



**UNIVERSIDAD DE CHILE
FACULTAD DE CIENCIAS FÍSICAS Y MATEMÁTICAS
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA**

**RECUPERACIÓN Y RECRISTALIZACIÓN DE ALEACIONES DE
COBRE CON TITANIO Y CARBONO**

MEMORIA PARA OPTAR AL TÍTULO DE INGENIERO CIVIL MECÁNICO

RAÚL ANTONIO ROJAS CORNEJO

PROFESOR GUÍA:

RODRIGO PALMA HILLERNS

MIEMBROS DE LA COMISIÓN:

ALEJANDRO ZÚÑIGA PAEZ

RODRIGO ESPINOZA GONZÁLEZ

SANTIAGO DE CHILE

OCTUBRE 2010

RECUPERACIÓN Y RECRISTALIZACIÓN DE ALEACIONES DE COBRE CON TITANIO Y CARBONO

En diversas situaciones se requieren materiales conductores eléctricos que mantengan sus propiedades mecánicas a esfuerzos elevados y temperaturas entre 500 y 800 °C (electrodos para soldadura por resistencia eléctrica). Estudios previos han demostrado que las aleaciones de cobre endurecidas por dispersión de nanocerámicas satisfacen estos requerimientos.

En el presente Trabajo de Título, se estudió la influencia de la solubilidad de los elementos aleantes (Ti y C) en las aleaciones de Cu, reforzadas por una dispersión de nanocerámico (TiC) producidas in situ, además de otros dispersoides como TiO₂ y TiCu₄ producidos durante el proceso de formación de la aleación y como todos estos influyen sobre la microestructura de dichas aleaciones. También se analizaron los fenómenos de recuperación y recristalización en el Cu y en una aleación Cu-Ti-C, preparada también por molienda reactiva y extrusión. Los cambios microestructurales fueron seguidos usando MO, y las características mecánicas fueron evaluadas usando pruebas de microdureza y pruebas de compresión de alta temperatura.

Para realizar estos estudios, se deformaron el cobre y las aleaciones en frío, en distintos grados, efectuándoles recocidos entre 200 y 900 °C, para el caso del cobre, y entre 500 y 900 °C para la aleación. Se ensayaron en compresión en caliente las probetas, sin deformación previa, a 250 y 500 °C para el cobre y a 700, 800 y 860 °C para el caso de la aleación, interrumpiéndolos a ciertos tiempos y templando las probetas. Posteriormente, éstas fueron analizadas mediante MO, con el fin de estudiar la influencia de la temperatura y el tiempo sobre la microestructura.

Se concluyó que el Cu se recristaliza de forma estática entre los 200 °C y los 500 °C, mientras que la aleación Cu-5%v TiC recristaliza de forma estática entre 700 °C y 900 °C. Se propone que esta diferencia de temperatura de recristalización estática es debida a la presencia de Ti y C en solución sólida y dispersoides (TiC, TiO₂ y TiCu₄) en la aleación, todos los cuales retardan la recristalización.

Para el Cu, se identificó una tendencia de recristalización dinámica que sigue un patrón de reducción de dureza, parecida a lo mostrado por la recristalización estática. La aleación Cu-5%v TiC muestra un bajo grado de recristalización dinámica en los rangos de temperatura entre 700 °C y 860 °C, a diferencia de la recristalización estática. Se propone que esta diferencia en la recristalización dinámica se debe a una mayor precipitación de dispersoides (TiC, TiO₂ y TiCu₄), en comparación con la producida en la recristalización estática.

Se identificó que hay una mayor densidad de granos recristalizados para el Cu. Además de ser mas grandes estos granos que para el Cu-5%v TiC. Este fenómeno se debe a que en la aleación el Ti y el C en solución sólida y como formadores de dispersoides (TiC, TiO₂, TiCu₄) retardan la recristalización dinámica.

AGRADECIMIENTOS

A mi familia, polola, amigos, compañeros de universidad, profesores y maestros del taller. Por su ayuda para llegar a terminar esta memoria y la carrera.

ÍNDICE

I.	INTRODUCCIÓN	1
	1.1 OBJETIVOS	1
II.	ANTECEDENTES	2
	2.1 ALEACIÓN MECÁNICA	2
	2.2 ENDURECIMIENTO POR DISPERSIÓN	3
	2.3 CARBURO DE TITANIO (TiC)	4
	2.4 RECUPERACIÓN Y RECRISTALIZACIÓN	5
	2.5 "RECRISTALIZACIÓN ESTÁTICA DEL TI PURO LAMINADO EN CALIENTE INFLUENCIADO POR LA NO HOMOGENEIDAD MICROESTRUCTURAL"	6
	2.6 "EFECTO DE LA TEMPERATURA EN LAS CURVAS ESFUERZO-DEFORMACIÓN EN CALIENTE DE UNA ALEACIÓN CU-GeO ₂ (0,2%P Ge)"	10
	2.7 "RECRISTALIZACIÓN ESTÁTICA DEL TI PURO LAMINADO EN CALIENTE INFLUENCIADO POR LA NO HOMOGENEIDAD MICROESTRUCTURAL"	11
	2.8 "COMPORTAMIENTO DE LA RESISTENCIA A ALTA TEMPERATURA DE ALEACIONES CU-1,5%P Ti"	12
	2.9 "COMBINACIÓN DE ENDURECIMIENTO POR PRECIPITACIÓN Y DISPERSIÓN EN LA ALEACIÓN CU-Ti-Si PRODUCIDA POR PULVIMETALURGIA "	13
III.	HIPÓTESIS	15
IV.	METODOLOGÍA	16
V.	PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	17
VI.	RESULTADOS.....	20
	6.1 RESULTADOS DEL ANÁLISIS QUÍMICO DE LA ALEACIÓN	20
	6.2 ESTUDIOS DE RECUPERACIÓN Y RECRISTALIZACIÓN ESTÁTICA DEL COBRE	21
	6.3 ESTUDIOS DE RECUPERACIÓN Y RECRISTALIZACIÓN DINÁMICA DEL COBRE	22
	6.4 ESTUDIOS DE RECUPERACIÓN Y RECRISTALIZACIÓN ESTÁTICA DE LA ALEACIÓN CU-5%vTiC NOMINAL	27
	6.5 ESTUDIOS DE RECUPERACIÓN Y RECRISTALIZACIÓN DINÁMICA DE LA ALEACIÓN CU-5%vTiC NOMINAL.....	29
VII.	DISCUSIÓN	35
	7.1 EFECTO DE LA TEMPERATURA DE RECOCIDO SOBRE LA DUREZA EN MUESTRAS DEFORMADAS EN FRÍO	35
	7.2 EFECTO DE LA TEMPERATURA Y EL ESFUERZO DE COMPRESIÓN SOBRE LA DUREZA Y LA MICROESTRUCTURA EN MUESTRAS SIN DEFORMACIÓN PREVIA	37
VIII.	CONCLUSIONES	40
IX.	BIBLIOGRAFÍA	41

ÍNDICE DE FIGURAS

FIGURA 1: ESQUEMA DE MOLINO ATRITOR [3].	2
FIGURA 2: EVOLUCIÓN DEL TAMAÑO DE LOS POLVOS EN FUNCIÓN DEL TIEMPO [3].	3
FIGURA 3: EFECTO DEL RECOCIDO SOBRE LA ESTRUCTURA Y CAMBIOS DE LAS PROPIEDADES METÁLICAS DE UN METAL TRABAJADO EN FRÍO [8].	5
FIGURA 4: FOTOGRAFÍA INVERSA EBSD DEL CP-Ti: (A) COMO-RECIBIDO Y ENTONCES LAMINADO A UNA REDUCCIÓN DEL 60% EN (B) 25 °C, (C) 150 °C, (D) 300 °C, (E) 450 °C Y (F) 600 °C. EN (F), LOS GEMELOS COMPRESIVOS DEFORMADOS DURANTE EL LAMINADO SON INDICADOS POR LOS TRIÁNGULOS [9].	6
FIGURA 5: MICROGRAFÍAS DE CP-Ti USANDO TEM PARA LAMINADOS HASTA EL 60%; (A) 25 °C, (B) 150 °C, (C) 450 °C Y (D) 600 °C [9].	7
FIGURA 6: VARIACIÓN DE LA MICRODUREZA DE LA LAMINACIÓN AL 60% DEL CP-Ti A VARIAS TEMPERATURAS [9].	8
FIGURA 7: CINÉTICA DE LA RECRISTALIZACIÓN A 600 °C DE CP-Ti LAMINADO AL 60% A VARIAS TEMPERATURAS [9].	8
FIGURA 8: GRÁFICO DE ESFUERZO-DEFORMACIÓN PARA EL CU-GeO ₂ (0,2%P Ge) [10].	10
FIGURA 9: FRACCIÓN RECRISTALIZADA BASADA EN ANÁLISIS DSC Y MICRODUREZA COBRE LAMINADO AL 70% [11].	11
FIGURA 10: VARIACIÓN DEL LÍMITE DE FLUENCIA Y DE LA RESISTENCIA A LA TRACCIÓN DE UNA ALEACIÓN CU-1,5%P Ti CON RESPECTO A LA TEMPERATURA DE RECOCIDO PARA DOS CONDICIONES: TRATAMIENTO DE SOLUCIÓN Y MÁXIMO RECOCIDO [12].	12
FIGURA 11: MICRODUREZAS DE POLVOS ATOMIZADOS EN ARGÓN (LÍNEAS SEGMENTADAS) Y COMPACTAS ENDURECIDAS (LÍNEAS CONTINUAS) COMO UNA FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA DE RECOCIDO (10 MINUTOS) [13].	13
FIGURA 12: GRÁFICO QUE MUESTRA LA MICRODUREZA EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA DE RECOCIDO PARA MUESTRAS DE CU DEFORMAS PREVIAMENTE AL 20%, 10% Y 5%.	21
FIGURA 13: GRÁFICO QUE MUESTRA LA MICRODUREZA EN FUNCIÓN DEL PORCENTAJE DE DEFORMACIÓN PARA DOS TEMPERATURAS DE COMPRESIÓN EN CALIENTE.	22
FIGURA 14: GRÁFICO QUE MUESTRA LA MICRODUREZA EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA DE RECOCIDO Y LA TEMPERATURA DE COMPRESIÓN EN CALIENTE.	23
FIGURA 15: GRÁFICO QUE MUESTRA EL ESFUERZO REAL EN MPA EN FUNCIÓN DEL PORCENTAJE DE DEFORMACIÓN PARA EL COBRE SIENDO COMPRIMIDO A 250 °C.	24
FIGURA 16: GRÁFICO QUE MUESTRA EL ESFUERZO REAL EN MPA EN FUNCIÓN DEL PORCENTAJE DE DEFORMACIÓN PARA EL COBRE SIENDO COMPRIMIDO A 500 °C.	25
FIGURA 17: GRÁFICO QUE MUESTRA EL ESFUERZO REAL EN MPA EN FUNCIÓN DEL PORCENTAJE DE DEFORMACIÓN PARA EL COBRE SIENDO COMPRIMIDO A 700 °C.	25
FIGURA 18: GRÁFICO QUE MUESTRA EL ESFUERZO REAL EN MPA EN FUNCIÓN DEL PORCENTAJE DE DEFORMACIÓN PARA EL COBRE SIENDO COMPRIMIDO A 700 °C.	26
FIGURA 19: IMAGEN DE COBRE DEFORMADO AL 20% A 500°C A 800X DE AUMENTO.	27
FIGURA 20: GRÁFICO QUE MUESTRA LA MICRODUREZA EN HV EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA DE RECOCIDO PARA MUESTRAS DE CU-5%v TiC, SIN DEFORMACIÓN PREVIA Y DEFORMADAS PREVIAMENTE A 20%, 10% Y 5%.	28
FIGURA 21: GRÁFICO QUE MUESTRA LA MICRODUREZA EN HV EN FUNCIÓN DEL GRADO DE DEFORMACIÓN PARA COMPRESIÓN A 700 °C, 800 °C Y 860 °C, EN MUESTRAS DE CU-5%v TiC.	29
FIGURA 22: GRÁFICO QUE MUESTRA LA MICRODUREZA EN HV EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA DE RECOCIDO Y LA TEMPERATURA DE COMPRESIÓN EN CALIENTE, PARA MUESTRAS DE CU-5%v TiC DEFORMADAS A 20%, 10% Y 5%.	30
FIGURA 23: GRÁFICO QUE MUESTRA EL ESFUERZO REAL EN MPA EN FUNCIÓN DEL PORCENTAJE DE DEFORMACIÓN PARA MUESTRAS DE CU-5%v TiC, QUE FUERON COMPRIMIDAS A 700 °C.	31
FIGURA 24: GRÁFICO QUE MUESTRA EL ESFUERZO REAL EN MPA EN FUNCIÓN DEL PORCENTAJE DE DEFORMACIÓN PARA MUESTRAS DE CU-5%v TiC, QUE FUERON COMPRIMIDAS A 800 °C.	32
FIGURA 25: GRÁFICO QUE MUESTRA EL ESFUERZO REAL EN MPA EN FUNCIÓN DEL PORCENTAJE DE DEFORMACIÓN PARA MUESTRAS DE CU-5%v TiC, QUE FUERON COMPRIMIDAS A 860 °C.	32
FIGURA 26: IMAGEN DE CU-5%v TiC DEFORMADO AL 20%, A 700 °C, AUMENTO DE 800X.	33
FIGURA 27: IMAGEN DE CU-5%v TiC DEFORMADO AL 20% A 860°C, AUMENTO DE 800X.	33

ÍNDICE DE TABLAS

TABLA 1: QUÍMICA DE LA ALEACIÓN CU-5%VTiC NOMINAL.....	20
TABLA 2: MICRODUREZAS DEL COBRE EN HV PARA DISTINTAS DEFORMACIONES Y TEMPERATURAS DE RECOCIDOS.	21
TABLA 3: MICRODUREZAS DEL COBRE EN HV PARA DISTINTAS DEFORMACIONES EN CALIENTE.....	22
TABLA 4: ESFUERZOS PARA LLEGAR A DEFORMAR EN CALIENTE HASTA EL 20%, EL COBRE.	26
TABLA 5: MICRODUREZAS DE CU-5%VTiC NOMINAL EN HV PARA DISTINTAS DEFORMACIONES Y TEMPERATURAS DE RECOCIDOS.	28
TABLA 6: MICRODUREZAS DE CU-5%VTiC NOMINAL EN HV PARA DISTINTAS DEFORMACIONES EN CALIENTE.	29

I. INTRODUCCIÓN

Electrodos de soldadura por resistencia eléctrica, interruptores de alto rendimiento, intercambiadores de calor, cables y alambres magnéticos, son algunas de las aplicaciones que necesitan de materiales con excelente conductividad eléctrica y buena resistencia mecánica a altas temperaturas. En este sentido, las últimas investigaciones se han enfocado en encontrar aleaciones de cobre con nanocerámicos. Estos últimos son los encargados de mejorar la resistencia mecánica, sin afectar las propiedades conductoras del cobre dado que tienen baja solubilidad en la matriz metálica.

En el presente trabajo de memoria, se estudió la influencia de la solubilidad de los elementos aleantes Ti y C en las aleaciones de Cu, reforzadas por una dispersión de nanocerámico TiC producidas in situ, sobre la microestructura de dicha aleación, así como su efecto en el recocido y el ensayo de compresión en caliente de aquélla. También se analizaron los fenómenos de recuperación y recristalización dinámica de una aleación Cu-Ti, preparada por molienda reactiva y extrusión.

1.1 OBJETIVOS

- **Objetivo General:** Estudiar los procesos de recuperación y recristalización estática y dinámica en una aleación Cu-2,25%pTi-0,56%pC, endurecida por dispersión, y compararlos con el Cobre.
- **Objetivos Específicos:**
 - Estudiar el efecto de la temperatura de recocido sobre la dureza, en muestras deformadas en frío.
 - Estudiar el efecto de la temperatura y el esfuerzo de compresión sobre la dureza y la microestructura, en muestras sin deformación previa.

II. ANTECEDENTES

Para mejorar la resistencia mecánica de una aleación a base de cobre a elevadas temperaturas, se busca introducir dispersoides insolubles en la matriz. La insolubilidad de los dispersoides es un factor importante, dado que si los dispersoides fueran a entrar en solución en la matriz de cobre, estos bloquearían el correcto desplazamiento de electrones, disminuyendo así las propiedades conductoras de la aleación. Con el fin de ingresar estos dispersores insolubles se utiliza la aleación mecánica [1y2].

2.1 ALEACIÓN MECÁNICA

Este proceso es aquél donde primero se realiza una mezcla de polvos, la cual es colocada en un molino, siendo en este caso un molino atritor el utilizado (fig. 1). Dentro de este molino existen bolas de acero que colisionan a los polvos.

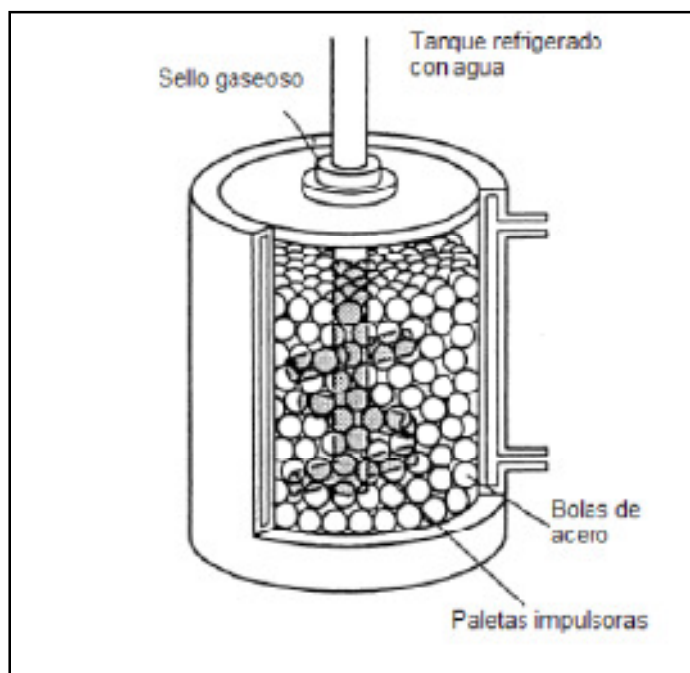


FIGURA 1: ESQUEMA DE MOLINO ATRITOR [3].

El comportamiento dúctil inicial de los polvos ocasiona que el impacto de las bolas de acero los deforme plásticamente, compactando y endureciendo su estructura, incrementando su tamaño y superficie mediante microsoldaduras en frío. En esta etapa se producen compuestos de forma laminar que estimulan la difusión. Tras esta etapa, dado su endurecimiento, se vuelven frágiles y se quiebran por los impactos y la fatiga, fragmentándose y reduciendo así su tamaño. De este proceso se obtienen partículas de polvo constituidas por la misma proporción de los porcentajes en volumen existentes en la mezcla inicial.

El incesante impacto de las bolas de acero conlleva a que el tamaño de grano se refine, la distancia entre capas disminuya, y a su vez la cantidad de éstas aumente. Luego de un cierto tiempo ad-hoc con la aleación que se desea construir, se alcanza un estado de equilibrio entre soldadura y fractura, llegando así a un tamaño de partículas micrométricas y a un tamaño de grano nanométrico. En la figura 2 se muestra la evolución del proceso antes descrito [2].

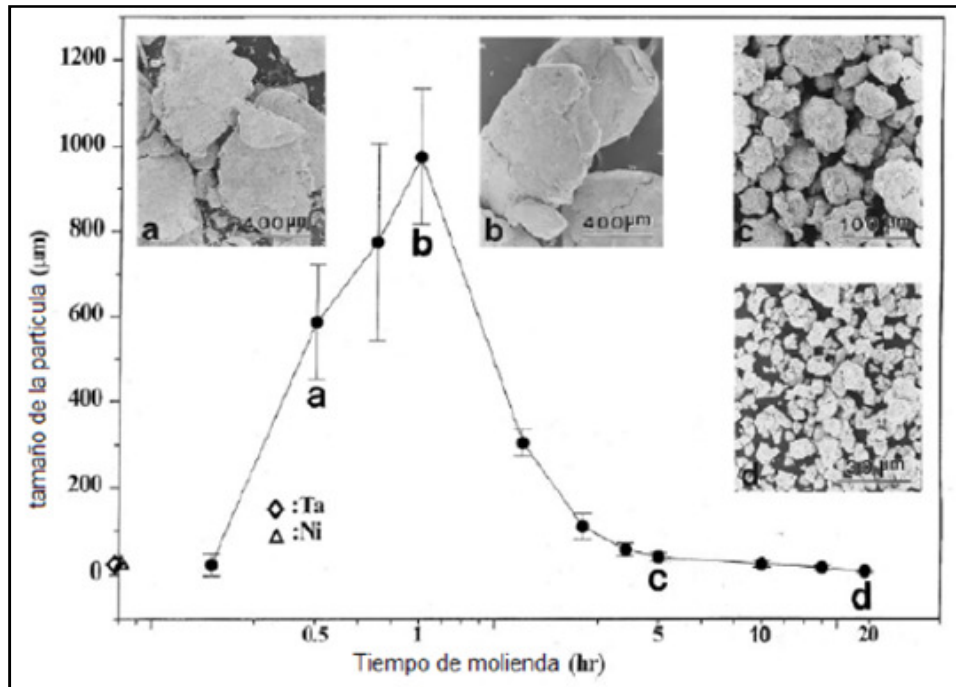


FIGURA 2: EVOLUCIÓN DEL TAMAÑO DE LOS POLVOS EN FUNCIÓN DEL TIEMPO [3].

Un caso particular de aleación mecánica es el de la **molienda reactiva**, de gran importancia para esta memoria dado que permite generar dispersoides in situ. La molienda reactiva permite lograr una microestructura refinada y la obtención de compuestos como óxidos, nitruros y carburos, dependiendo del elemento reactivo utilizado [3]. Esto sucede introduciendo en la matriz de cobre átomos de Ti y C en solución sólida para que los carburos precipiten en la extrusión caliente. La molienda reactiva ha sido utilizada exitosamente para la inclusión de dispersoides en matrices metálicas [4].

El mecanismo de endurecimiento para estas aleaciones es el de dispersión por nanocerámicos, que será descrito a continuación.

2.2 ENDURECIMIENTO POR DISPERSIÓN

Consiste en introducir diminutas partículas insolubles de alta dureza en el material matriz para obstaculizar el movimiento de dislocaciones, anclar los bordes de grano y coartar el proceso de recristalización [2].

Si la orientación de la partícula es coherente con la matriz, entonces las dislocaciones cortarían el dispersoide. En contraste, si la partícula es incoherente, la dislocación se arqueará para soslayar el obstáculo y dejará un anillo de dislocación alrededor de la partícula dispersoide. En este mecanismo, el esfuerzo necesario para superar la partícula por arqueo se rige por la siguiente ecuación.

$$[1] \quad \sigma_{\text{orowan}} = \frac{MGb}{1.18 \cdot 2\pi\sqrt{1-\nu}} \ln\left(\frac{r}{b}\right) \frac{1}{\lambda}$$

Donde M es el factor de Taylor, G es el módulo de rigidez, b es el vector de Burgers y ν es la razón de Poisson; siendo todos estos parámetros pertenecientes a la matriz. El radio de la partícula es r y el espaciamiento entre ellas es l . Este modelo es adecuado a bajas temperaturas en aleaciones endurecidas por dispersión, sin embargo a altas temperaturas su importancia es menor.

El mecanismo de endurecimiento por dispersión contempla la inclusión de partículas que deben poseer las siguientes propiedades:

- **Estabilidad Termodinámica:** las partículas deben ser estables a altas temperaturas, sin transformaciones de fase hasta 1300 K, y deben ser compatibles con la matriz.
- **Resistencia Mecánica:** las partículas deben ser obstáculos para las dislocaciones, para así maximizar el esfuerzo para la deformación. Con este fin, el tamaño debe ser nanométrico, deben dispersarse uniformemente, mientras que su solubilidad y difusividad en el cobre deben ser bajas.
- **Conductividad:** las partículas no deben permanecer en solución sólida después del tratamiento térmico, ya que esto afecta la conductividad térmica y/o eléctrica de la aleación [1].

A continuación se describe el nanocerámico TiC, que en el presente trabajo se aleó con la matriz de Cobre.

2.3 CARBURO DE TITANIO (TiC)

Estos dispersoides son útiles con el objetivo de esta memoria, dado que presentan baja solubilidad en la matriz de cobre y un bajo crecimiento de grano a altas temperaturas [5]. Estos nanocerámicos se forman durante el proceso de extrusión en caliente [6] o de recocido. Esto implicaría que el Ti entra en solución sólida dentro del Cu durante el proceso de extrusión y precipitaría como TiC durante el posterior enfriamiento [7].

2.4 RECUPERACIÓN Y RECRISTALIZACIÓN

Durante el procesado y fabricación de metales y aleaciones, en ocasiones es necesario recalentar el metal trabajado en frío para ablandarlo y aumentar así su ductilidad. Si el metal es recalentado hasta una temperatura suficientemente alta durante un determinado intervalo de tiempo, la estructura del metal trabajado en frío pasará a través de una serie de cambios denominados *recuperación*, *recristalización* y *crecimiento de grano*. La figura 3 muestra esquemáticamente estos cambios estructurales al aumentar la temperatura del metal, además de los correspondientes cambios en las propiedades metálicas.

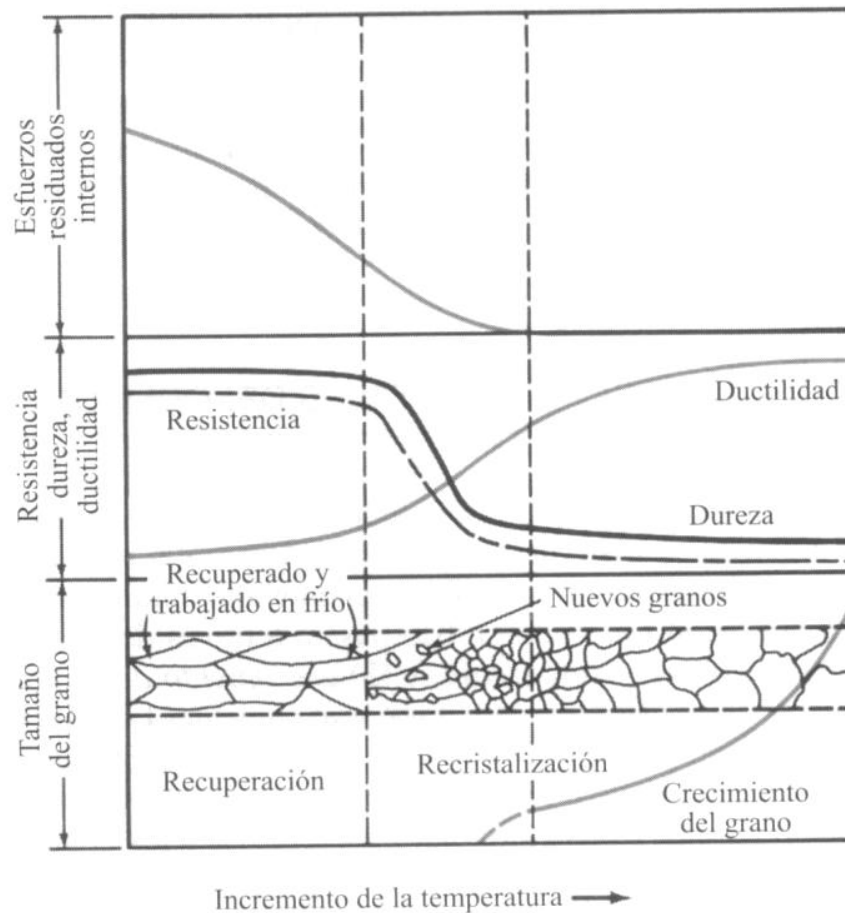


FIGURA 3: EFECTO DEL RECOCIDO SOBRE LA ESTRUCTURA Y CAMBIOS DE LAS PROPIEDADES METÁLICAS DE UN METAL TRABAJADO EN FRÍO [8].

El tratamiento de recalentado que reblandece un metal trabajado en frío se denomina **recocido**. Cuando un metal es fuertemente trabajado en frío, mucha de la energía de deformación utilizada en la deformación plástica es almacenada en el metal en forma de dislocaciones y otras imperfecciones como defectos puntuales (ej. vacancias).

2.5 “RECRISTALIZACIÓN ESTÁTICA DEL TI PURO LAMINADO EN CALIENTE INFLUENCIADO POR LA NO HOMOGENEIDAD MICROESTRUCTURAL¹”

En esta investigación de Chu y Hwang (2008) se analizaron las características del titanio comercialmente puro (CP-Ti), el cual fue laminado a varias temperaturas entre 25 °C y 600 °C. En la siguiente figura se muestra la variación de la microestructura en referencia al aumento de la temperatura de laminación.

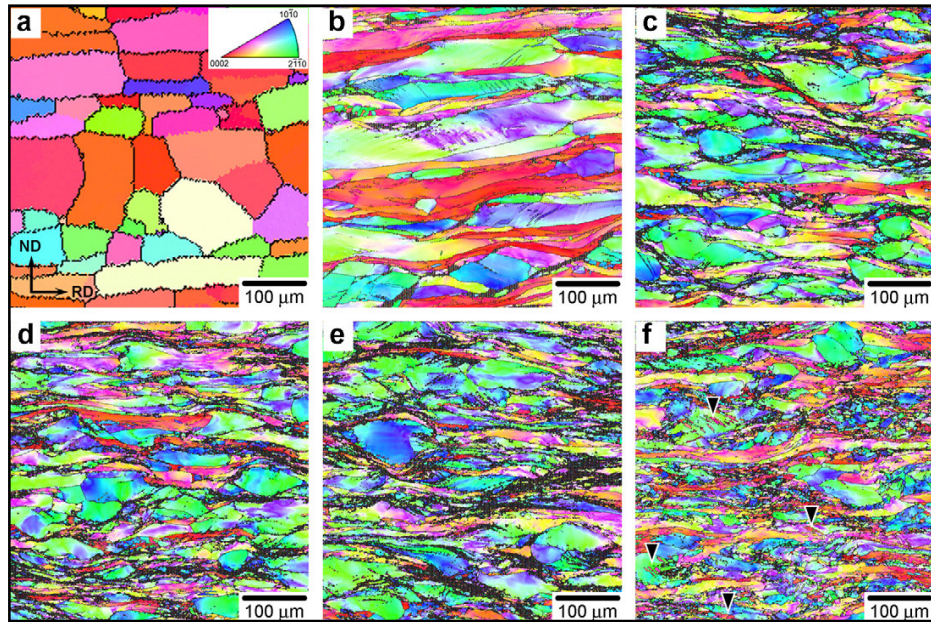


FIGURA 4: FOTOGRAFÍA INVERSA EBSD DEL CP-TI: (A) COMO-RECIBIDO Y ENTONCES LAMINADO A UNA REDUCCIÓN DEL 60% EN (B) 25 °C, (C) 150 °C, (D) 300 °C, (E) 450 °C Y (F) 600 °C. EN (F), LOS GEMELOS COMPRESIVOS DEFORMADOS DURANTE EL LAMINADO SON INDICADOS POR LOS TRIÁNGULOS [9]

La figura 4 muestra que a medida que la temperatura de laminación va en aumento, la microestructura se va refinando. Además, realizando la laminación a una reducción del 60% se dio lugar a una estructura de grano alargada, con los planos de los límites de grano paralelos al RD, según las indicaciones de la fig. 2b. Un aumento leve en la temperatura del laminado a 150 °C, llevó a un refinamiento significativo de la estructura de grano, en la cual los límites de grano a lo largo del RD exhibieron una característica algo ondulada, como muestra la fig. 2c. Aumentos posteriores en la temperatura de la laminación de 300 a 450 °C refinaron la microestructura, aunque el efecto fuera atenuado perceptiblemente, según las indicaciones de la

¹ Y.B. Chun y S.K. Hwang. “Static recrystallization of warm-rolled pure Ti influenced by microstructural inhomogeneity.” Acta Materialia Revista N°56, año 2008: pp. 369–379.

fig. 2a y 2e, respectivamente. La microestructura fue refinada más a fondo cuando el laminado fue realizado a 600 °C (fig. 2c).

Un análisis TEM del CP-Ti de la laminación hasta la reducción del 60% en las varias temperaturas, reveló que las subestructuras desarrolladas fueron recuperadas totalmente mientras que la temperatura de laminación aumentó.

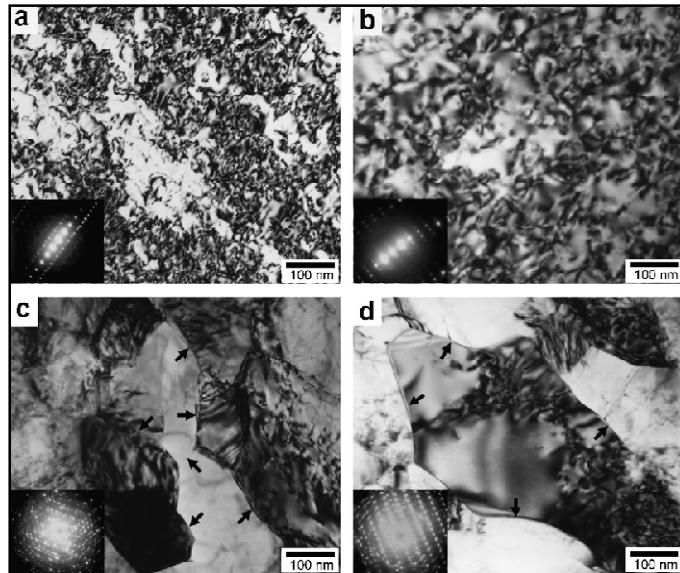


FIGURA 5: MICROGRAFÍAS DE CP-TI USANDO TEM PARA LAMINADOS HASTA EL 60%; (A) 25 °C, (B) 150 °C, (C) 450 °C Y (D) 600 °C [9].

Según las indicaciones de la fig. 5a, CP-Ti en frío demostró una alta densidad de dislocaciones que fueron distribuidas uniformemente en la deformada matriz. Cuando la laminación fue realizada a 150 °C, sin embargo, la densidad de dislocación perceptiblemente fue reducida comparada con la microestructura en frío, según las indicaciones de la fig. 5b. Al aumentar la temperatura de laminación a 450 y 600 °C, se dio lugar a subgranos bien definidos, siendo algunos rodeados por HAGBs (indicado por flechas en la fig. 5c y 5d). Las diferencias entre los especímenes laminados a 450 °C y los laminados en 600 °C se centran en que los subgranos son más grandes de tamaño y tienen una densidad de dislocación más baja.

Los niveles de la microdureza del CP-Ti laminado al 60% fueron medidos, dándose a conocer el resultado en la fig. 6.

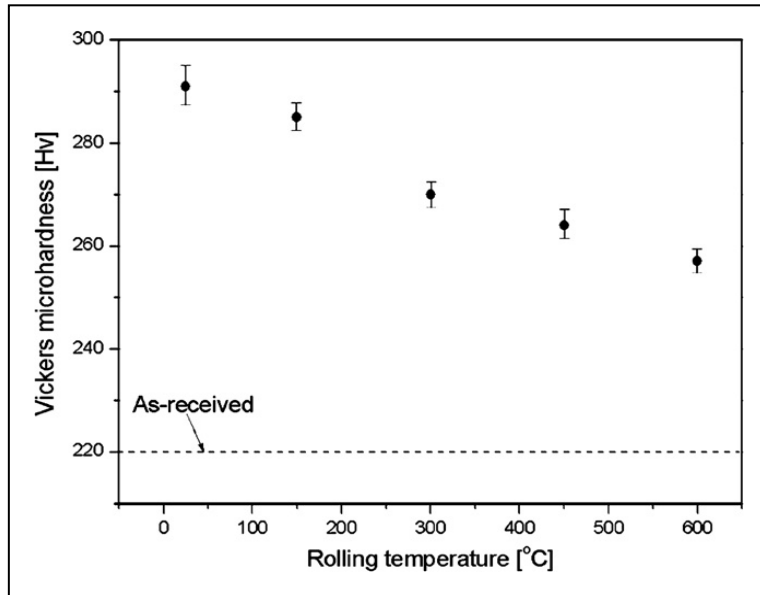


FIGURA 6: VARIACIÓN DE LA MICRODUREZA DE LA LAMINACIÓN AL 60% DEL CP-TI A VARIAS TEMPERATURAS [9].

Se denota, a partir de la figura 6, que existe una tendencia decreciente de la microdureza según aumenta la temperatura de laminación, lo que se debe a la disminución de la densidad de dislocaciones en los especímenes laminados a mayor temperatura.

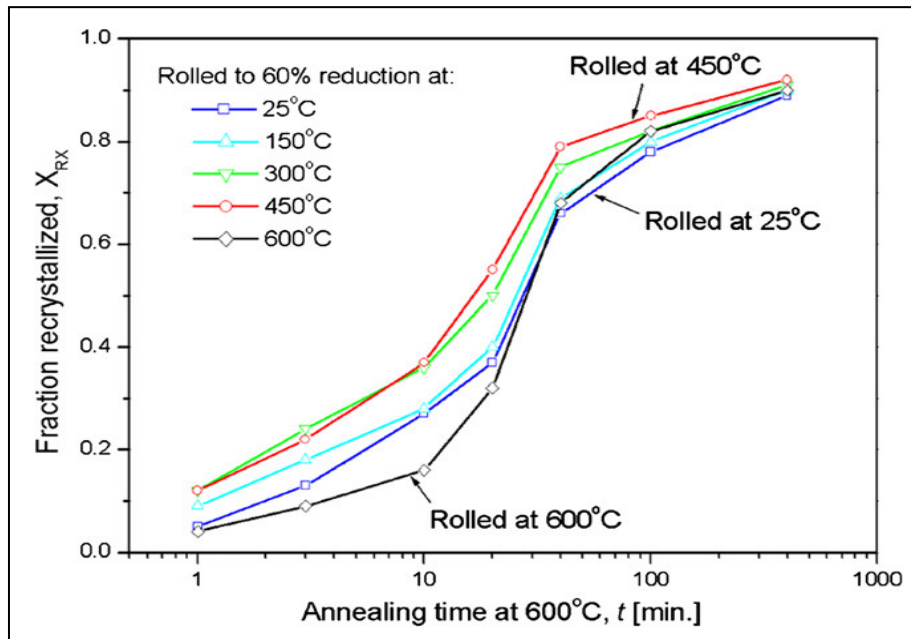


FIGURA 7: CINÉTICA DE LA RECRISTALIZACIÓN A 600 °C DE CP-TI LAMINADO AL 60% A VARIAS TEMPERATURAS [9].

El progreso de la recristalización estática fue estudiado en función de la temperatura anterior del recocido. La variación de la fracción recristalizó (XX) con el tiempo de recocido (t) en 600 °C, representándose en la fig. 7, en la cual las curvas de $XX-t$ exhiben una forma sigmoidea para todos los especímenes. El tiempo requerido para la recristalización del 50% varió entre el minuto 15 y el 30, dependiendo de la temperatura de laminación. Durante el primer tiempo de la recristalización, es decir, en un ratio de recocido debajo del minuto 10, la recristalización procedió más rápidamente que la temperatura de laminación creciente a 450 °C. Sin embargo, al aumentar la temperatura de laminado a 600 °C, en un principio retrasó notablemente el progreso de la recristalización. Para todos los especímenes, el índice de recristalización, es decir la subida de la curva de $XX-t$ en fig. 7, fue aumentado perceptiblemente entre los tiempos de recocido de 10 y 40 minutos. El rango entonces disminuyó durante el recocido adicional. En este caso final, fue significativo que la curva de $XX-t$ para el CP-Ti en frío demostrara una subida más escarpada comparada con las contrapartes laminadas en caliente, que es el contrario de la tendencia observada en un primer tiempo de la recristalización.

Las conclusiones de la investigación de Chu y Hwang (2008) se resumen en los siguientes puntos:

1. El aumento de la temperatura de laminación en una gama de 25 a 450 °C, promueve el progreso de la recristalización estática y lleva a una estructura de grano refinada en un estado como recristalizado. Esto es debido principalmente a la alta nucleación de la recristalización en CP-Ti caliente-trabajado.

2. La alta nucleación en CP-Ti caliente-trabajado puede ser atribuido a un nivel creciente de inhomogeneidades microestructurales, tales como HAGBs deformación-inducido y gradientes de la orientación, que se presentan de la activación de los diversos sistemas de resbalón en las temperaturas elevadas y finalmente proporciona más sitios para la nucleación de la recristalización.

3. La influencia de la temperatura de la deformación en el progreso de la recristalización se deben explicar a partir de los diversos aspectos de la recuperación dinámica y del desarrollo de inhomogeneidades microestructurales. Éste último es particularmente importante para el Ti, ya que los modos de deformación activos son afectados sensiblemente por la temperatura de la deformación.

2.6 “EFECTO DE LA TEMPERATURA EN LAS CURVAS ESFUERZO-DEFORMACIÓN EN CALIENTE DE UNA ALEACIÓN CU-GeO₂ (0,2%P Ge)²”

En esta investigación se analiza una aleación de cobre con óxidos dispersores estables. En la fig. 8 se muestra las curvas σ - ϵ para el Cu-GeO₂ (0,2%P Ge) a diferentes temperaturas.

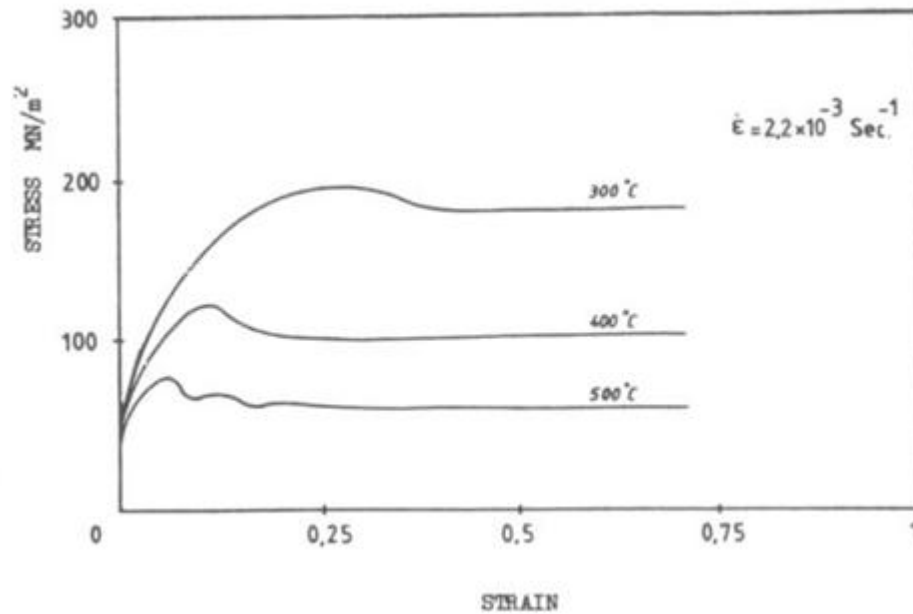


FIGURA 8: GRÁFICO DE ESFUERZO-DEFORMACIÓN PARA EL CU-GeO₂ (0,2%P Ge) [10]

Se observan en la figura 8, crestas en las curvas para 300, 400 y 500 °C, las que son debidas a recristalización dinámica, mientras que los múltiples picos en la curva de 500 °C son atribuidos a la alta temperatura.

² M.G Ardakani y F.J. Humphreys. “High temperature deformation and dynamic recrystallization of some two-phase copper alloys.” *Materials Science Forum Vols. 113-115 (1993): 213–218*

2.7 “RECRISTALIZACIÓN ESTÁTICA DEL TI PURO LAMINADO EN CALIENTE INFLUENCIADO POR LA NO HOMOGENEIDAD MICROESTRUCTURAL³”

En esta investigación se estudió la recrystalización de cobre laminado en frío usando calorimetría de escaneo diferencial (DSC) y técnicas de microdureza Vickers. La energía de activación del proceso de recrystalización fue determinada mediante microdurezas y por DSC bajo condiciones iguales de tiempo. Los resultados del DSC fueron analizados usando modelos desarrollados por Kissinger, Ozawa y Boswell. También se determinó la fracción de recrystalización como una función de la temperatura, por medio del análisis DSC, y luego se comparó con lo obtenido por métodos de microdureza.

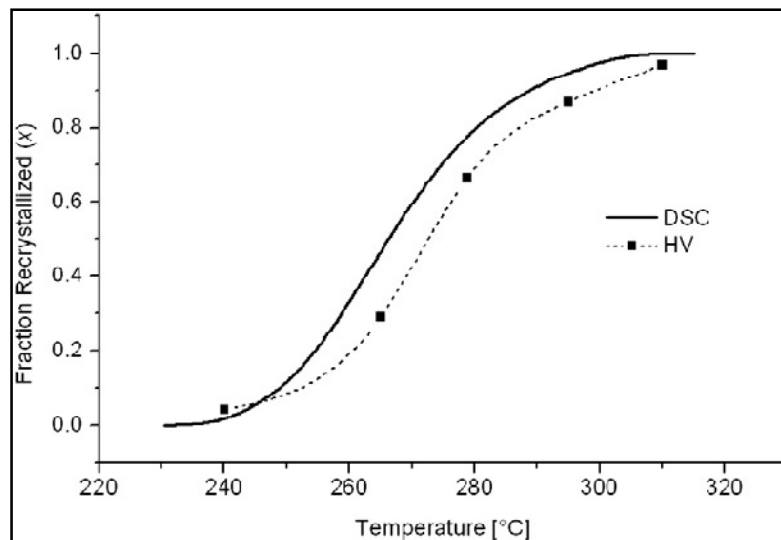


FIGURA 9: FRACCIÓN RECRISTALIZADA BASADA EN ANÁLISIS DSC Y MICRODUREZA COBRE LAMINADO AL 70% [11].

En la fig. 9, se muestra la comparación entre la fracción de recrystalización transformada mediante el análisis DSC (con una velocidad de calentamiento de 10 °C/min) y la fracción determinada por el método de microdurezas Vickers. Se observa que las curvas son muy cercanas, medidas al mismo tiempo.

La conclusión que se obtiene en esta investigación es que por DSC el valor promedio de la energía de activación fue de 58 kJ/mol, mientras que por el método de microdureza el valor fue de 52 kJ/mol. Las curvas de fracción de recrystalización -como una función de la temperatura- obtenidas por pruebas de microdureza y por análisis DSC, mostraron gran

³ G. Benchabane, Z. Boumerzoug, I. Thibon y T. Gloriant. “Recrystallization of pure copper investigated by calorimetry and microhardness.” *Materials Characterization* 59 (2008): 1425–1428.

similitud. Los resultados obtenidos en esta investigación evidencian concordancia entre ambos métodos, demostrando que un análisis combinado por DSC y microdureza es muy eficiente para el estudio de la recristalización del cobre.

2.8 “COMPORTAMIENTO DE LA RESISTENCIA A ALTA TEMPERATURA DE ALEACIONES CU-1,5%P TI⁴”

En la investigación de Nagarjuna y Srinivas (2002) se estudió la resistencia en el rango de temperatura entre 100 y 550 °C de una aleación Cu-1,5%pTi. Un sustancial incremento en el límite de fluencia y la resistencia a la tracción de la solución tratada, fue observado con el incremento de la temperatura, alcanzando un pico a 450 °C, para luego experimentar una baja después de esta temperatura, como se ejemplifica en fig. 10, que se muestra a continuación.

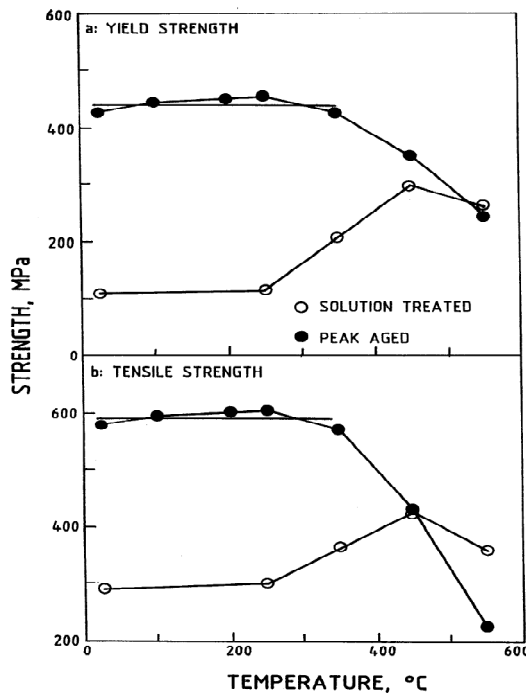


FIGURA 10: VARIACIÓN DEL LÍMITE DE FLUENCIA Y DE LA RESISTENCIA A LA TRACCIÓN DE UNA ALEACIÓN CU-1,5%PTI CON RESPECTO A LA TEMPERATURA DE RECOCIDO PARA DOS CONDICIONES: TRATAMIENTO DE SOLUCIÓN Y MÁXIMO RECOCIDO [12].

⁴ S. Nagarjuna y M. Srinivas. “High temperature tensile behavior of a Cu-1.5wt%Ti alloy”. *Materials Science and Engineering A335* (2002): pp. 89–93.

Las conclusiones de esta investigación se resumen en:

1. Incrementos sustanciales en el límite de fluencia y la resistencia a la tracción de la aleación Cu-1,5%pTi, con tratamiento de solución, son observados al aumentar la temperatura de la prueba, mostrando un pico a 450 °C, este endurecimiento in situ al recocer a esa última temperatura es debido a la precipitación de TiCu₄ ordenado, metaestable y coherente.

2. En el pico del recocido de la aleación Cu-1,5%pTi, el límite de fluencia y la resistencia a la tracción son casi constantes en 430 y 590 MPa, respectivamente hasta los 350 °C, y bajan posteriormente hasta los 550 °C. La baja en resistencia por sobre los 350 °C es debido al crecimiento de las partículas del precipitado y el deslizamiento sobre la superficie que es activado por el calor transferido a altas temperaturas, lo cual haría fácil el movimiento de dislocaciones.

2.9 “COMBINACIÓN DE ENDURECIMIENTO POR PRECIPITACIÓN Y DISPERSIÓN EN LA ALEACIÓN CU-TI-SI PRODUCIDA POR PULVIMETALURGIA ⁵”

En esta investigación se estudiaron las propiedades de la microestructura de Cu-Ti endurecida por precipitación, y Cu-Ti-Si endurecida por precipitación y dispersión.

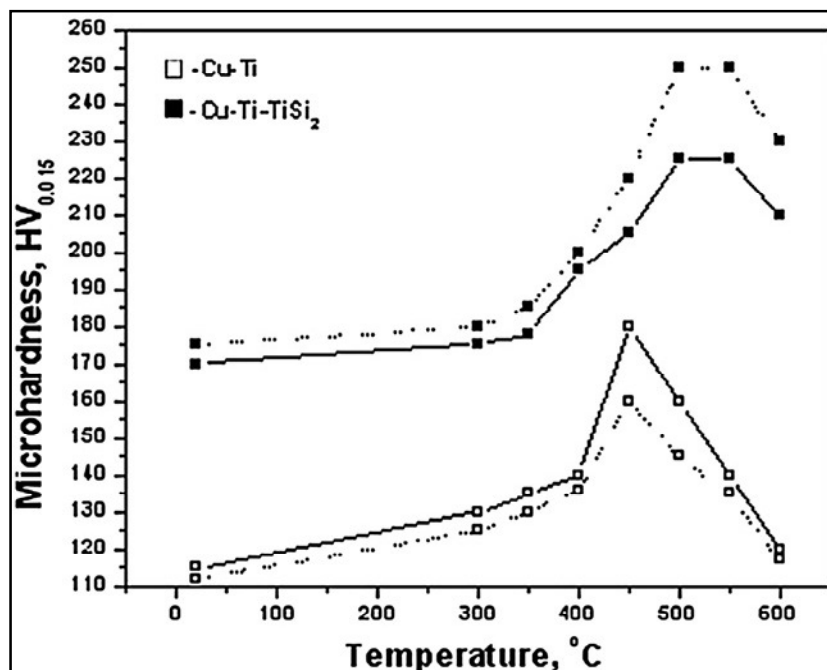


FIGURA 11: MICRODUREZAS DE POLVOS ATOMIZADOS EN ARGÓN (LÍNEAS SEGMENTADAS) Y COMPACTAS ENDURECIDAS (LÍNEAS CONTINUAS) COMO UNA FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA DE RECOCIDO (10 MINUTOS) [13].

⁵ D. Bozic, O. Dimcic, B. Dimcic, I. Cvijovic y V. Rajkovic. “The combination of precipitation and dispersion hardening in powder metallurgy produced Cu-Ti-Si alloy.” *Materials Characterization* 59 (2008): pp. 1122–1126.

En la fig. 11 se muestra el aumento de la resistencia después de un recocido a temperaturas entre los 300 y 600 °C de los polvos atomizados de Cu-1,2Ti y Cu-1,2Ti-3TiSi₂ (líneas segmentadas). Se denota que estas curvas actúan idénticamente a bajas temperaturas de recocido, pero después de 450 °C estas características cambian. Mientras la aleación de Cu-1,2Ti exhibe una disminución repentina de microdureza a 450 °C, la microdureza de la aleación Cu-1,2Ti-3TiSi₂ se incrementa hasta los 500 °C, luego se mantiene constante y a 600° C tiene una ligera bajada.

El repentino incremento de la microdureza en el caso del polvo de Cu-1,2Ti, como resultado del envejecimiento a 450 °C, es debido al aumento de la formación de precipitados metaestables TiCu₄, como también puede ser la creación de límites de antifase.

III. HIPÓTESIS

Se sabe que el Ti y el C como elementos en solución sólida pueden segregarse a los límites de grano, reduciendo su movilidad. Como formadores de nanopartículas, anclan límites de grano y dislocaciones. Como reductores de la movilidad de dislocaciones, retardan o eliminan la recuperación y recristalización.

Se sabe también que los dispersoides TiC, TiO₂ y TiCu₄ son útiles para el objetivo de la presente memoria, dado que presentan baja solubilidad en la matriz de cobre y bajo crecimiento de grano a altas temperaturas.

La hipótesis para el desarrollo del presente trabajo de título es que al incorporar elementos aleantes en el Cu, los átomos de soluto (Ti y C) en solución sólida y los dispersoides formados (TiC, TiO₂ o TiCu₄) retardan o eliminan la recristalización.

IV. METODOLOGÍA

Los **materiales** estudiados en la presente memoria fueron:

- Cobre
- Cu-5%v TiC nominal

Para estudiar la recuperación y recristalización estática de dichos materiales, se usaron las siguientes **variables**:

- Grado de deformación en frío
- Temperatura y tiempo de recocidos de recristalización

La **respuesta** que se analizó fue:

- El seguimiento de eventual recristalización por dureza

Para estudiar la recuperación y recristalización dinámica, el primer paso fue interrumpir los ensayos de compresión en caliente, para luego templar las probetas. Y las **variables** que se estudiaron fueron:

- Temperatura de ensayo interrumpidos de compresión
- Esfuerzo y deformación aplicados previo a la interrupción del ensayo

Las **respuestas** analizadas fueron:

- El seguimiento de eventual recristalización por dureza
- El estudio de la microestructura (eventual recristalización con microscopía óptica)

V. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Para generar el cobre y la aleación de Cu-5%vTiC, se buscaron los polvos de Cobre y Titanio desde la cámara de guantes, ubicada en el laboratorio de Superficies del Departamento de Física, donde se conservan en una atmosfera de Nitrógeno. El procedimiento consiste en:

1. Introducir frascos destapados en la antecámara, además de toalla de papel para limpiar restos de polvos y luego se sella la antecámara.
2. Proceder a realizar vacío hasta llegar a -60kPa.
3. Cargar con nitrógeno hasta llegar a 0 kPa.
4. Realizar dos veces más los pasos 2 y 3.
5. Abrir la antecámara por dentro de la cámara, se toman los frascos y la cuchara.
6. Proceder a la extracción de polvos y al pesaje correspondiente para obtener la aleación deseada.

Después de tener los polvos, estos pasan al segundo proceso, que es el de homogenización en donde se mezclan Cu- 2,25%pTi. Esto se hace en un torno girando a 50 rpm, por 2 horas.

Ya teniendo los polvos homogenizados se procede a la molienda reactiva de estos en el molino atritor. Antes de utilizar el molino se realiza una limpieza de su contenedor y de las bolas de molienda, con el fin de retirar el óxido, suciedad y restos de impurezas que se puedan encontrar. Para esto se llena el contenedor con un litro de líquido de molienda (tolueno o hexano) y la totalidad de las bolas de molienda, y se hace funcionar el molino por una hora. Luego se vacía el líquido y las bolas, y se seca el contenedor.

Se monta el eje dentro del contenedor, inmediatamente se coloca la tapa y se fija al vaso exterior de refrigeración, verificando que esté bien sellado. Luego, se ensambla el eje de las aspas al eje del motor, por medio del chavetero, regulando la altura variable, calculando que el eje de las aspas esté levemente por sobre el eje del contenedor para no dejar espacios sin moler. Previamente se sitúa el vaso sobre las laines que regulan la altura del vaso exterior y el contenedor. La proporción de bolas con respecto al polvo es de 10:1. Utilizando la apertura de la tapa del contenedor, se procede al llenado del contenedor que sigue los siguientes pasos:

1. Se echa la mitad de las bolas.
2. Se agrega la mitad del líquido de molienda (tolueno para la aleación y hexano para el cobre).
3. Se agrega la totalidad de los polvos homogenizados.
4. Se agrega la otra mitad de las bolas.
5. Se agrega la otra mitad del líquido de molienda.

Luego se regula el caudal de Nitrógeno a 500 ml/min, para que se produzca una sobrepresión y no permita la entrada de aire a la molienda. Se acciona el sistema de refrigeración, que consiste en un circuito de agua que está entre el contenedor y el vaso de éste. Finalmente, se enciende el molino y se deja funcionar por 30 horas.

Al finalizar la molienda, se retira el contenedor y se procede a vaciar el contenido en un colador para separar las bolas del polvo molido. Luego se secan los polvos bajo una luz alógena de 500 W.

Con los polvos secos se procede a su introducción en cápsulas de cobre. Éstas están hechas de tubería de cobre de 20 por 35 mm de largo, a las que se les sueldan tapas de cobre de 1,5 mm de espesor en uno de los extremos, utilizando soldadura TIG. Para remover el óxido proveniente de la soldadura, se sumerge la cápsula en una solución de ácido clorhídrico (al 30 % en agua) durante 5 min. Ya limpia y seca la cápsula, se le agregan 30 g de polvos que se compactan a 420 bar.

Luego de tener la cápsula compactada, se suelda una tapa con un orificio de ¼” donde va soldada una tubería del mismo diámetro y de un largo de 100 mm. Teniendo la cápsula completa, se procede a extraer los gases dentro de ésta por medio de una bomba de vacío, a la cual se conecta el vástago de la cápsula por medio de unos fittings de bronce. Posterior al vacío, se estrangula y se corta el vástago.

El proceso que continua para obtener las probetas es el de extrusión, éste consiste en bañar la cápsula, la matriz y el punzón en grafito. Luego se calientan las partes del conjunto extrusión como sigue:

- La cápsula a 750 °C por 20 min
- La matriz a 650 °C por 60 min
- La guía de extrusión y el punzón a 150 °C por 60 min

En seguida se acondiciona la matriz en la prensa, se le agrega una cucharada de grafito, se coloca a la cápsula la guía de extrusión y el punzón y se procede a bajar éste último de la prensa. Realizada la extrusión y pasado un tiempo suficiente para la manipulación del conjunto extrusión, se le corta la barra extruida. Con esta barra y otras que se fabrican según el procedimiento anterior, se proceden a estudiar la **recristalización estática** según los siguientes pasos:

1. Se fabrican probetas de 6 mm de diámetro por 10 mm de largo.
2. Se deforman en compresión en la máquina Instron modificada a porcentajes de 20,10 y 5%.
3. Se someten a recocidos de 500,700, 800 y 900 °C por una hora.
4. Se realizan mediciones de microdureza en la máquina Struers Duramin.
5. Se tabulan los datos y se generan las curvas de microdureza versus temperatura de recocido. Según estas curvas, se obtienen los rangos de temperatura para el estudio de la recristalización dinámica.

Para el cobre, al paso 3 se le agregan recocidos de 200 y 400 °C.

Con el fin de estudiar la **recristalización dinámica** del cobre y la aleación Cu-5%vTiC nominal, se siguen los pasos anteriores, pero con ciertas variantes:

1. Se fabrican probetas de 6 mm de diámetro por 10 mm de largo.
2. Se deforman en compresión en caliente en la máquina Instron a temperaturas de 700, 800 y 860 °C, hasta llegar a deformaciones del 5, 10 y 20%. En el caso del cobre, las temperaturas son de 250 y 500 °C.
3. Luego de deformar las probetas, éstas se templan para luego medir la microdureza.
4. Se realizan mediciones de microdureza en la máquina Struers Duramin.
5. Se tabulan los datos y se generan gráficos de esfuerzo vs. grado de deformación, y de microdureza vs. grado de deformación, para cada temperatura.

Para obtener la composición química de la aleación Cu-5%vTiC nominal, en el caso del Carbono, Nitrógeno y Oxígeno, se realiza un análisis químico mediante espectrografía infrarroja con equipos Leco del Laboratorio Químico de Molymet a cargo del señor Luis Araya Hunt, Jefe Técnico. Para el Ti y el Fe, se realiza un análisis químico en el Laboratorio Geoquímico del Departamento de Geología de la Universidad de Chile por el Jefe del Laboratorio, señor Jaime Martínez.

VI. RESULTADOS

Los resultados de los ensayos anteriormente descritos se dividen en las siguientes categorías:

- Resultados del Análisis Químico de la Aleación.
- Estudios de Recuperación y Recristalización Estática del Cobre.
- Estudios de Recuperación y Recristalización Dinámica del Cobre.
- Estudios de Recuperación y Recristalización Estática de la aleación Cu-5%vTiC nominal.
- Estudios de Recuperación y Recristalización Dinámica de la aleación Cu-5%vTiC nominal.

6.1 RESULTADOS DEL ANÁLISIS QUÍMICO DE LA ALEACIÓN

Se muestra la composición química de la aleación Cu-5%vTiC nominal en la siguiente tabla:

TABLA 1: QUÍMICA DE LA ALEACIÓN CU-5%vTIC NOMINAL

Elemento	%p Requerido	%p Muestra
Ti	2,25	2,55
C	0,56	0,30
O	0,00	0,57
N	0,00	0,02
Fe	0,00	0,21

Según la tabla 1 el porcentaje de Titanio de la muestra supera a lo requerido en un 13%, lo que puede deberse a una concentración del Ti en la muestra tomada. El porcentaje de Carbono es un 46% menor a lo requerido, lo que es debido a la baja solubilidad del carbono existente en el tolueno para introducirse en la matriz metálica durante la molienda. El Oxígeno aparece por el contacto que se produce de los polvos con el aire en los distintos procesos a lo que es sometida la aleación durante el proceso experimental. El Nitrógeno se agrega durante la molienda que se realiza en una atmósfera de Nitrógeno. El porcentaje de Fe aparece por las bolas de acero de la molienda.

6.2 ESTUDIOS DE RECUPERACIÓN Y RECRISTALIZACIÓN ESTÁTICA DEL COBRE

Se realizaron deformaciones de las probetas a 20, 10 y 5%, luego se realizaron tratamientos de recocido de 1 hora entre 25 °C y 900 °C y finalmente se realizaron mediciones de microdureza del cobre, resultando la siguiente tabla y gráfico correspondiente.

TABLA 2: MICRODUREZAS DEL COBRE EN HV PARA DISTINTAS DEFORMACIONES Y TEMPERATURAS DE RECOCIDOS.

Deformación/ Recocido	25 °C	200 °C	300 °C	400 °C	500 °C	700 °C	800 °C	900 °C
20%	220	206	175	129	87,6	78,5	74,2	50,2
10%	210	195	165	115	105	76	74,2	43,9
5%	200	181	160	138	116	74,2	65,3	49

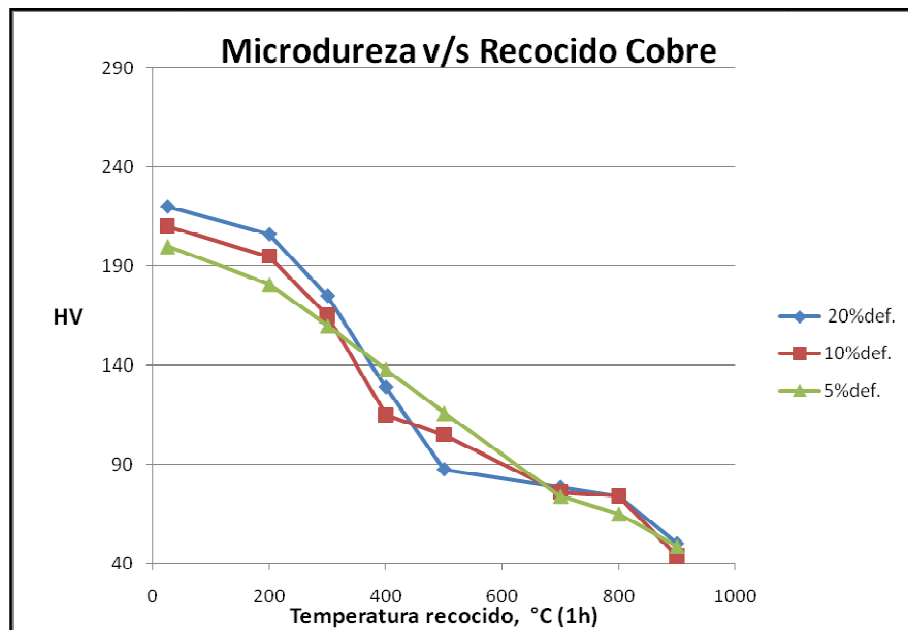


FIGURA 12: GRÁFICO QUE MUESTRA LA MICRODUREZA EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA DE RECOCIDO PARA MUESTRAS DE Cu DEFORMAS PREVIAMENTE AL 20%, 10% Y 5%.

Se observa en el gráfico anterior que todas las curvas presentan un descenso de la dureza según aumenta la temperatura de recocido. Hasta la temperatura de recocido de 300 °C presentan una caída de la dureza de rangos similares. A 400 °C la caída de la dureza es más abrupta para las muestras de 20% y 10% de deformación que para la de 5%. Esta última deformación supera

en dureza primero a 20% de deformación y después a 10%, lo cual es lógico [8]. Luego a 500 °C la curva de 5% supera primero a la de 10% y después a la de 20%, lo cual es adecuado para el aumento de la temperatura de recocido. A 700 °C se emparejan los valores de durezas.

6.3 ESTUDIOS DE RECUPERACIÓN Y RECRISTALIZACIÓN DINÁMICA DEL COBRE

Se realizaron compresiones de las probetas a temperaturas de 250 °C y 500 °C hasta llegar a deformaciones de 20%, 10% y 5%, después se realizaron mediciones de microdureza del cobre, obteniéndose la siguiente tabla y gráfico correspondiente.

TABLA 3: MICRODUREZAS DEL COBRE EN HV PARA DISTINTAS DEFORMACIONES EN CALIENTE.

Deformación/ Temperatura	250 °C	500 °C
20%	160	125
10%	151	119
5%	143	113

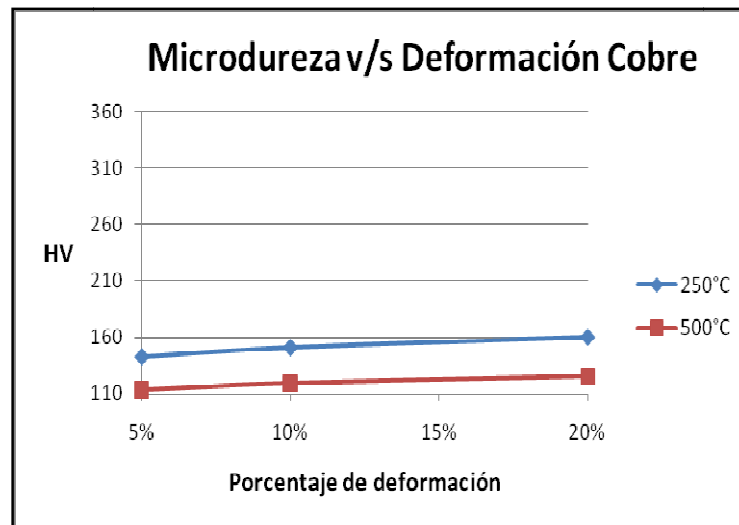


FIGURA 13: GRÁFICO QUE MUESTRA LA MICRODUREZA EN FUNCIÓN DEL PORCENTAJE DE DEFORMACIÓN PARA DOS TEMPERATURAS DE COMPRESIÓN EN CALIENTE.

Según el gráfico anterior, las dos curvas de compresión en caliente presentan un incremento de la dureza a medida que aumenta el porcentaje de deformación, lo cual es adecuado dado que al aumentar la deformación, la probeta queda con una mayor cantidad de dislocaciones,

endureciendo el material. La curva de compresión a 250 °C presenta una diferencia en promedio de 32 HV, siendo superior con respecto a la curva de compresión a 500 °C. Esto se debe a que ésta última, al realizarse a una mayor temperatura, permite una aniquilación mayor de defectos en el material.

Para comparar las durezas de las muestras deformadas en frío y luego recocidas con respecto a las deformadas en caliente, es que se superponen los gráficos en el siguiente:

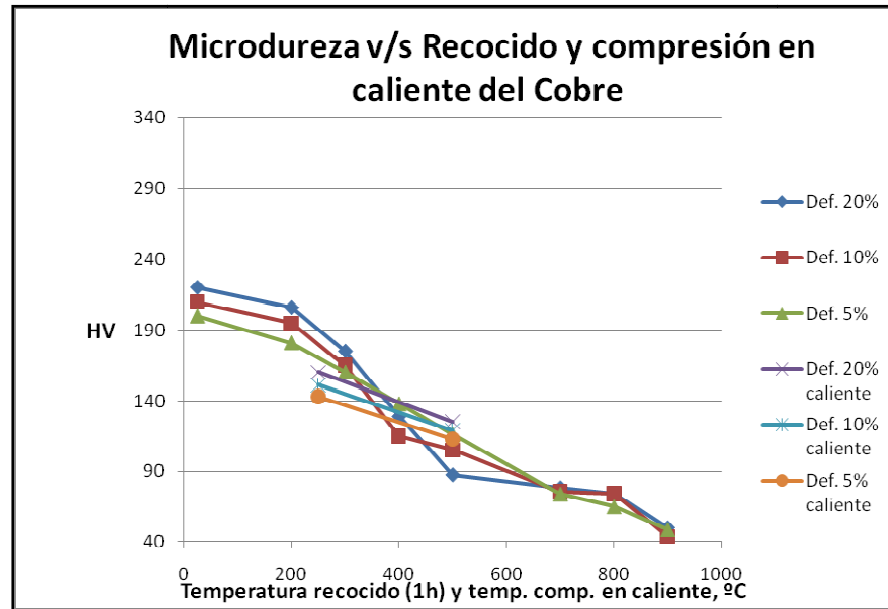


FIGURA 14: GRÁFICO QUE MUESTRA LA MICRODUREZA EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA DE RECOCIDO Y LA TEMPERATURA DE COMPRESIÓN EN CALIENTE.

Del gráfico 14 se denota que a 250 °C, la curva de 20% de deformación en caliente presenta una diferencia con respecto a la curva de 20% de deformación y recocida de 30 HV superior para ésta última. Para 10% de deformación en caliente, la diferencia con su homónima recocida es de 20 HV superior para ésta última. Para 10% de deformación en caliente, la diferencia con su homónima recocida es de 25 HV superior para ésta última.

A 500 °C, para la curva de 20% de deformación, la diferencia es de 35 HV mayor con respecto a su homónima recocida. Para 10% de deformación en caliente la diferencia es de 15 HV mayor con respecto a su homónima recocida. Para 5% de deformación en caliente no hay diferencia con su homónima recocida.

Para 250 °C, la dureza es mayor para las muestras deformadas en frío a todos los porcentajes y luego recocidas que para las deformadas en caliente. Para 500 °C, la dureza es menor para las muestras deformadas en frío a 20% y 10% y luego recocidas que para las deformadas en caliente.

Esfuerzo v/s deformación para las distintas temperaturas de compresión para el Cobre

Se tabularon los ensayos de compresión a 250 °C y los resultados para las distintas deformaciones se muestran en el gráfico siguiente.

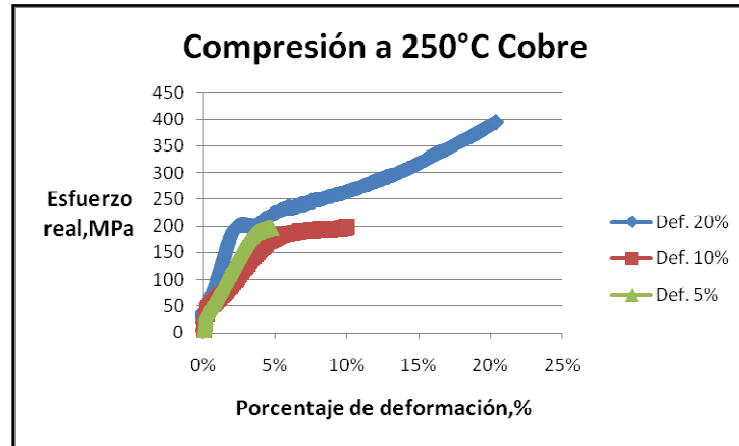


FIGURA 15: GRÁFICO QUE MUESTRA EL ESFUERZO REAL EN MPA EN FUNCIÓN DEL PORCENTAJE DE DEFORMACIÓN PARA EL COBRE SIENDO COMPRIMIDO A 250°C.

Se observa a partir del gráfico anterior que las curvas presentan comportamientos diferentes hasta llegar a 5% de deformación, no así el esfuerzo que es necesario llegar para deformarlo a ese porcentaje que está en torno a los 180 MPa. La curva que llega hasta 10% de deformación presenta un diferencia de 50 MPa con respecto a la que llega a 20% para 10% de deformación, lo que es atribuible a diferencias en la composición de las probetas. Para llegar a deformar a 10%, el esfuerzo está en torno a los 230 MPa. La curva azul de deformación hasta 20% presenta endurecimiento y el valor del esfuerzo para llegar a esta deformación es de 410 MPa.

Se tabularon los ensayos de compresión a 500 °C y los resultados para las distintas deformaciones se muestran en la fig. 16, que se muestra a continuación.

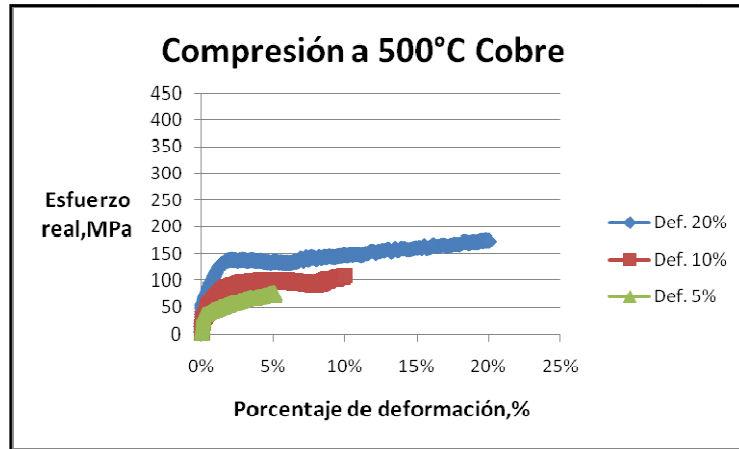


FIGURA 16: GRÁFICO QUE MUESTRA EL ESFUERZO REAL EN MPA EN FUNCIÓN DEL PORCENTAJE DE DEFORMACIÓN PARA EL COBRE SIENDO COMPRIMIDO A 500 °C.

En la fig. 16 se observa que las curvas presentan comportamientos diferentes para llegar a 5% de deformación, con el promedio siendo de 110MPa. Este comportamiento es atribuible a diferentes composiciones de las probetas, incluyendo óxidos creados en el procedimiento experimental. Para 10% ocurre la misma situación y el promedio es 130MPa. La curva que llega a 20% presenta endurecimiento después de pasar por 10% y el esfuerzo para llegar a 20% es de 180MPa, lo cual es menos de la mitad que para su par realizada a 250 °C. Esto se debe a que a 500 °C los procesos de formación de defectos durante la deformación se ven atenuados por efecto de una temperatura mayor.

Se tabuló el ensayo de compresión a 700 °C y los resultados para la deformación hasta 20%, representados en la fig. 17:

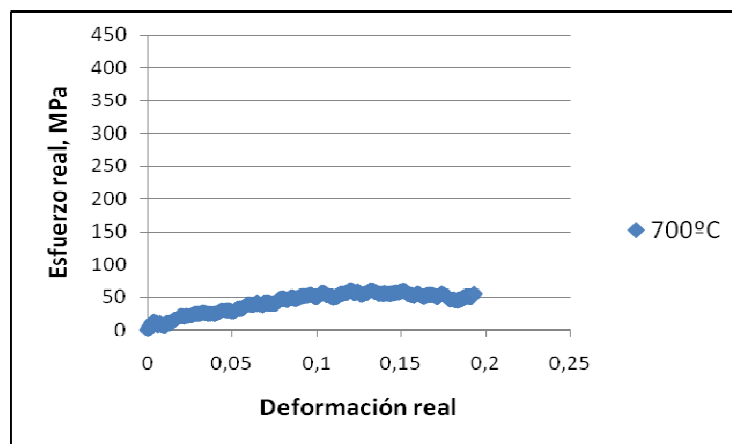


FIGURA 17: GRÁFICO QUE MUESTRA EL ESFUERZO REAL EN MPA EN FUNCIÓN DEL PORCENTAJE DE DEFORMACIÓN PARA EL COBRE SIENDO COMPRIMIDO A 700 °C.

Se deduce de la fig. 17 que para llegar a 20% de deformación se necesita en promedio 55 Mpa.

Se tabuló el ensayo de compresión a 860°C y los resultados para la deformación hasta 20%, representándose en la fig. 18.

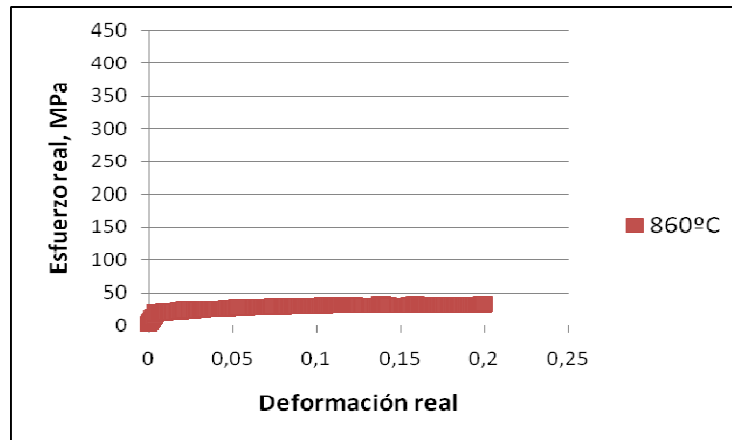


FIGURA 18: GRÁFICO QUE MUESTRA EL ESFUERZO REAL EN MPa EN FUNCIÓN DEL PORCENTAJE DE DEFORMACIÓN PARA EL COBRE SIENDO COMPRIMIDO A 700 °C.

De la fig. 18 se deduce que para llegar a 20% de deformación se necesitan 32 Mpa.

Con la información de las figuras 15, 16, 17 y 18 se construye la siguiente tabla:

TABLA 4: ESFUERZOS PARA LLEGAR A DEFORMAR EN CALIENTE HASTA EL 20%, DE COBRE.

Temperatura, °C	Esfuerzo 20%, MPa
250	400
500	180
700	55
860	32

Se denota, mediante la tabla 4, que los esfuerzos para llegar a deformar hasta un 20% el cobre van disminuyendo según aumenta la temperatura de compresión, lo que es adecuado dado que al incrementar la temperatura se produce una disminución de la cantidad de dislocaciones.

Microestructura del cobre deformada al 20%, a 500 °C:

A continuación se muestra una fotografía de microscopía óptica con un aumento de 800x de la muestra de Cobre deformada al 20%, a 500 °C.

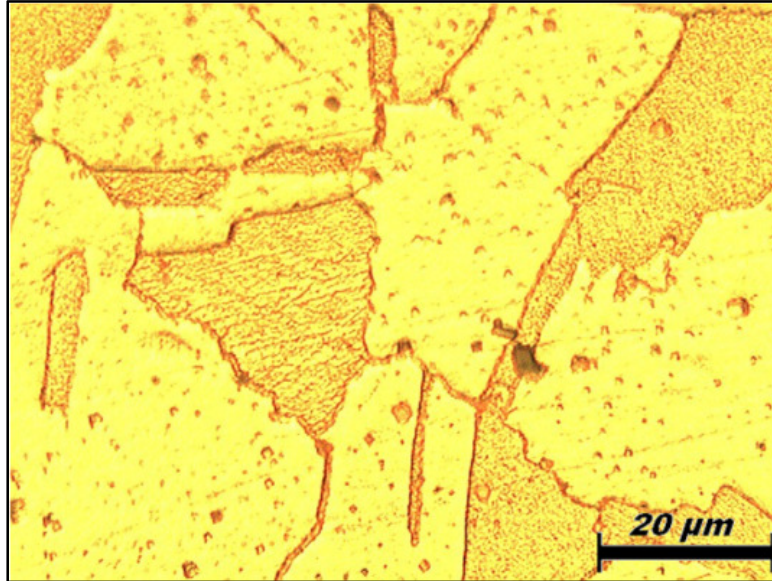


FIGURA 19: IMAGEN DE COBRE DEFORMADO AL 20% A 500°C A 800X DE AUMENTO.

En la fig. 19 se aprecian poros en negro debido a óxidos, además de granos bien definidos recristalizados y otros granos todavía deformados por la compresión en caliente.

6.4 ESTUDIOS DE RECUPERACIÓN Y RECRISTALIZACIÓN ESTÁTICA DE LA ALEACIÓN CU-5%VTiC NOMINAL

Se realizaron deformaciones de las probetas a 20%, 10% y 5%, luego se realizaron tratamientos de recocido entre los 25 °C y los 900 °C y finalmente se realizaron mediciones de microdureza de Cu-5%vTiC nominal, llevando a la siguiente tabla y gráfico correspondiente.

TABLA 5: MICRODUREZAS DE CU-5%vTiC NOMINAL EN HV PARA DISTINTAS DEFORMACIONES Y TEMPERATURAS DE RECOCIDOS.

Deformación/ Recocido	5 °C	500 °C	700 °C	800 °C	900 °C
20%	88	246	221	213	71,3
10%	79	237	260	95	66
5%	74	245	254	87,6	61,7
Sin def.	48	245	235	90	45

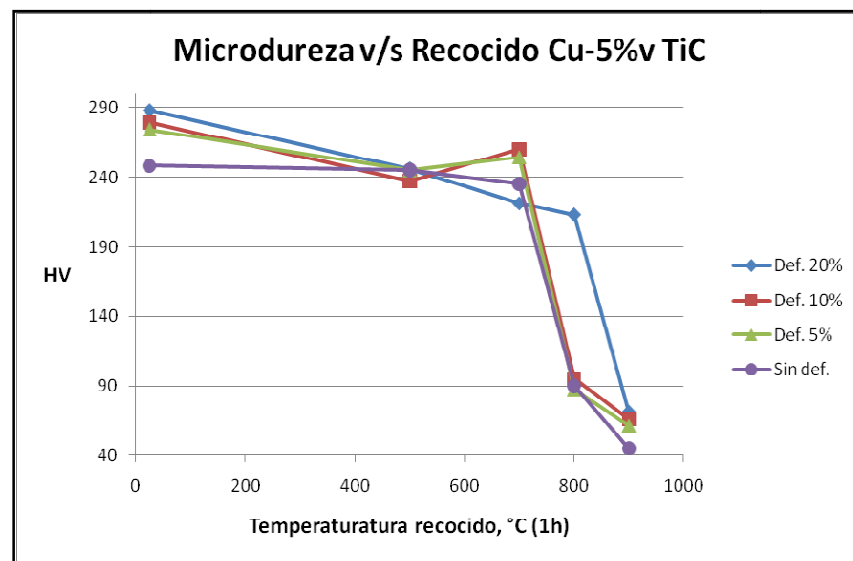


FIGURA 20: GRÁFICO QUE MUESTRA LA MICRODUREZA EN HV EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA DE RECOCIDO PARA MUESTRAS DE CU-5%v TiC, SIN DEFORMACIÓN PREVIA Y DEFORMADAS PREVIAMENTE A 20%, 10% Y 5%.

Se puede ver, según la fig. 20, anterior que las curvas para las distintas deformaciones se comportan de forma bastante parecida, sólo para los límites de la temperatura de recocido se producen diferencias de dureza que son consistentes con su nivel de deformación. Para la temperatura de recocido de 500 °C, todas las deformaciones presentan casi la misma dureza. En el caso de las curvas de 10% y 5% de deformación, se produce un aumento de la dureza a 700 °C. Esto puede ser debido a la precipitación de $TiCu_4$. Todas las curvas, a excepción de la curva de 20% de deformación, presentan una caída abrupta de la dureza para 800 °C, esto es producto de la recrystalización que ocurre en las probetas. Para la deformación de 20%, la recrystalización se produce a 900 °C.

6.5 ESTUDIOS DE RECUPERACIÓN Y RECRISTALIZACIÓN DINÁMICA DE LA ALEACIÓN CU-5%VTiC NOMINAL

Se realizaron compresiones de las probetas a temperaturas de 700 °C, 800 °C y 860 °C hasta llegar a deformaciones de 20%, 10% y 5%. Después se realizaron mediciones de microdureza del cobre, llevando a cabo la tabla 6 y fig. 21 correspondiente.

TABLA 6: MICRODUREZAS DE CU-5%VTiC NOMINAL EN HV PARA DISTINTAS DEFORMACIONES EN CALIENTE.

Deformación/ Temperatura	700 °C	800 °C	860 °C
20%	317	297	285
10%	270	250	238
5%	233	213	200

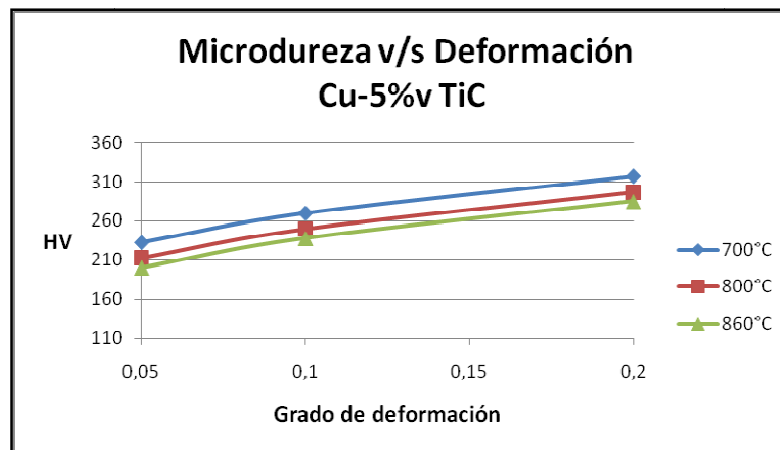


FIGURA 21: GRÁFICO QUE MUESTRA LA MICRODUREZA EN HV EN FUNCIÓN DEL GRADO DE DEFORMACIÓN PARA COMPRESIÓN A 700 °C, 800 °C Y 860 °C, EN MUESTRAS DE CU-5%v TiC.

Se denota de la fig. 21, que las curvas para todas las medidas de dureza presentan comportamientos similares y que todas aumentan su dureza a medida que aumenta el grado de deformación, lo cual es muy lógico dado que al existir mayor deformación se produce un aumento en el número de dislocaciones, y así el material va aumentando su dureza.

La curva de 700 °C es la que presenta los mayores valores de dureza, y las curvas van disminuyendo su dureza mientras la temperatura aumenta, para sus distintos grados de deformación, lo cual es comprensible dado que a medida que aumenta la temperatura se produce una mayor relajación que disminuye los defectos producidos por la deformación.

Para comparar las durezas de las muestras deformadas en frío y luego recocidas con respecto a las deformadas en caliente, es que se superponen las figuras 20 y 21, en la fig. 22 que se muestra a continuación.

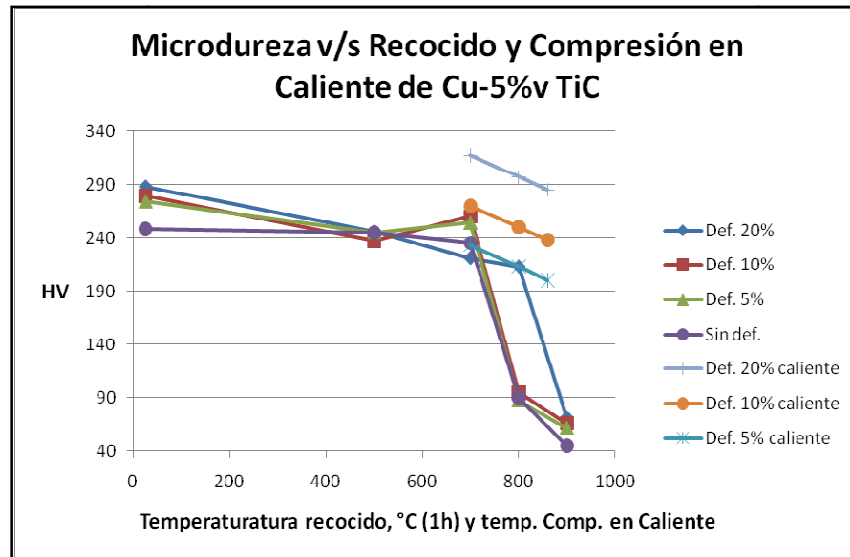


FIGURA 22: GRÁFICO QUE MUESTRA LA MICRODUREZA EN HV EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA DE RECOCIDO Y LA TEMPERATURA DE COMPRESIÓN EN CALIENTE, PARA MUESTRAS DE CU-5%V TIC DEFORMADAS A 20%, 10% Y 5%.

De la fig. 22, se deduce que, a 700 °C la curva de 20% de deformación en caliente presenta una diferencia con respecto a la curva de 20% de deformación y recocida de 90 HV superior para ésta última. Para 10% de deformación en caliente la diferencia con su homónima recocida es de 10 HV superior para ésta última. Para 5% de deformación en caliente la diferencia con su homónima recocida es de 20 HV inferior a ésta última.

A 800 °C, para la curva de 20% de deformación en caliente, la diferencia es de 85 HV mayor con respecto a su homónima recocida. Para 10% de deformación en caliente la diferencia es de 160 HV mayor con respecto a su homónima recocida. Mientras, que para 5% de deformación en caliente la diferencia es 130 HV mayor con respecto a su homónima recocida.

A 860 °C, para la curva de 20% de deformación en caliente, la diferencia es de 150 HV mayor con respecto a su homónima recocida. Para 10% de deformación en caliente la diferencia es de 170 HV mayor con respecto a su homónima recocida. Y finalmente, para 5% de deformación en caliente la diferencia es de 140 HV superior con respecto a su homónima recocida.

Entonces, para 800 °C y 860 °C, los valores de dureza para todos los porcentajes de deformación de las deformadas en frío y luego recocidas, son mayores a sus homónimas recocidas.

Esfuerzo v/s deformación para las distintas temperaturas de compresión para Cu-5%v TiC nominal

Se tabularon los ensayos de compresión a 700 °C y los resultados para las distintas deformaciones se muestran en la fig. 23, que se muestra a continuación.

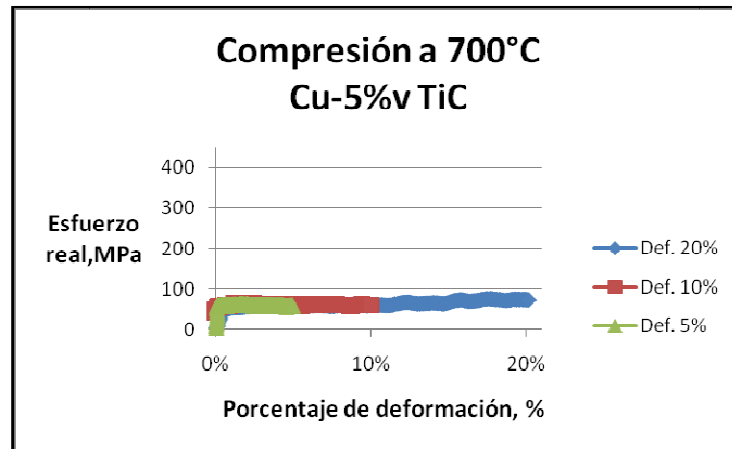


FIGURA 23: GRÁFICO QUE MUESTRA EL ESFUERZO REAL EN MPA EN FUNCIÓN DEL PORCENTAJE DE DEFORMACIÓN PARA MUESTRAS DE CU-5%v TiC, QUE FUERON COMPRIMIDAS A 700 °C.

Según la fig. 23, en las curvas de esfuerzo-deformación, ésta última crece a medida que aumenta el esfuerzo, lo cual es adecuado dado que los metales, al ser deformados, se van endureciendo y se debe ir aumentando el esfuerzo para seguir deformándolos. Además, muestra endurecimiento para la curva que alcanza 20% de deformación. Para llegar a concretar un 5% de deformación se debe llegar a aplicar alrededor de los 60 MPa, para un 10% de deformación se debe alcanzar 70 MPa y finalmente para 20% se debe alcanzar los 80 MPa.

Se tabularon los ensayos de compresión a 800 °C y los resultados para las distintas deformaciones se muestran en la figura 24, que se muestra a continuación.

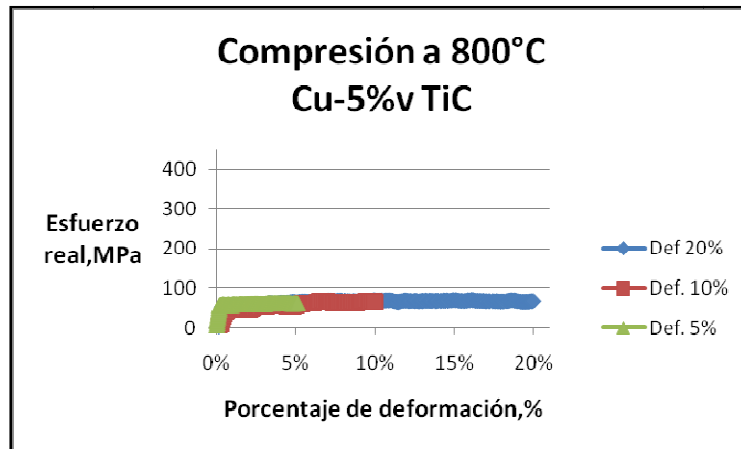


FIGURA 24: GRÁFICO QUE MUESTRA EL ESFUERZO REAL EN MPA EN FUNCIÓN DEL PORCENTAJE DE DEFORMACIÓN PARA MUESTRAS DE CU-5%v TiC, QUE FUERON COMPRIMIDAS A 800 °C.

La fig. 24, permite denotar que las curvas para las distintas deformaciones cumplen con que para deformar el metal se necesita aumentar el esfuerzo. En este caso las curvas que llegan a 5% de deformación y aquélla que llega a 20%, muestran esfuerzos constantes para seguir deformando. Para llegar a deformar a 5% se necesitan alrededor de 60 MPa, para deformar hasta 10% se necesitan 70 MPa y finalmente para llegar a 20% se requieren 75 MPa.

Se tabularon los ensayos de compresión a 700 °C y los resultados para las distintas deformaciones se muestran en la fig. 25, que se muestra a continuación.

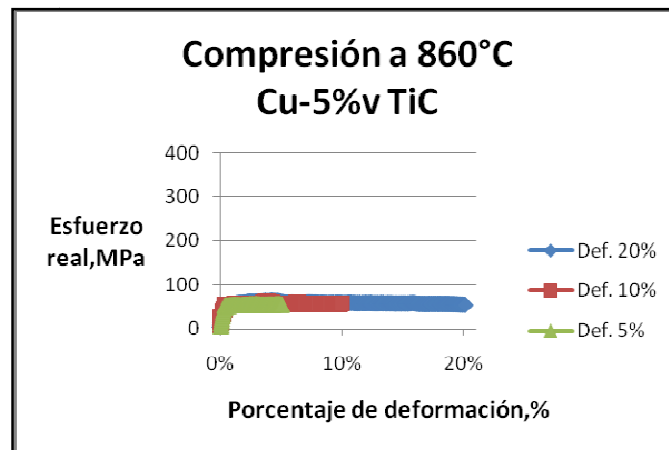


FIGURA 25: GRÁFICO QUE MUESTRA EL ESFUERZO REAL EN MPA EN FUNCIÓN DEL PORCENTAJE DE DEFORMACIÓN PARA MUESTRAS DE CU-5%v TiC, QUE FUERON COMPRIMIDAS A 860 °C.

Se denota de la fig. 25, que todas las curvas muestran en su comportamiento general que se necesita aumentar el esfuerzo para seguir deformando el material. La curva que llega a 20% de deformación muestra un ablandamiento sobre el final de este proceso. Para llegar a 5% de deformación se requiere llegar a un esfuerzo de 58 MPa, para llegar a 10% de deformación se requieren 62 MPa, mientras que para obtener 20% de deformación se necesitan 65 MPa.

Microestructura de Cu-5%v TiC

A continuación se muestra la fig. 26 fotografía de la probeta de Cu-5%v TiC deformada al 20%, a 700 °C:

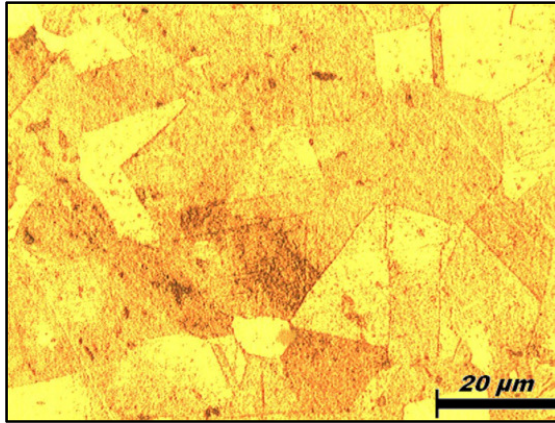


FIGURA 26: IMAGEN DE CU-5%v TiC DEFORMADO AL 20%, A 700 °C, AUMENTO DE 800X.

Se pueden observar en la figura 26 granos recristalizados y granos todavía deformados.

A continuación se muestra una fotografía de la probeta de Cu-5%v TiC deformada al 20%, a 860 °C:

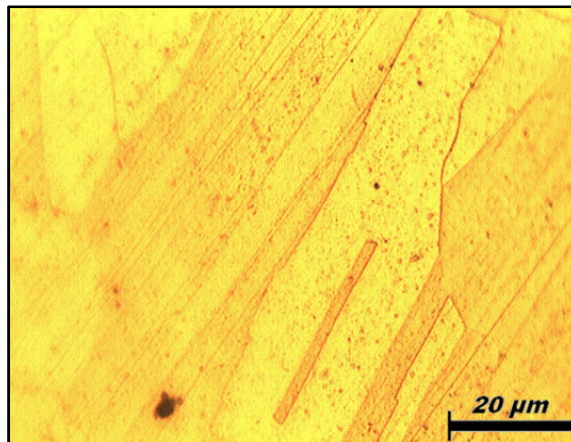


FIGURA 27: IMAGEN DE CU-5%v TiC DEFORMADO AL 20% A 860°C, AUMENTO DE 800X

Se aprecian en la fotografía anterior granos recristalizados, granos todavía deformados y poros debido a óxidos.

Se observa que la muestra deformada a 860 °C presenta un grano recristalizado más grande que su par a 700 °C. Esto se debe a la diferencia de temperatura, la cual influye en el crecimiento del grano recristalizado.

VII. DISCUSIÓN

A continuación se presenta una discusión de los objetivos y resultados del presente trabajo de título.

7.1 EFECTO DE LA TEMPERATURA DE RECOCIDO SOBRE LA DUREZA EN MUESTRAS DEFORMADAS EN FRÍO

Cobre:

Para las muestras de cobre deformadas en frío y luego recocidas a temperaturas entre 200 °C y 900 °C, se desprende de la sección de resultados que para todos los porcentajes de deformación (20%, 10% y 5%), estos presentan un descenso de la dureza según aumenta la temperatura de recocido. Este descenso en dureza es lógico, dado que cuando se aumenta la temperatura de recocido, la relajación es mayor en la estructura metálica, permitiendo también una mayor aniquilación de dislocaciones.

Hasta los 300 °C, las muestras de mayor deformación mostraron mayor dureza también, lo cual es lógico dado que con una deformación superior la cantidad de dislocaciones es más alta. A 400 °C, la dureza de la muestra de 20% de deformación es mayor que la de 10%, pero menor que la de 5%. Que en ese instante la dureza de la deformación del 5% sea mayor que la de 10% representa una anomalía, lo cual puede ser debido a la segregación de CuO_2 o a errores en el proceso de deformación. A 500 °C también presenta comportamientos anómalos las medidas de durezas con respecto a los porcentajes de deformación, debido posiblemente a las mismas explicaciones descritas anteriormente.

A 700 °C las muestras para los distintos porcentajes de deformación se igualan en dureza, lo cual es adecuado, según el aumento de la temperatura de recocido. Para 800 °C la muestra de deformación de 20% presenta la misma dureza que para 10% de deformación y son mayores que para 5% de deformación. Que sean iguales las durezas para 20% de deformación y 10% no es adecuado dado que la muestra que presenta mayor deformación debiera tener un grano recristalizado más pequeño pero con mayor dureza. Este fenómeno anómalo se explica por una posible diferencia en la concentración de óxidos en las muestras o por errores en la deformación. Pero que las dos sean mayores que la de 5% de deformación es adecuado por el mismo argumento expresado anteriormente.

A 900 °C, las muestras deformadas a 20% presentan la mayor dureza, luego vienen las de 5% y finalmente las de 10%. Que las de 20% sean las de mayor dureza es adecuado, dado que presenta la mayor deformación, o sea, que el grano recristalizado es el más pequeño de las tres deformaciones, con lo cual tiene mayor dureza. Pero que la dureza de 10% es mayor que la de 5% no es adecuado por el mismo argumento anterior, siendo eso y tal anomalía explicados por diferentes concentraciones de óxidos o errores en las deformaciones.

Aleación Cu-5%v TiC:

Para las muestras de Cu-5%v TiC deformadas en frío y luego recocidas, se infiere según los resultados, que para 25 °C, las durezas van *in crescendo* según aumenta el porcentaje de deformación, lo cual es adecuado dado la mayor cantidad de dislocaciones que tienen los porcentajes mayores de deformación.

A 500 °C, la dureza baja levemente para las muestras con deformaciones de 20%, 10% y 5%, presentando recuperación. En cambio, en el caso de las muestras sin deformación, se mantiene la dureza, denotando también recuperación. Este comportamiento relacionado con la dureza de las muestras deformadas con respecto a las muestras sin deformación es lógico, dado que la dureza debiera bajar más en las muestras con mayor deformación, a medida que aumenta la temperatura de recocido. Además, las muestras sin deformación mantienen su dureza dado que tienen tensiones internas derivado de la extrusión.

A 700 °C, para la muestra con 20% deformación, la dureza baja levemente, presentando recuperación. Para las muestras de 10% y 5%, la dureza sube levemente, posiblemente por la precipitación de TiCu₄ [13]. Para la muestra sin deformación previa, la dureza baja levemente, explicándose esto también por recuperación [8].

A 800 °C, para la muestra con 20% de deformación, la dureza baja levemente, mostrando todavía recuperación. Para las muestras de 10%, 5% y sin deformación, la dureza baja abruptamente, mostrando recristalización.

A 900 °C, para la muestra con 20% de deformación, la dureza baja abruptamente, mostrando recristalización. Este fenómeno debiera haberse producido antes que en el caso de las otras deformaciones. Posiblemente, lo último se produjo por una disminución de dispersoides [5] en la muestra o por la segregación de Ti, o bien por errores en el proceso de deformación. Para las muestras de 10%, 5% y sin deformación, la dureza baja levemente, según un fenómeno de ablandamiento de grano [8]. Los valores de dureza a esta temperatura disminuyen según su porcentaje de deformación. Esto es adecuado, ya que al haber existido una mayor deformación, el grano recristalizado es más pequeño que las otras.

Comparación entre Cu y Cu-5%v TiC:

El comportamiento del cobre en comparación a la aleación Cu-5%v TiC se diferencia de manera que la recristalización comienza a partir de los 200 °C. En cambio para Cu-5%v TiC, se da recristalización para la mayoría de las deformaciones a 800 °C, menos para la muestra de 20% de deformación, en que se da recristalización a 900 °C. Este comportamiento se debe a la inclusión de dispersoides de TiC y de Ti en solución sólida que endurecen el material y retardan la recristalización. La diferencia de dureza para 25 °C es de 65 HV superior para la aleación Cu-5%v TiC, lo que se explica según el argumento recién explicado para la recristalización.

7.2 EFECTO DE LA TEMPERATURA Y EL ESFUERZO DE COMPRESIÓN SOBRE LA DUREZA Y LA MICROESTRUCTURA EN MUESTRAS SIN DEFORMACIÓN PREVIA

Cobre:

Para las muestras de cobre sin deformaciones previas y luego deformadas en caliente a 250 °C y 500 °C, se denota para las dos temperaturas que las muestras presentan aumento de la dureza a medida que es mayor el porcentaje de deformación, lo cual es adecuado dado que al aumentar la deformación la probeta queda con una mayor cantidad de dislocaciones, lo que endurece la muestra. La curva de compresión a 250 °C presenta una diferencia en promedio de 32 HV superior con respecto a la curva de compresión a 500 °C. Lo que se explica a partir de que ésta última, al realizarse a una mayor temperatura, permite una aniquilación mayor de dislocaciones en las muestras.

De las curvas de esfuerzo-deformación mostradas en los resultados se denota que a 250°C las curvas presentan comportamientos diferentes hasta llegar a 5% de deformación, no así el esfuerzo que es necesario llegar para deformarlo a ese porcentaje que está en torno a los 180 MPa. La curva que llega hasta 10% de deformación presenta una diferencia de 50 MPa con respecto a la que llega a 20% para 10% de deformación, lo que es atribuible a diferencias en la composición de las probetas (C u óxidos). Para llegar a deformar a 10% el esfuerzo está en torno a los 230 MPa. La curva de deformación hasta 20% presenta endurecimiento y el valor del esfuerzo para llegar a esta deformación es de 410 MPa.

A 500 °C las curvas presentan comportamientos diferentes para llegar a 5% de deformación, y el promedio es de 110MPa. Este comportamiento es atribuible a diferentes composiciones de las probetas, que pudieran tener óxidos creados en el procedimiento experimental. Para 10% ocurre la misma situación y el promedio es 130MPa. La curva que llega a 20% presenta endurecimiento después de pasar por 10% y el esfuerzo para llegar a 20% es de 180MPa, lo cual es menos de la mitad que para su par realizada a 250 °C. Esto es debido a que a 500 °C los procesos de formación de defectos durante la deformación se ven atenuados por efecto de una temperatura mayor.

Los esfuerzos para llegar a deformar hasta un 20% el cobre, van disminuyendo según aumenta la temperatura de compresión. Lo que es adecuado dado que al incrementar la temperatura se produce una disminución de la cantidad de dislocaciones. Y que los esfuerzos para deformar las muestras en todos los porcentajes son mayores para 250 °C que para 500 °C, lo cual es adecuado dado que para la deformación a temperatura más alta, la relajación es mayor y por ende hay una disminución mayor de dislocaciones, con lo cual los esfuerzos para deformar son menores.

La imagen del Cobre deformado hasta el 20%, a 500 °C, presenta poros en negro debido a óxidos, granos bien definidos recristalizados y otros granos todavía deformados por la compresión en caliente.

Aleación Cu-5%v TiC:

Se denota de la sección de resultados que las muestras sin deformación previa y luego deformadas a 700 °C, 800 °C y 860 °C presentan aumento en la dureza según aumenta el porcentaje de deformación, lo cual es lógico dado que al existir mayor deformación se produce un aumento en el número de dislocaciones, y así el material va aumentando su dureza.

700 °C es la temperatura a la cual se presentan los mayores valores de dureza para todos los porcentajes de deformación y así van disminuyendo los valores de dureza para 800 °C y luego para 860 °C. Esto último se explica dado que a medida que aumenta la temperatura, la relajación en la muestra se hace mayor y las dislocaciones disminuyen, reduciéndose así la dureza.

A 700 °C, para las curvas de esfuerzo deformación a medida que aumenta el esfuerzo aumenta también la deformación, lo cual es adecuado ya que para seguir deformando un metal se necesita aumentar el esfuerzo aplicado, lo que se conoce como trabajo de endurecimiento. Además muestra endurecimiento para la curva que alcanza 20% de deformación. Para llegar a concretar un 5% de deformación se debe llegar a aplicar alrededor de los 60 MPa, para un 10% de deformación se debe alcanzar 70 MPa y finalmente para 20% se deben alcanzar los 80 MPa.

A 800 °C se denota que las curvas para las distintas deformaciones cumplen con que para deformar el metal se necesita aumentar el esfuerzo, lo cual es adecuado según lo explicado en el párrafo anterior. En este caso las curvas que llegan a 5% de deformación y la que llega a 20% muestran esfuerzos constantes para seguir deformando. Para llegar a deformar a 5% se necesitan alrededor de 65 MPa, para deformar hasta 10% se necesitan 70 MPa, mientras que para llegar a 20% se requieren 75 MPa.

A 860 °C se denota que todas las curvas muestran, en su comportamiento general, que se necesita aumentar el esfuerzo para seguir deformando el material, lo cual es adecuado según lo explicado anteriormente. La curva que llega a 20% de deformación muestra un ablandamiento sobre el final de la deformación. Para llegar a 5% de deformación se requiere llegar a un esfuerzo de 58 MPa, para llegar a un 10% se requieren 62 MPa y finalmente para alcanzar un 20% se necesitan 65 MPa.

Para todas las temperaturas de deformación en caliente (700, 800 y 860 °C) se necesita ir aumentando el esfuerzo para seguir deformando, lo cual es adecuado según lo explicado en los párrafos anteriores. Para deformar a 20%, el esfuerzo va disminuyendo según aumenta la temperatura de compresión, lo cual es adecuado dado que a una más alta temperatura mayor es la relajación de la muestra, por ende disminuyen las dislocaciones y así el esfuerzo para deformarla.

Se observa que la muestra deformada hasta el 20% a 860 °C, presenta un grano recristalizado más grande que su par a 700 °C. Esto se debe a la diferencia de temperatura, la cual influye en el crecimiento del grano recristalizado.

Comparación entre Cu y Cu-5%v TiC:

El comportamiento del cobre en comparación a la aleación Cu-5%v TiC, el cobre después de ser deformado a 250 y 500°C, presenta medidase de dureza menores a la aleación que fue deformada entre los 700 y 860 °C. Esto se explica según la inclusión de dispersoides de TiC [5] y el Ti [6] en solución solida, que endurecen la aleación.

Según las imágenes de la microestructura del cobre y de la aleación. Se identifico que hay una mayor densidad de granos recristalizados para el cobre. Además de ser mas grandes estos granos que para el Cu-5%v TiC. Este fenómeno se debe a que en la aleación el Ti y el C en solución solida y como formadores de dispersoides (TiC, TiO₂, TiCu₄) retardan la recristalización.

VIII. CONCLUSIONES

Teniendo en consideración los resultados antes expuestos y la posterior discusión del presente Trabajo de Título, se llegó a la conclusión de que el Cu puro recrystaliza de forma estática entre 200 °C y 500 °C, mientras que la aleación Cu-5%v TiC recrystaliza de forma estática entre 700 °C y 900 °C.

Se propone como explicación a esta diferencia de temperatura de recrystalización estática es debido a que, en la aleación el Ti y el C en solución sólida y como formadores de dispersoides (TiC, TiO₂, TiCu₄) retardan la recrystalización estática.

Para el Cu se produce una tendencia de recrystalización dinámica que sigue un patrón de reducción de dureza parecida a lo mostrado por la recrystalización estática. Se plantea que esta diferencia, con respecto a la aleación Cu-5%v TiC, responde a la ausencia de los dispersoides que permiten a la aleación ser más resistente a temperaturas altas.

La aleación Cu-5%v TiC muestra un grado muy bajo de recrystalización dinámica en los rangos de temperatura entre 700 °C y 860 °C. Se plantea que esta diferencia en la recrystalización dinámica, al igual como en el caso de la recrystalización estática, se debe a la presencia en la aleación de Ti y C en solución sólida y como formadores de dispersoides (TiC, TiO₂, TiCu₄) retardan la recrystalización dinámica.

El presente Trabajo de Título pretende ser de utilidad para futuros estudios, especialmente relacionados con la creación de nuevos materiales que presenten adecuadas resistencias mecánicas mientras sigan siendo buenos conductores. Pudiendo ser idóneos para diversos usos y alternativas interesantes de elección al momento de pensar en su duración en el tiempo.

IX. BIBLIOGRAFÍA

- [1] Juan Lozano. “Comportamiento mecánico en compresión en caliente y creep de aleaciones Cu-V-C y Cu-V-Al-C”. Memoria para optar al Título de Ingeniero Civil Mecánico, Universidad de Chile, 2008.
- [2] Héctor Aravena. “Comportamiento mecánico en compresión en caliente y creep de aleación Cu-2,5%v TiC-2,5%v VC”. Memoria para optar al Título de Ingeniero Civil Mecánico e Ingeniero Civil en Materiales, Universidad de Chile, 2008.
- [3] C. Suryanarayana. “*Mechanical Alloying and milling*”. *Progress Materials Science vol. 46 (2001)*, pp. 1-184.
- [4] R. Espinoza, R. Palma, A. Sepúlveda, V. Fuenzalida, G. Solórzano, A. Craievich, D. Smith, T. Fujita y M. López. “*Microstructural characterization of dispersion-strengthened Cu-Ti-Al alloys obtained by reaction milling. Materials Science and Engineering*” A (2007): pp. 454-455.
- [5] Felipe Figueroa. “Estudio de la evolución de la microestructura y dureza de aleaciones Cu-Al-Ti durante su fabricación por molienda reactiva y extrusión”. Memoria para optar al Título de Ingeniero Civil Mecánico, Universidad de Chile, 2008.
- [6] Rodrigo Palma, et al. “Propuesta proyecto Fondecyt 1070294”, 2007.
- [7] Gerhard Dehm, J. Thomas, Joachim Mayer, Thomas W., Wolfgang P. y Christa Saber. “*Formation and interface structure of TiC particles in dispersion-strengthened Cu alloy*”. *Philosophical Magazine*, 77(6): pp.1531, 1998.
- [8] William F. Smith. “Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales”. Tercera edición, McGraw-Hill, Madrid, España (1998).
- [9] Y.B. Chun, S.K. Hwang. “*Static recrystallization of warm-rolled pure Ti influenced by microstructural inhomogeneity*”. *Acta Materialia* 56 (2008): pp. 369–379.
- [10] M.G Ardakani and F.J. Humphreys. “*High temperature deformation and dynamic recrystallization of some two-phase copper alloys*”. *Materials Science Forum Vols. 113-115 (1993)*: pp. 213–218.
- [11] G. Benchabane, Z. Boumerzoug, I. Thibon, T. Gloriant. “*Recrystallization of pure copper investigated by calorimetry and microhardness*”. *Materials Characterization* 59 (2008): pp. 1425–1428.
- [12] S. Nagarjuna, M. Srinivas. “*High temperature tensile behavior of a Cu-1.5wt%Ti alloy*”. *Materials Science and Engineering A335 (2002)*: pp. 89–93.
- [13] D. Bozic, O. Dimcic, B. Dimcic, I. Cvijovic, V. Rajkovic. “*The combination of precipitation and dispersion hardening in powder metallurgy produced Cu-Ti-Si alloy*”. *Materials Characterization* 59 (2008): pp. 1122–1126.