C)			Temperatura (°C)		
	650	700	750	650	700	750
$5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	277.60	252.93	184.46	252.33	325.6	189.26
$1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	325.6	253.73	168.13	304.73	258.93	223.66
$5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	198.53	256.20	240.53	210.33	198.2	281.26
$1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	247.80	235.13	318.26	209.0	234.2	283.2
$5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	-	-	280.66	-	-	162.06

Nota. Las elongaciones reportadas son en (%).

Comparando ambas aleaciones y analizando las variables de T y $\dot{\epsilon}$, el mejor resultado de elongación es en la aleación 10.2%(peso)Al, a 650 °C, $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; La temperatura es más baja y la velocidad de deformación más alta que el resultado mostrado de mejor elongación en la aleación de 11%(peso)Al.

Se realizaron pruebas adicionales a velocidades de deformación más altas a 750 °C en ambas aleaciones. Era necesario tener la certidumbre de cual sería el comportamiento, ya que la tendencia de las curvas predecía obtener una mejor elongación, lo cual no fue así, como se aprecia en la tabla 7 a la velocidad de deformación de $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$.

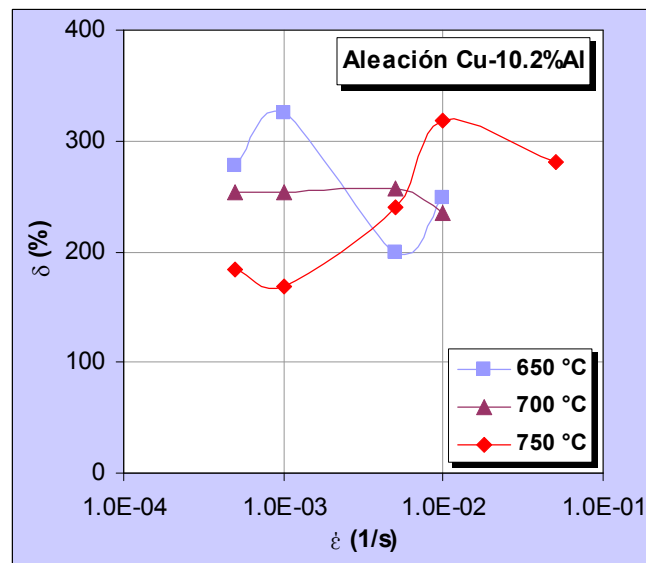


Figura 21. Elongaciones máximas para la aleación Cu-10.2%(peso)Al variando la temperatura.



Figura 22. Elongaciones máximas de la aleación Cu-10.2%(peso)Al a 650 °C.

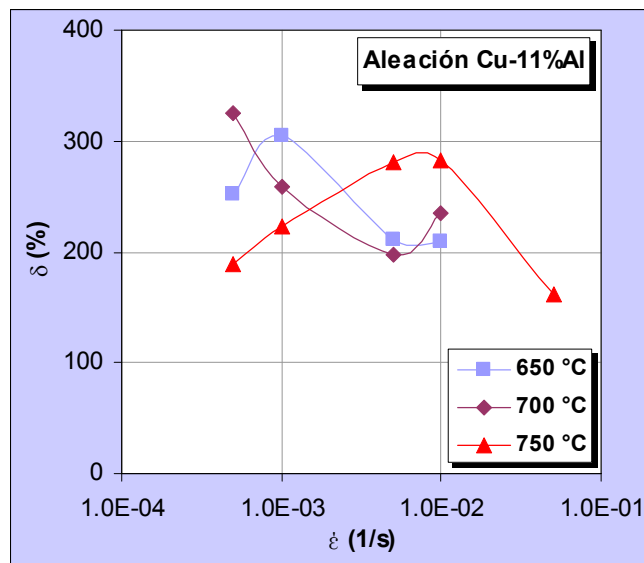


Figura 23. Elongaciones máximas para la aleación Cu-11%(peso)Al variando la temperatura.

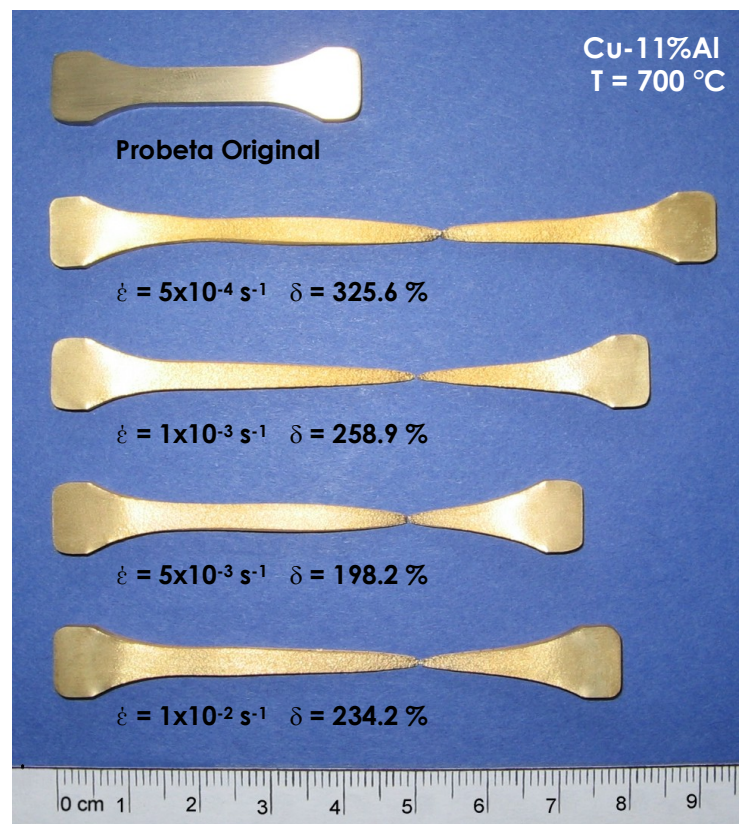


Figura 24. Elongaciones máximas de la aleación Cu-11%(peso)Al a 700 °C.

4.4 ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL

El análisis de la microestructura ayudó a establecer lo que ocurre durante la deformación superplástica y determinar los mecanismos que gobiernan. Se seleccionaron las probetas de ensaye que obtuvieron mejor porcentaje de elongación durante la deformación superplástica.

La figura 25 representa el comportamiento que sufrió la microestructura deformada superplásticamente en la aleación Cu-10.2%(peso)Al a 650 °C y $\dot{\epsilon}$ de $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. El tamaño de placas de solución sólida α promedio en cada sección es: a) cabeza 25 μm , b) cuello 23 μm , c) punta 22 μm . Se puede observar un refinamiento de las placas en la punta de la probeta fracturada, imagen (c), indicativo de recristalización y deslizamiento del límite de grano. Algunas placas muestran lo que puede ser fracturas. El eje horizontal de las micrografías es en base a la dirección de laminación.

La figura 26 muestra las micrografías del comportamiento superplástico para la aleación de Cu-11%(peso)Al a 700 °C y $\dot{\epsilon}$ de $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. El tamaño de placas de solución sólida α promedio en cada sección es: a) cabeza 24 μm , b) cuello 24 μm , c) punta 23 μm . El comportamiento microestructural muestra recristalización en la sección de fractura con poco refinamiento de placas, el tamaño promedio de placas de solución sólida α no disminuye. Se observa también, un cambio en la microestructura de la imagen (a) sección de la cabeza. La forma de las placas es diferente a la micrografía mostrada del tratamiento termomecánico en la sección 4.1. Se puede interpretar como un crecimiento de tipo dendrítico en las placa de solución sólida α .

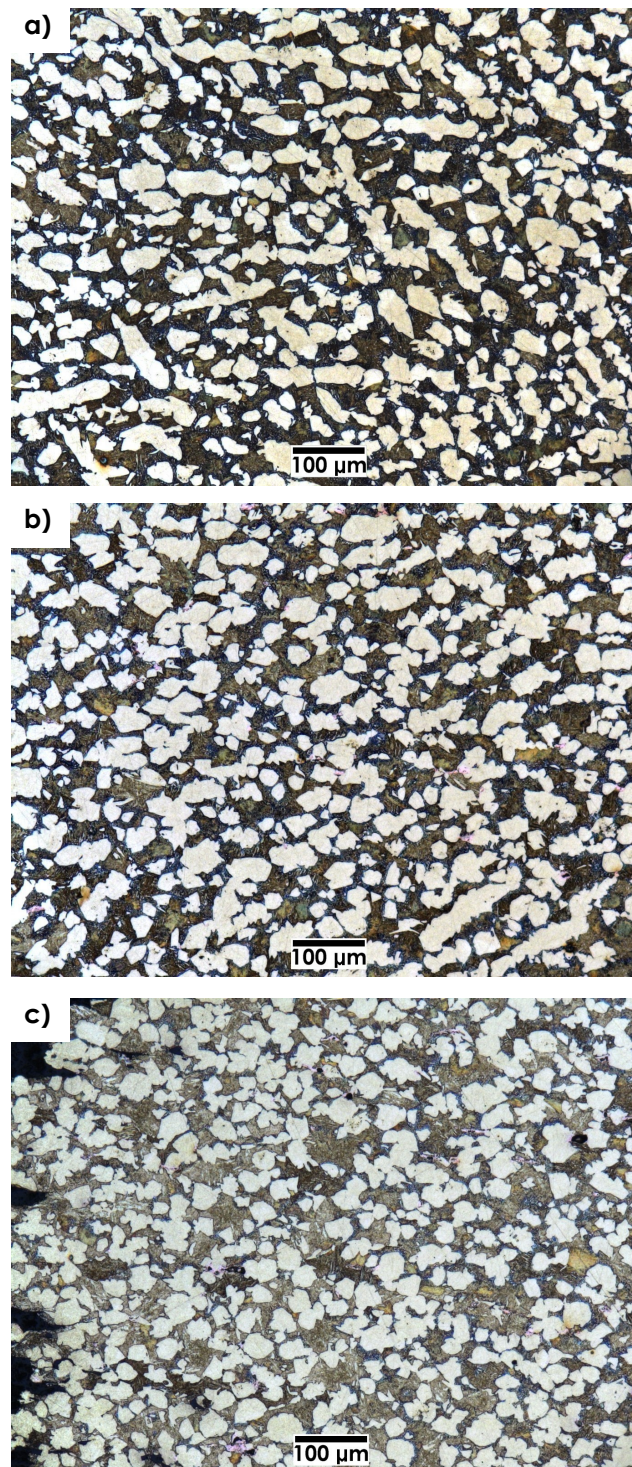


Figura 25. Micrográficas de la aleación Cu-10.2%(peso)Al mostrando los cambios microestructurales durante la deformación superplástica en la probeta, a 650 °C. Las secciones son: a) cabeza, b) cuello y c) punta.

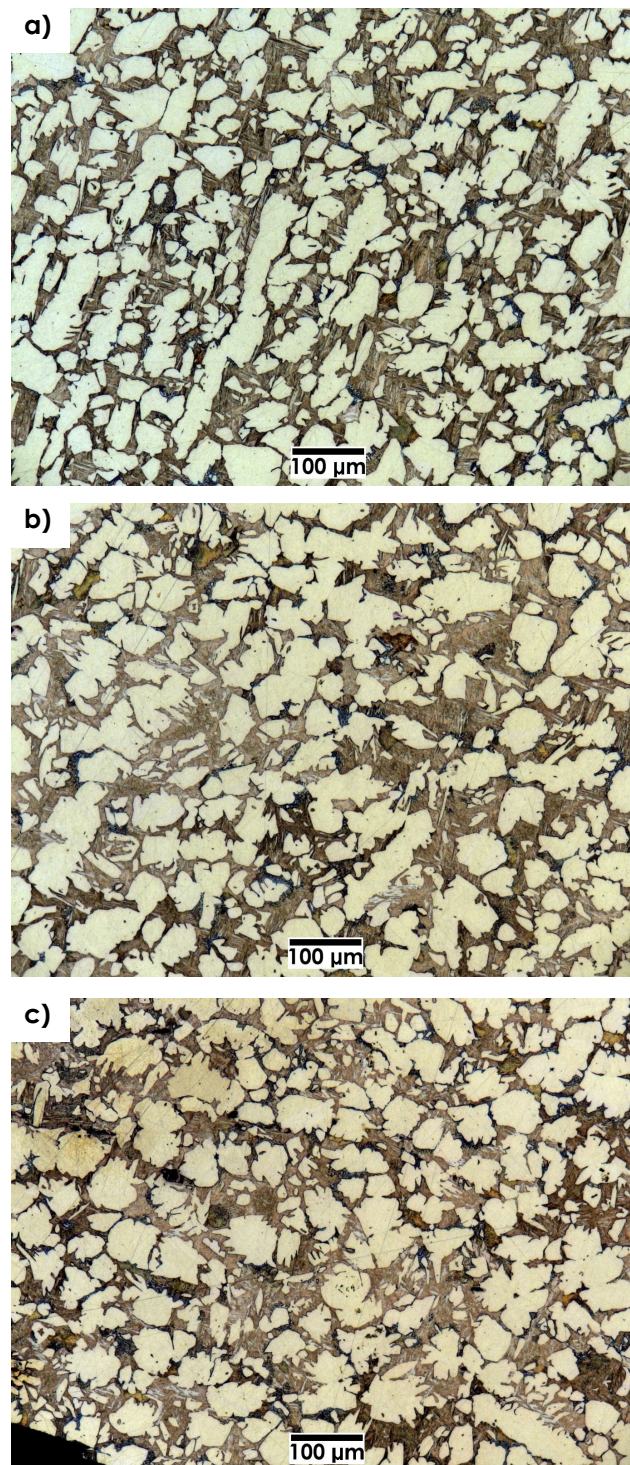


Figura 26. Micrografías de la aleación Cu-11%(peso)Al mostrando los cambios microestructurales durante la deformación superplástica en la probeta, a 700 °C. Las secciones son: a) cabeza, b) cuello y c) punta.

También se tomaron imágenes para observar la cavitación que sufren las probetas durante la deformación superplástica. Se seleccionaron las probetas con los mejores resultados de elongación, sección de fractura. La preparación metalográfica de las muestras solo tiene pulido sin ataque químico. Las imágenes muestran solo un contraste blanco y negro, esto nos permite ver claramente la cavitación en puntos negros, tal como se observa en la figura 27. La dirección de laminación es el eje horizontal de la imagen.

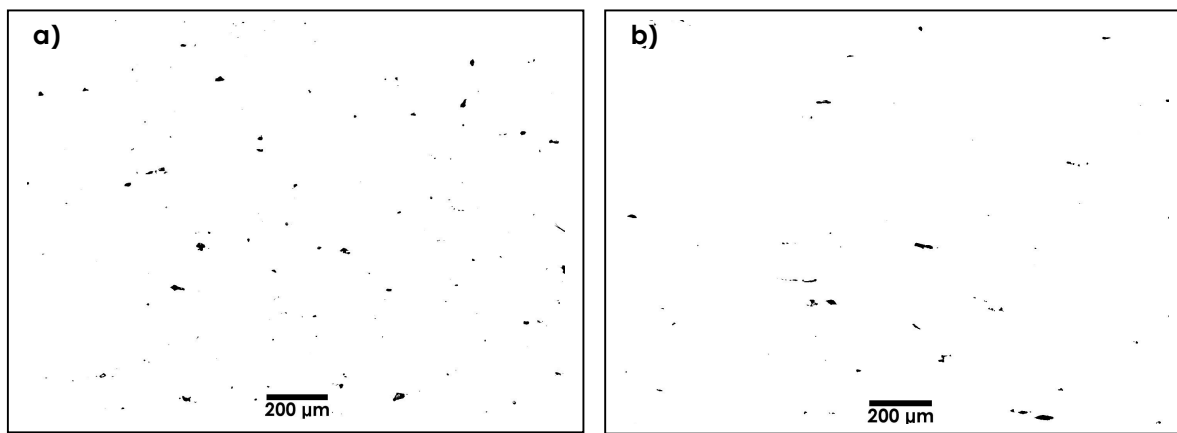


Figura 27. Micrografías de las probetas con mejor comportamiento superplástico mostrando efectos de cavitación, a) aleación Cu-10.2%(peso)Al a 650 °C, b) aleación Cu-11%(peso)Al a 700 °C.

Como se puede observar existe cavitación en ambas aleaciones, se puede esperar este resultado en este tipo de aleaciones, la aleación con 11%(peso)Al muestra menor cantidad de cavitación. Esta disminución de la cavitación puede ser atribuida por el efecto de la temperatura, ésta permite un mejor mecanismo de difusión durante el proceso de deformación.

V. DISCUSIÓN

5.1 REFINAMIENTO MICROESTRUCTURAL

Una vez finalizados los pasos de la metodología planteada en este trabajo, podemos hacer un análisis de los resultados obtenidos. La composición química y fusión de las aleaciones si bien no fue realizado conforme estricto balance químico, éstas resultaron dentro del rango de composiciones deseado y pureza necesaria. El tratamiento termomecánico a diferencia de otros tratamientos como el enfriado severo-deformación ó ciclo térmico-deformación, ha mostrado excelentes resultados de resistencia mecánica en las aleaciones Cu-10.2%(peso)Al y Cu-11%(peso)Al [54]. La presencia de una microestructura con granos finos, en este caso, la formación de placas de solución sólida α refinadas por el tratamiento termomecánico y una matriz martensítica β' , dio como resultado buena ductilidad y elongaciones de deformación superplásticas, variando la temperatura y la velocidad de deformación. El conformado superplástico en la industria, a dado mayor importancia a la superplasticidad estructural, es el área más estudiada por el efecto del refinamiento en la microestructura de un material, mediante el procesamiento termomecánico.

El refinamiento de grano se lleva acabo por el rompimiento de la microestructura de colada original por recristalización repetida. Si una transformación ocurre desde una fase β deformada, los sitios de nucleación para la fase α se incrementan promoviendo el refinamiento de la microestructura. El tamaño de placas de solución sólida α promedio oscila entre 27 y 21 μm en ambas aleaciones de estudio. Lo ideal para obtener buenos resultados de elongación superplástica es tener tamaños de grano menores a 10 μm . La ausencia de un elemento o fase inhibidora en las aleaciones Cu-Al de este trabajo se descarto para poder valorar los resultados de deformación superplástica en aleaciones simples, confiando en los excelentes resultados de superplasticidad encontrados en este tipo de aleaciones [15].

Las micrografías en esta tesis son mostradas en contraste blanco y negro. Con base en los patrones de difracción de rayos-X, la fase γ_1 esta presente pero es imperceptible en el contraste de grises empleado. La determinación de esta fase se muestra en una micrografía a color, figura 28, donde se aprecia la fase γ_1 en color azul, 500x. Esta fase está presente en las micrografías mostradas del tratamiento termomecánico y en las elongaciones máximas de superplasticidad.

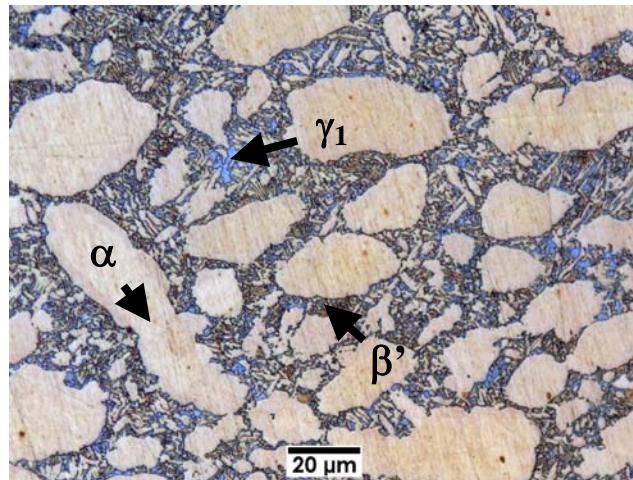


Figura 28. Micrografía que muestra la fase γ_1 en color azul, fase α grano claro, fase β' granos oscuros (Aleación Cu-10.2%Al con TTM).

Por otra parte, la perturbación de la curva esfuerzo-daformación en la aleación Cu-10.2%Al, figura 15, se puede explicar de la siguiente manera. Las aleaciones Cu-Al forman maclas debido a que su energía de falla de apilamiento decrece con el aumento de aluminio, sin exceder el límite de solubilidad de la fase α , por lo que sólo se forman maclas de la fase α bajo deformación [10].

5.2 COMPORTAMIENTO SUPERPLÁSTICO

Una vez obtenidos los resultados de las máximas elongaciones superplásticas, la aleación Cu-10.2%(peso)Al mostró variantes interesantes, la mayor elongación la obtuvo a 650 °C ($\delta = 325.60\%$), los valores de m oscilan de 0.5 a 0.3 en un rango de velocidades de deformación de 1×10^{-4} y $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. El mecanismo que predomina es el deslizamiento del límite de grano y rotación del grano. Se pueden ver las ventajas

y desventajas de estos resultados en comparación con otras aleaciones Cu-Al ya reportadas con respecto a sus propiedades superplásticas, ver tabla 8. A 700 °C las elongaciones se mantuvieron constantes pero por debajo de 300 % de elongación, estos resultados no favorecen a una superplasticidad aceptable. A 750 °C mostró una elongación de 318.26 %, con un valor de $m = 0.33$ y $\dot{\epsilon}$ de $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. Esto se debe probablemente a mayores mecanismos de recuperación tanto por difusión como por movimiento de dislocaciones favorecidos por la alta temperatura. A más alta velocidad ($5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$) la elongación tajantemente pierde efecto cayendo su valor de m a 0.25. Los valores aquí obtenidos pueden tomarse como aceptables, con la diferencia de un aumento en la temperatura de 50 °C, y con la ventaja de mayor velocidad de deformación y menor presencia de cavitación en la muestra.

Por otra parte, los altos valores de m que oscilan de 0.5 a 0.3, obtenidos a 750 °C en un rango de velocidades de deformación de 1×10^{-5} y 1×10^{-2} , no coinciden con los valores obtenidos de elongación de las pruebas de superplasticidad. El % de elongación en este rango de velocidades es bajo. Muy posiblemente la sensibilidad de la muestra a altas temperaturas no fue registrada satisfactoriamente por las condiciones de operación del equipo de tensión. Durante los ensayos de tensión se encontró un defecto en este sentido, el ajuste de las barras durante la acción de tensión no fue el mismo en comparación con las demás pruebas. En este caso, se necesitaría un equipo con capacidad de registrar velocidades de deformación muy lentas, para poder confiar en los resultados.

Tabla 8. Comparación de aleaciones Cu-Al y sus propiedades superplásticas.

Aleación	T °C	$\dot{\epsilon}$ (1/s)	m	δ (%)
Cu-4Al-2Si-0.4Co [47]	470 - 600	$1.6 \times 10^{-6} - 1.6 \times 10^{-4}$	0.35 - 0.46	200 - 320
Cu-10Al-5Fe-5Ni [15]	750 - 850	$5 \times 10^{-3} - 1 \times 10^{-1}$	-	1000 - 5500
Cu-10.2%(peso)Al	650	1×10^{-3}	0.3 - 0.5	325

En el caso de la aleación Cu-11%(peso)Al, la elongación máxima se presenta a 700 °C, $\delta = 325.60 \%$ y una velocidad de deformación más baja no aceptable, $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. A 650 °C, se obtiene una elongación aceptable de 304.7 %, a mejor velocidad de deformación que el resultado de mejor elongación obtenido a 700 °C. A 750 °C

nuevamente vemos el caso muy similar de resultados obtenidos que en la aleación de Cu-10.2%(peso)Al a la misma temperatura.

La cantidad de la fase β' martensítica y su efecto en la deformación superplástica tiene un efecto significativo. Las propiedades mecánicas se ven mejoradas gracias a la presencia de la misma. Caso contrario durante el proceso de deformación superplástica. Se puede observar que las placas de solución sólida α no consiguen disminuir su tamaño durante el proceso como normalmente ocurre gracias a los mecanismos de deslizamiento de límite de grano. En las aleaciones Cu-Al, se tubo un mejor refinamiento de placas e menor cantidad de aluminio. Esta hipótesis puede ser soportada, ya que solo se tiene referencia de superplasticidad en concentraciones de 10% de aluminio [15].

El efecto de la cavitación durante la deformación superplástica disminuye con el aumento de la temperatura. Podemos comentar que los mecanismos de recuperación a alta temperatura se ven más favorecidos, permitiendo una mejor difusión en las fronteras del grano. Para apreciar la disminución de la cavitación se muestra la figura 29. Las imágenes mostradas representan las mejores elongaciones para la aleación Cu-10.2%(peso)Al, a) $\delta = 326 \%$, $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ a $650 \text{ }^\circ\text{C}$, b) $\delta = 318.26 \%$, $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ a $750 \text{ }^\circ\text{C}$. La imagen (b) muestra claramente una reducción de la cavitación en la probeta deformada superplásticamente, esta es una característica particular en estas aleaciones, la susceptibilidad a la cavitación [12].

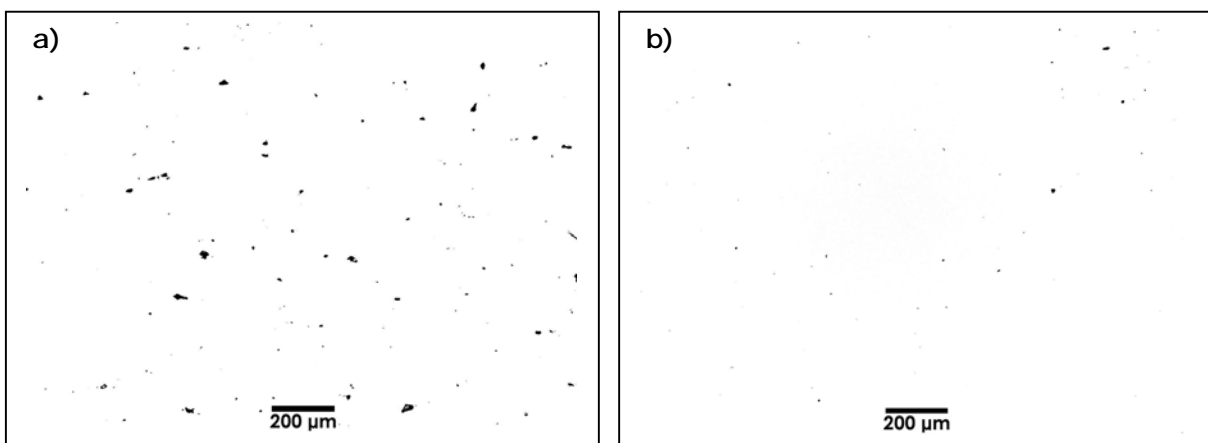


Figura 29. Micrografías de la aleación Cu-10.2%(peso)Al que muestran la cavitación durante el deformado superplástico. a) $650 \text{ }^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, b) $750 \text{ }^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$.

Durante la deformación Superplástica, las fases presentes del tratamiento termomecánico no sufren ningún cambio de estructuras, el rango de temperaturas donde se lleva a cabo la deformación superplástica es una región donde existen las fases $\alpha+\beta$. Los cambios que presenta la microestructura son la intensidad de fases registradas de las mismas, β' aumenta y la solución sólida α y γ_1 disminuyen. Esto se puede observar en la figura 30, muestra un patrón de difracción de la aleación Cu-10.2%(peso)Al, es una demostración de lo que ocurre en las dos aleaciones. La muestra es la sección de fractura de una prueba ensayada superplásticamente, en este caso, se selecciono la mejor elongación de 325.6 % y velocidad de deformación de $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, a $650 \text{ }^\circ\text{C}$.

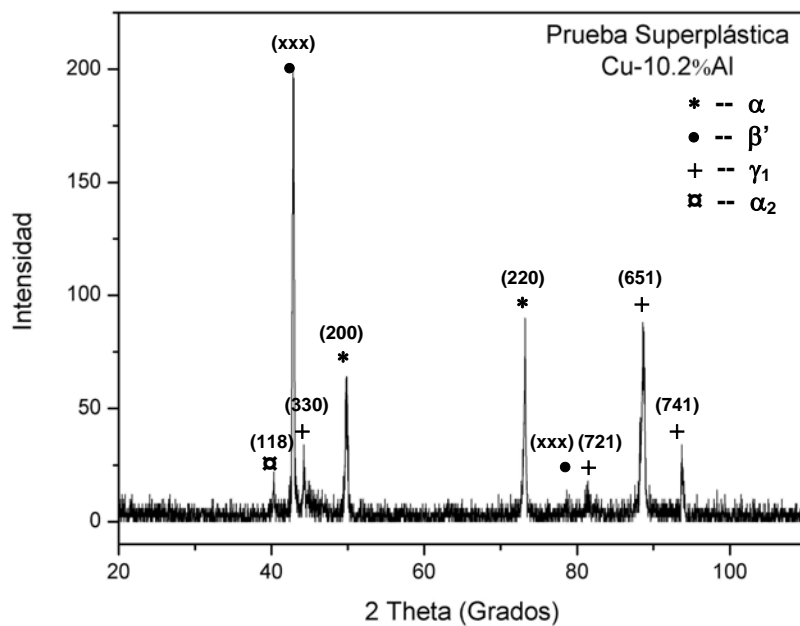


Figura 30. Difractograma de una prueba superplástica, aleación Cu-10.2%Al, a $650 \text{ }^\circ\text{C}$.

VI. CONCLUSIONES

1. Las dos aleaciones mostraron sensibilidad a la velocidad de deformación m en un rango entre 0.5 y 0.3 y velocidades de deformación entre 5×10^{-4} y $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$.
2. Los mejores resultados de superplasticidad obtenidos para la aleación Cu-10.2%(peso)Al son 325.6 % de elongación a $650 \text{ }^\circ\text{C}$ y velocidad de deformación de $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Una característica importante es la elongación que se obtuvo de 318.2 % a $750 \text{ }^\circ\text{C}$ a una alta velocidad de deformación de $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. La aleación Cu-11%(peso)Al mostró una máxima elongación de 325.6 % a $700 \text{ }^\circ\text{C}$ y velocidad de deformación de $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Las aleaciones se vieron afectadas por la presencia mínima de cavitación, comúnmente presentes en las aleaciones Cu-Al.
3. La solución sólida α , la fase β' y la fase γ_1 coexisten de manera uniforme en ambas aleaciones, siendo la aleación Cu-11%(peso)Al la que contiene mayor cantidad de fase β' martensítica. La presencia de la fase β' es un factor importante para la obtención de buenas propiedades mecánicas, también, para un mejor control de refinamiento e inhibición del crecimiento del grano durante el deformado superplástico aunque en mayor concentración el esfuerzo de flujo aumenta, el refinamiento de grano no es óptimo para obtener una buena elongación superplástica, comparando ambas aleaciones.
4. Los mecanismos que gobiernan la deformación superplástica son los correspondientes a la región II (Deslizamiento del límite de grano) y III (Deslizamiento múltiple). La recristalización dinámica se manifiesta en el análisis microestructural donde los granos α disminuyen su tamaño y forma, de apariencia equiaxial.

REFERENCIAS

- [1] Oleg D. Sherby and Jeffrey Wadsworth, *Progress in Materials Science*, Vol. 33 (1989) p. 169-221.
- [2] Oleg D. Sherby, *ISIJ International*, Vol. 29, No. 8 (1989) p. 698-716.
- [3] Yasuhiro Maehara, *The sumitomo Search*, No. 52 (1993) p. 24-38.
- [4] M. M. I. Ahmed and T.G. Langdon, *Metall. Trans.* Vol. 8A (1977) p. 1832-1833.
- [5] O. Ruano, *Rev. Metal. CENIM*, Vol. 18, No 5 (1982) p. 275-285.
- [6] J. Pilling and N. Ridley, Superplasticity in Crystalline Solids, The Institute of Metals, The Camelot Press plc, England, (1989) p. 1-7.
- [7] J. Wadsworth and O. D. Sherby, Mechanical Properties of hypereutectoid steels and cast irons, TMS (1997) p. 41.
- [8] T. G. Nieh, J. Wadsworth and O. D. Sherby, *Int. Mater. Rev.*, Vol. 36 (1991) p. 146.
- [9] A. A. Hussein, *Metall. Trans. A*, Vol. 13 (1982) p. 847.
- [10] J. M. Salgado, Desarrollo de Aleaciones Cobre-Aluminio de Alta Resistencia Mecánica, Tesis, ESIQIE, IPN, México, D.F, 2001.
- [11] D. R. Askeland, Ciencia e Ingeniería de los Materiales, 3ed, Ed. Internacional Thomson (1998) p. 347.
- [12] N. Ridley, *Materials Science and Technology*, Vol. 6 (1990) p. 1145-1156.
- [13] K. Higashi, T. Ohnishi, Y. Nakatani, *Scr. Metall.*, Vol. 22 (1985) p. 821.
- [14] Y. Nakatani, T. Ohnishi and K. Higashi, *J. Japan Inst. Metals*, Vol. 48 (1984) p. 113.
- [15] K. Higashi, T. Ohnishi and Y. Nakatani, *Scripta. Metall*, Vol. 19 (1985) p. 821-824.
- [16] E. Geckinli, Technical University of Istanbul, Istanbul, Turkey, Private Communication (1987).
- [17] J. Wadsworth and O. D. Sherby, *Prog. Mater. Sci.* Vol. 25 (1980) p. 35.
- [18] O. D. Sherby and J. Wadsworth, *Scient. Am.* Vol. 252(2) (1985) p. 112.
- [19] T. Oyama, O. D. Sherby, O. A. Ruano, D. W. Kum and J. Wadsworth, Superplasticity, ASM Technical Publication No. 8401 (Edited by S. Agrawal). Metals Park, OH; American Society for Metals, Vol. 32 (1984).
- [20] O. D. Sherby, T. Oyama, D. W. Kum, B. Walser and J. Wadsworth, *J. Metals*, Vol. 37(6) (1985) p. 50.
- [21] G. D. Bengough, *J. Inst. Metals*, Vol. 7 (1912) p. 123.
- [22] W. Rosenhain, J. L. Haughton and K. E. Bingham, *J. Inst. Met.*, Vol. 23 (1920) p. 261.

- [23] C. E. Pearson, J. Inst. Met., Vol. 4 (1934) p. 111.
- [24] A. A. Bochvar and Z. A. Sviderskaya, Izvestia Acad. Nauk. USSR, OTN, Vol. 9 (1945) p. 821.
- [25] E. E. Underwood, Trans. AIME, Vol. 224 (1962) p. 914.
- [26] F. Wakai, S. Sakaguchi and Y. Matsuno, Adv. Ceram. Mater., Vol. 1 (1986) p. 259.
- [27] F. Wakai, S. Sakaguchi, K. Kanayama, H. Kato and H. Onishi, Ceramic Materials and Components for Engines, Deutsche Keramische Gesellschaft, Bad Honnef (1986) p. 315.
- [28] T. G. Nieh, J. Wadsworth and O. D. Sherby, Superplasticity in Metals and Ceramics, Cambridge University Press, Cambridge, England (1997).
- [29] O. D. Sherby and P. M. Burke, Progress in Materials Science, Vol. 13 (1968).
- [30] Y. Maehara, Trans. Iron Steel Inst. Jpn. Vol. 27 (1987) p. 705.
- [31] J. J. Gilman, in Mechanical Behavior of Crystalline Solids, Nat. Bureau of Standards, Monograph 59 (1963) p. 79.
- [32] J. W. Edington, K. N. Melton and C. P. Cutler, Prog. Materl. Sci, Vol. 21 (1976) p. 67-170.
- [33] J. Hedworth and M. J. Stowell, J. Materl. Sci. Vol. 6 (1971) p. 1061-1069.
- [34] T. G. Langdon, Metall. Trans. Vol. 13A (1982) p. 689-701.
- [35] P. M. Hazzledine and D. E. Newbury, Grain Boundary Structure and Properties Ed. G. A. Chadwick and D. A. Smith, Publ. Academic Press (1976) p. 235-266.
- [36] A. Ball and M. M. Hutchison, Metal Sci. J. Vol. 3 (1969) p. 1-7.
- [37] A. K. Mukherjee, Materl. Sci and Eng. Vol. 8 (1971) p. 83-89.
- [38] R. C. Gifkins, Superplastic forming of Structural Alloys, Ed. N. E. Paton and C. H. Hamilton, publ. TMS-AIME, Warrendale (1982) p. 3-26.
- [39] L. K. L. Falk, P. R. Howell, G. L. Dunlop and T. G. Langdon, Acta Metall Vol. 34 (1986) p. 1203-1214.
- [40] M. F. Ashby and R. A. Verrall, Acta Metall. Vol. 21 (1973) p. 149-163.
- [41] J. R. Spingarn and W. D. Nix, Acta Metall Vol. 26 (1978) p. 1389-1398.
- [42] Rai and Grant, N. J. Metall. Trans. A. 14a (1983) p. 1451.
- [43] D. W. Livesey y N. Ridley, Metall. Trans. 9A (1978) 519-526.
- [44] D. W. Livesey y N. Ridley, Metall. Trans. 13A (1982) 1619-1626.
- [45] R. D. Schelling y G. H. Reynolds, Metall Trans 4A (1973) 2199 – 2203.
- [46] D. M. Ward, B. J. Helliwell y R. J. Penrice, Metallurgica y Metal Forming (1973) 319-324.
- [47] S. A. Shei y T. G. Langdon, Acta Metall. 26 (1978) 639-646.
- [48] S. A. Shei y T. G. Langdon, Acta Metall. 26 (1978) 1153-1158.
- [49] S. A. Shei y T. G. Langdon, J. Materl. Sci. 16 (1981) 2988-2996.
- [50] R. G. Fleck, C. J. Beevers and D. M. R. Taplin, J. Materl. Sci. 9 (1974) 1737-1744.

- [51] Sydney H. Avner, Introducción a la metalurgia física, 2 edición, Ed. McGraw-Hill, México (1988) p. 456-493.
- [52] Charlie R. Brooks, Heat treatment, structure and properties of nonferrous alloys, ASM, Ohio, (1982) p. 275.
- [53] ASM Handbook, Vol. 3, alloy phase diagrams, ASM International, 9 Ed, March 2000, USA, p. 2-44.
- [54] J. M. Salgado, Desarrollo de aleaciones cobre-aluminio de alta resistencia mecánica, TESIS Maestría, ESIQIE-IPN, México, D.F. (2001).
- [55] O. Ruano y O. Sherby, Caracterización y obtención de materiales superplásticos de pequeño tamaño de grano, Rev. Metal. CENIM, Vol. 19 No 5 (1983) p. 261-270.
- [56] ISO 6892, Metallic Materials - Tensile Testing, (1984), p. 74.
- [57] Metals Handbook, Vol. 2 Properties and Selection Nonferrous Alloys and Pure Metals, 9 Ed, (ASM International, Ohio. 1998) p. 237.1328.
- [58] Hussein A. A. Structure property in dual-phase Cu-Al alloys: part I, Metallurgical transactions A, vol. 13, (1982) p. 834-846.

APÉNDICE

1. RUTAS DE LAMINACIÓN DEL TRATAMIENTO TERMOMECAÁNICO

Aleación Cu-10.2%Al (Espesor inicial 24.4 mm)

Temperatura °C	Paso por vuelta	Reducción (mm)	Espesor (mm)	Deformación ϵ	$\Sigma\epsilon$
950	1-10	2.7	21.7	0.1106	0.1106
900	1-10	2.7	19	0.1244	0.2350
850	1-10	2.7	16.3	0.1421	0.3771
800	3-3	2.43	13.87	0.1490	0.5261
767	3-3	2.43	11.44	0.1751	0.7012
734	2-3	1.62	9.82	0.1416	0.8428
701	2-3	1.62	8.2	0.1649	1.007
668	1-3	0.81	7.39	0.0987	1.1064
667	1-3	0.81	6.58	0.1096	1.216
600	1-3	0.81	5.77	0.1231	1.339
575	1-3	0.81	4.96	0.1230	1.462

Aleación Cu-11%Al (Espesor inicial 24.6 mm)

Temperatura °C	Paso por vuelta	Reducción (mm)	Espesor (mm)	Deformación ϵ	$\Sigma\epsilon$
900	1-12	3.24	21.36	0.1317	0.1317
875	1-12	3.24	18.12	0.1516	0.2833
850	1-12	3.24	14.88	0.1788	0.4621
825	1-12	3.24	11.64	0.2177	0.6798
800	1-9	2.43	10.83	0.0695	0.7493
775	1-3	0.81	10.02	0.0747	0.8240
750	1-3	0.81	9.21	0.0808	0.9048
725	1-3	0.81	8.4	0.0879	0.9927
700	1-3	0.81	7.59	0.0964	1.0891
675	1-3	0.81	6.78	0.1067	1.1958
650	1-3	0.81	5.97	0.1194	1.3152
625	1-1 ½	0.405	5.43	0.0904	1.4056
600	1-1	0.27	5.16	0.0497	1.4553
600	1-2	0.54	5.30*	-	-
600	1-1	0.27	4.86*	0.0581	1.5134

* Medida real del lingote después del paso de laminación.

Datos técnicos del Molino de laminación: 1 vuelta del volante del molino equivale a 0.27 mm, 2 vueltas = 0.54 mm, 3 vueltas = 0.81 mm. La presión de aceite hidráulico es de 45 y 55 Kg/cm², durante el trabajo es de 50 a 60 Kg/cm². La velocidad del rodillo es de 20 m/min.

2. TABLAS DE CARACTERIZACIÓN MEDIANTE DRX

NOMENCLATURA DE ESTRUCTURAS CRISTALINAS

Fase	Composición % peso Cu	Pearson Symbol	Grupo Espacial	Fórmula	Estructura Cristalina	Átomos x, y, z
γ_1	79.7 a 84	cP52	P $\bar{4}$ 3m	Cu ₉ Al ₄	Cúbica	γ brass. Para Al ₄ Cu ₉ , a = 8.70 Å. Ejem. Ga ₄ Cu ₉ .
β	85 a 91.5	cI2	Im3m	W	Cúbica	2 átomos en: 0,0,0; ½,½,½. Para W, a = 3.16 Å Ejem: β Cu-Zn alta temperatura.
α_2	88.5 a 89	tI8	I4/mmm	Al ₃ Ti	Tetragonal	2 átomos de Ti en: 0,0,0; ½,½,½. 2 átomos Al(1) en: 0,0,½; ½,½,0. 4 átomos Al(2) en: 0,½,¼; ½,0,¼; ½,0,¾; 0,½,¾. Para Al ₃ Ti a = 3.85 Å, c = 8.60 Å. Ejem: Al ₃ Nb, Ga ₃ Ti
α	90.6 a 100	cF4	Fm $\bar{3}$ m	Cu	Cúbica	4 átomos en 0,0,0; ½,0,½; 0,½,½; ½,½,0. Para Cu, a = 3.61 Å. Ejem: Ag, Al, Au, α -Ca, α -Ce, etc.
β'	***	cF16	Fm3m	AlCu ₂ Mn	Cúbica	Heusler alloy. Para AlCu ₂ Mn a = 5.95 Å. Ejem: AgAuCd ₂ , AlNi ₂ Ta, etc.

Bibliografía.- ASM Handbook, ASM International, Ohio 1999. Vol. 3 (Alloy Phase Diagrams), Vol. 9 (Metallography and Microstructures).

FASES PRESENTES EN LA ALEACIÓN CU-10.2%AL CON TRATAMIENTO TERMOMECAÁNICO

Patrón de difracción experimental			Identificación de picos Programas DRXWin-CreaFit y EVA						
Pico	2 θ	d (Å)	Pico	2 θ	d (Å)	hkl	Fórmula	Fase	Carta PDF
1	22.81	3.898	3	22.839	3.890	210	Cu ₉ Al ₄	γ_1	240003
2	25.24	3.529	4	25.039	3.553	211	Cu ₉ Al ₄	γ_1	240003
3	30.96	2.889	5	30.799	2.900	300	Cu ₉ Al ₄	γ_1	240003
4	42.89	2.109	3	42.981	2.10265	-	AlCu ₂ Mn	β'	251122
5	44.34	2.043	8	44.119	2.050	330	Cu ₉ Al ₄	γ_1	240003
6	49.97	1.825	2	50.431	1.8080	200	Cu	α	040836
7	51.52	1.774	11	51.399	1.776	422	Cu ₉ Al ₄	γ_1	240003
8	53.85	1.703	12	53.659	1.706	510	Cu ₉ Al ₄	γ_1	240003
9	64.42	1.446	15	64.159	1.450	600	Cu ₉ Al ₄	γ_1	240003
10	73.24	1.292	3	74.127	1.278	220	Cu	α	040836
11	81.49	1.181	20	81.133	1.184	721	Cu ₉ Al ₄	γ_1	240003
12	88.76	1.106	21	88.353	1.105	651	Cu ₉ Al ₄	γ_1	240003

FASES PRESENTES EN LA ALEACIÓN CU-11%AL CON TRATAMIENTO TERMOMECAÁNICO

Patrón de difracción experimental			Identificación de picos Programas DRXWin-CreaFit y EVA						
Pico	2 θ	d (Å)	Pico	2 θ	d (Å)	hkl	Fórmula	Fase	Carta PDF
1	27.26	3.271	4	26.426	3.370	105	Al ₃ Ti	α_2	260038
2	34.83	2.576	6	35.718	2.511	222	Cu ₉ Al ₄	γ_1	240003
3	40.35	2.235	8	39.116	2.301	118	Al ₃ Ti	α_2	260038
4	42.81	2.112	3	42.981	2.10265	-	AlCu ₂ Mn	β'	251122
5	44.86	2.021	8	44.119	2.050	330	Cu ₉ Al ₄	γ_1	240003
6	46.70	1.945	10	46.814	1.939	200	Al ₃ Ti	α_2	260038
7	49.87	1.829	2	50.431	1.808	200	Cu	α	040836
8	73.09	1.295	3	74.127	1.278	220	Cu	α	040836
9	78.20	1.222	8	78.742	1.2143	-	AlCu ₂ Mn	β'	251122
10	82.60	1.168	20	81.133	1.184	721	Cu ₉ Al ₄	γ_1	240003
11	88.53	1.105	21	88.353	1.105	651	Cu ₉ Al ₄	γ_1	240003
12	93.75	1.056	22	91.953	1.071	741	Cu ₉ Al ₄	γ_1	240003