

## INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA EN EL ENDURECIMIENTO DE LA ALEACIÓN CuNiSiCr

Feloy Lucas, Maffia Ernesto G(\*), Tovio Daniel, González Alfredo (\*\*)  
Departamento de Mecánica, LIMF, Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de La Plata, (UNLP),  
1900, BA, Argentina  
(\*\*) Facultad de Ingeniería de La Plata (UNLP), CONICET, BA, Argentina  
(\*). Email: [ernesto.maffia@ing.unlp.edu.ar](mailto:ernesto.maffia@ing.unlp.edu.ar)

### RESUMEN

A menudo, en la manufactura de materiales industriales están involucrados procesos termomecánicos para lograr formas determinadas. Estos procesos utilizan secuencias de deformaciones en frío y recocidos para obtener propiedades ajustadas a las solicitaciones del servicio.

El siguiente trabajo se basa en el estudio del proceso de endurecimiento por precipitación de una aleación de CuNiSiCr para alcanzar la mejor combinación de propiedades mecánicas. Para ello, dicha aleación fue solubilizada y laminada en frío hasta obtener una deformación del 84%; luego envejecida a diferentes temperaturas para determinar la correspondencia entre microestructura y propiedades.

Durante el tratamiento térmico de envejecido se observaron diferentes estadios de dureza en función del tiempo. Este comportamiento está asociado a interacciones entre precipitación, recuperación y recristalización. La temperatura tuvo influencia en las interacciones de estos procesos, principalmente en el tiempo necesario para la diferenciación de los mismos. Los resultados preliminares de esta investigación indican que controlando la temperatura podemos retardar lo suficiente los procesos que producen ablandamiento del material de modo de producir un material que tenga las propiedades necesarias para cumplir con los requerimientos del servicio.

**Palabras Clave:** CuNiSiCr – envejecido – dureza

### INTRODUCCIÓN

El efecto de la deformación plástica previa en metales que deben ser envejecidos tiene importantes aplicaciones industriales. Este trabajo en frío, que se utiliza para lograr formas específicas, puede realizarse inmediatamente después de solubilizar y templar el material, o en algunos casos especiales, ser intercalado entre varios ciclos de envejecido [1]. Estas distintas opciones de tratamientos tienen como finalidad aumentar la dureza, entre otras propiedades del material, valiéndose del fenómeno de endurecimiento por precipitación.

El trabajo en frío introduce una alta densidad de dislocaciones y genera una alta potencialidad para la precipitación, lo cual es beneficioso porque se logra el aumento de dureza. Sin embargo también se crean las condiciones para que se desarrollen los procesos de recuperación y recristalización, lo cual ablanda el material. Se observa entonces que las interacciones que ocurren entre precipitación, recuperación y recristalización producen un proceso de envejecimiento complejo, el cual depende de la deformación previa y de la temperatura de envejecido [2], [3].

El creciente desarrollo de nuevas tecnologías hace necesaria la mejora e innovación de las propiedades de materiales base cobre. Debido a ello en las últimas décadas se logró un considerable avance sobre aleaciones que tienen una alta conductividad térmica y eléctrica junto con una alta resistencia mecánica. El mayor exponente de este grupo de materiales son las aleaciones CuBe. Sin embargo, una de las principales desventajas de estas aleaciones es el alto poder contaminante de sus humos de fundición y el alto grado de toxicidad de las partículas de Be menores de 10 $\mu$ m que se desprenden durante su

procesamiento. Debido a estas razones se ha intentado reemplazar este elemento por otros aleantes que den un resultado similar, por ejemplo Cr, Zn, Ni, Si, solos o combinados. Surge entonces como alternativa de reemplazo la aleación CuNiSiCr, la cual recién se comienza a fabricar en el país.

El objetivo del siguiente trabajo es estudiar el efecto de la temperatura en el ciclo de envejecimiento para una aleación CuNiSiCr con una intensa deformación plástica en frío para determinar el ciclo óptimo de envejecimiento que genere una buena combinación de propiedades y estudiar las relaciones entre propiedades y microestructura.

## PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

La aleación fue producida en hornos de fosa, con crisoles de grafito de 200 kg. Las probetas escogidas para los diferentes ensayos fueron preparadas a partir de un lingote de CuNiSiCr, colado en coquilla refrigerada. La tabla 1 presenta la composición obtenida de la aleación utilizada para este trabajo experimental.

**Tabla 1.** Composición de la aleación CuNiSiCr

elemento	Ni	Cr	Si	Cu
peso %	2.03	0.1	0.8	resto

El lingote fue tratado térmicamente a una temperatura de 1000°C durante tres horas en una atmósfera inerte y luego enfriado en agua, con lo cual se llevaron a cabo en simultaneo los procesos de homogenizado y solubilizado. Posteriormente se tomaron del centro del lingote las muestras utilizadas en este estudio, alguna de las cuales fueron laminadas en frío hasta obtener una deformación del 84%. De allí se cortaron probetas de 1 cm<sup>2</sup> a las cuales se les realizó el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación en un horno tubular (Carbolite). La temperatura fue la única variable utilizada.

Los ciclos de envejecido se realizaron de la siguiente manera:

**Tabla 2.** Ciclos de envejecido en muestras laminadas

Temperatura (°C)	382	432	482	532
Tiempo (minutos)	Desde 3 a 210	Desde 3 a 210	Desde 3 a 210	Desde 3 a 210

Además, para tener una mejor apreciación de la influencia del trabajado en frío, se envejecieron muestras sin deformación a 532°C y 432°C en idénticos tiempos.

Con el fin de monitorear los cambios en las propiedades de las muestras se midió dureza Rockwell B mediante un durómetro (Frank) con una carga de 100 kg y un penetrador esférico de 1/16 de pulgada de radio.

Para estudiar las propiedades mecánicas se utilizaron ensayos de tracción. Las probetas utilizadas fueron probetas planas de 50mm de longitud de referencia y 28,5 mm<sup>2</sup> de área y se confeccionaron de acuerdo con la norma ASTM E8. Los ensayos de tracción fueron realizados a temperatura ambiente, con una velocidad de deformación de 0,1cm/minuto, en una maquina de tracción INSTRON.

La preparación metalográfica fue realizada a través de una secuencia de lijado (lijas de carburo de Silicio de #200 hasta #1000) y posteriormente pulidas con alumina en solución acuosa hasta un tamaño de partícula de 1µm. Para realizar la evaluación microestructural se utilizaron técnicas metalográficas convencionales. Las muestras pulidas y atacadas con el reactivo N°4 (2 g K<sub>2</sub>Cr<sub>2</sub>O<sub>7</sub>, 8 ml H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, 4ml NaCl -solución saturada, 100 ml H<sub>2</sub>O)[4] fueron observadas con un microscopio óptico (Leica).

## RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Según N.Gao et al [2], el envejecimiento de materiales solubilizados y trabajados en frío presenta cuatro procesos diferentes: precipitación continua, precipitación discontinua, recuperación y recrystalización. Estos procesos tienen características diferentes y generan efectos opuestos en la dureza del material. Por un lado, están los eventos de precipitación, los cuales endurecen el material, y por otro esta el fenómeno de recrystalización, el cual ablanda el material.

Con respecto a la recuperación existen interpretaciones contradictorias referentes a sus efectos en las propiedades mecánicas. En algunos casos, aumenta levemente la dureza y la resistencia del material y en otros casos promueve una leve disminución de estas propiedades. Sin embargo si la recuperación no afecta la distorsión de la red, entonces no debería haber modificación en la dureza o en la resistencia pues si la distorsión de la red es la que impide el movimiento de las dislocaciones a través de la estructura, al no haber modificación en la distorsión entonces no habría modificación de dureza y resistencia. Con respecto a la recrystalización, esta produce un aumento en la conductividad y la ductilidad y una pérdida de dureza y resistencia [8].

De modo que la variación total de la dureza en muestras deformadas plásticamente en frío y envejecidas es el resultado de la interacción de estos procesos.

### Homogeneizado (solubilizado) y laminado

La microestructura de la muestra de la aleación en estudio, con un proceso de homogeneizado-solubilizado-templado y posteriormente laminado, presenta características microestructurales similares a las publicadas en literatura [5, 6, 8]. La gran deformación aplicada no permite revelar claramente los límites de grano, sin embargo se ve que estos están alargados en la dirección de laminación.

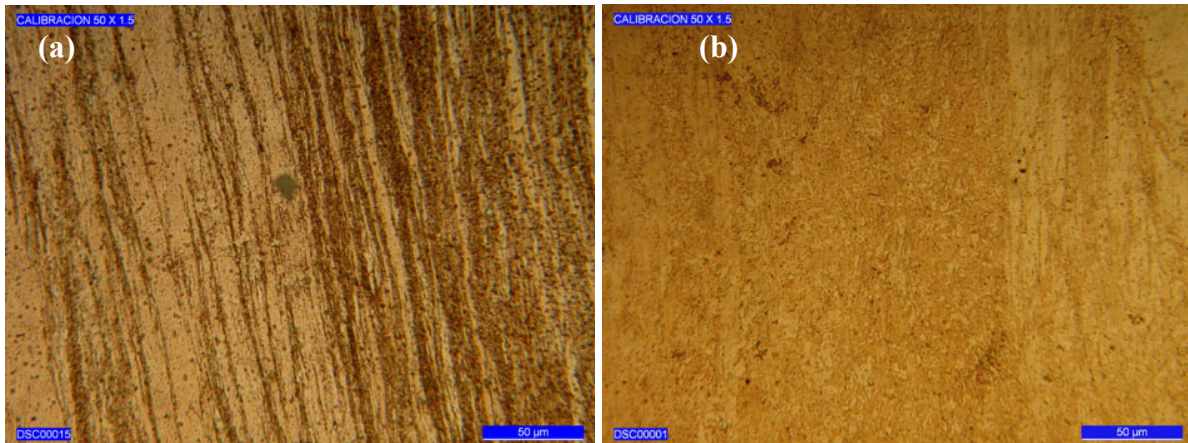
Se observa también que la laminación produce una alta densidad de bandas de deslizamiento. Estas marcas forman un ángulo de  $45^\circ$  aproximadamente con lo dirección de laminación y muestran una fuerte tendencia a alinearse en la dirección de laminación. Observando la micrografía se ven grupos de bandas paralelas, lo que indica que en el deslizamiento entraron planos de un mismo índice y en otras regiones de la micrografía se ven bandas onduladas y con ramificaciones lo que indica que entraron en juego planos de distinto índice. El resultado de esta intensa deformación plástica es una gran distorsión de la red



**Figura 1.** Micrografía de una muestra homogeneizado-solubilizada-templada y posteriormente laminada un 84% (magnificación 5X)

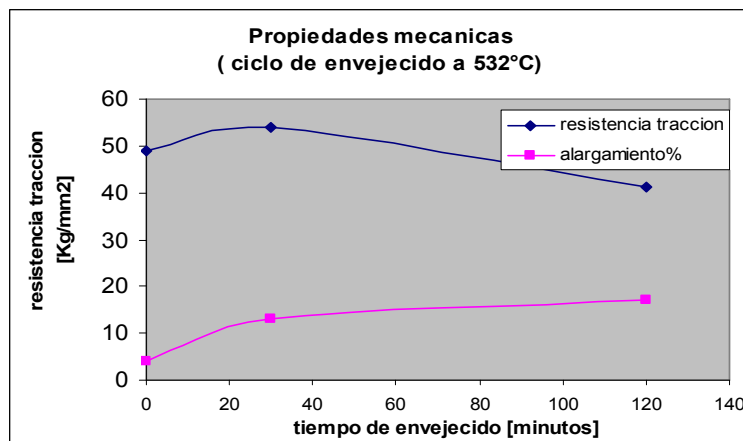
## Envejecido a 532°C

En la figura. 2-a y b siguientes, se presentan las micrografías del material laminado y envejecido durante 60 y 210 minutos a 532°C. La figura 2-a muestra los estadios iniciales de la recristalización. Se observa la nucleación y crecimiento de granos aislados en un material con fuertes indicios de deformación en frío. En la figura 2-b se observa la misma muestra pero envejecida por 210 minutos a 532°C. La recristalización ha avanzado significativamente pues se ven grandes regiones con granos recristalizados y casi no se aprecian vestigios del trabajo en frío. Este cambio en la microestructura se condice con la fuerte caída en los valores de dureza mostrado en la figura 4.



**Figura 2.**(a) muestra laminada y envejecida a 532°C durante 60 minutos (b) muestra laminada y envejecida a 532°C durante 210 minutos

Para determinar la relación entre microestructura y propiedades se realizaron ensayos de tracción en probetas planas, previamente deformadas en frío un 84% y envejecidas a 532°C. Observando el grafico, se consigue la máxima resistencia de la aleación a los 30 minutos de tratamiento (54,1kg/mm<sup>2</sup>) y una ductilidad del 13% lo cuales son valores aproximadamente comparables a la aleaciones CuBe. Estos valores de propiedades colocan a esta aleación como una alternativa de reemplazo comercialmente viable.



**Figura 3.** ensayos de tracción en muestras envejecidas

## Envejecido a 482°C

A medida que se desarrolla el ciclo de tratamiento térmico a esta temperatura y hasta alcanzar el máximo de dureza a los 45 minutos (figura 4), aumenta el endurecimiento de la

muestra por formación de zonas G.P. Seguidamente la dureza disminuye levemente hasta el final del ensayo.

### Envejecido a 432°C

A esta temperatura de tratamiento térmico se alcanza el máximo de dureza a los 60 minutos. A partir de este punto, los precipitados deberían dejar de ser coherentes y surgiría el sobre-envejecimiento. Sin embargo, la dureza se mantiene casi constante hasta los 210 minutos de ensayo. Este comportamiento coincide con las afirmaciones del trabajo de Z. Rdzawski, J.Stobrawa [1]. Estos investigadores indican que hay una baja tendencia al crecimiento de grano a altas temperaturas en aleaciones Cu-3,3Ni-1Si-0,8Cr-Mg y Cu-1Ni-1Si-0,8Cr-1Mn-Mg pues las partículas precipitadas durante el envejecido estabilizan la microestructura y generan buenas propiedades a altas temperaturas. Este hecho se traduce en una alta resistencia al ablandamiento aun después de envejecer durante varias horas. Evidentemente, encontramos coincidencias en nuestra aleación en estudio.

### Envejecido a 382°C

A esta temperatura de tratamiento comienzan a separarse marcadamente las zonas G.P, con respecto a las temperaturas anteriores. La primera zona ocurre hasta los 30 minutos del ciclo y la segunda zona G.P aparece a partir de los 30 y su desarrollo continúa más allá de los 210 minutos. Evidentemente una menor temperatura del ciclo de envejecido produce una cinética de precipitación mas lenta y una disminución del tamaño de los precipitados (en este trabajo no se demostró, pero si esta documentado en la literatura [7]). Si bien esta sería la mejor condición lograda en lo referente a las propiedades, pero tiene como lado negativo el extenso tiempo del ciclo, lo cual no siempre es compatible con las necesidades de la industria.

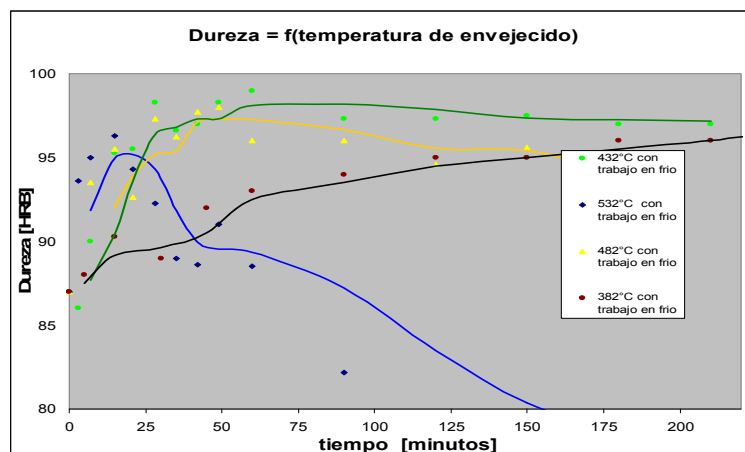


Figura 4.-ciclos de envejecido a distintas temperaturas en muestras laminadas un 84%

### Interacción entre procesos de endurecimiento-ablandamiento

En la figura 5 se comparan muestras de la aleación deformadas con otras sin deformar. El objetivo de esta comparación es observar la porción de la dureza originada por la deformación plástica previa.

En la figura 5-a, se observan dos ciclos de envejecido a 432°C entre muestras con y sin deformación previa. En los momentos iniciales del ciclo (en el caso de deformación cero) se observa un aumento de más de 50 unidades de dureza. A medida que se desarrolla el ciclo de envejecido, esta brecha de dureza (comparando entre las dos muestras) va disminuyendo lentamente hasta que, al llegar a los 210 minutos, se obtienen apenas unas

15 unidades de dureza de diferencia entre muestras. Así, si las muestras sin deformación previa tienen mayor aumento de dureza que aquellas no deformadas después del ciclo de envejecido, este comportamiento podría sugerir que el ciclo de endurecimiento por precipitación o la recuperación atenúan el efecto deformación previa.

Ya en ciclos de envejecidos realizados a mayor temperatura (532°C) solo se observa una gran ganancia de dureza en los momentos iniciales del ciclo (o sea a deformación cero), pero a medida que progresa el ciclo, los valores de dureza de las muestras deformadas comienzan a disminuir significativamente, evidenciando una modificación de la microestructura. Este ablandamiento del material es el resultado de recuperación y recristalización, observado en las figuras 2-a y b.

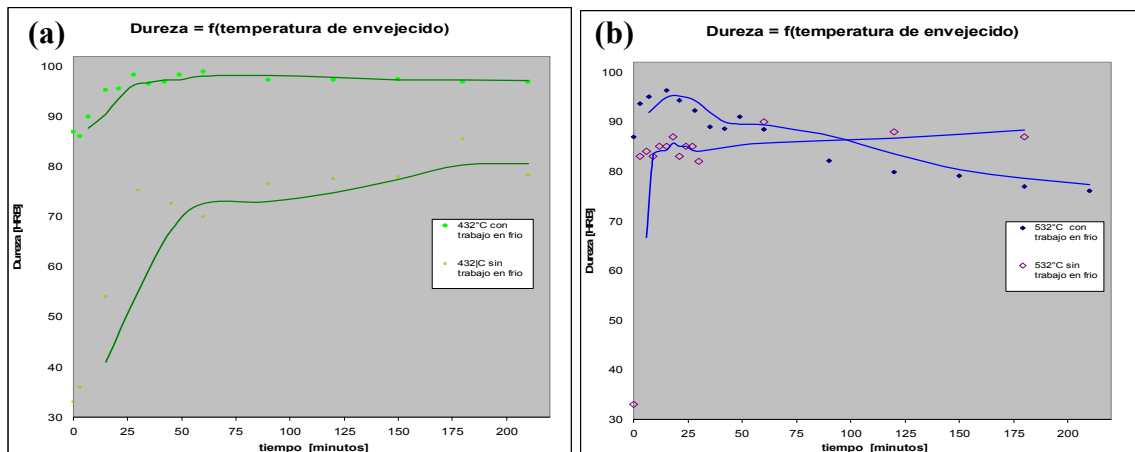


Figura 5. ciclos de envejecido con muestras deformadas y sin deformar. (a) Temperatura de envejecido: 432°C. (b) temperatura de envejecido: 532°C

## CONCLUSIONES

- ✓ No resulta eficiente, para esta aleación, el endurecimiento por precipitación con grandes cantidades de deformación en frío a temperaturas de 532°C pues prevalecen procesos de recuperación y recristalización
- ✓ El envejecido a 432°C de muestras de aleación CuNiSiCr con una deformación previa del 84%, genera un material con una significativa resistencia al ablandamiento hasta temperaturas de 210 minutos, producto de la estabilidad de la microestructura comparada con las demás condiciones de ensayo
- ✓ Sin embargo el mayor aumento del endurecimiento por precipitación se logra con muestras sin deformación previa, envejecidas a 432°C, sobre todo en los minutos iniciales del ciclo de tratamiento de envejecido.

## Referencias

- [1] Z. Rdzawski, J.Stobrawa, "Thermomechanical processing of CuNiSiCrMg alloy", *Materials Science and Technology*, vol 9, (1993), p.142-149
- [2] N.Gao, E.Huttunen\_Saarivirta, T.Tiainen, M.Hemmila, "Influence of prior deformation on the age hardening of a phosphorus containing Cu-0,61Cr alloy", *Materials Science and Engineering A342*, (2003), p.270-278
- [3] W. Bonfield, B. C. Edwards, "Precipitation hardening in Cu 1.81 wt % Be 0.28 wt % Co", Department of Materials, Queen Mary College, London, UK
- [4] Caron.R.N, Barth.R.G, Tyler.D.E, "Metallography and Microstructures of Coppers Alloys, *Metallography and Microstructures*, Vol 9, *ASM Handbook*, ASM International, 2004, p. 775-788
- [5] Hayden.H.W, Moffatt.W.G, Wulff.J, "Propiedades Mecanicas", 1968, Limusa\_Wiley S.A
- [6] Reed-Hill. R, "Principios de Metalurgia Fisica", 1986, CECSA

[7] Martin.J.W, "Precipitation Hardening" 1968, Pergamon Press

[8] Brick.R.M, Gordon.R.B, Phillips.A, "Structure and properties of alloys", 1965, Mc Graw-Hill Book Company

### **AGRADECIMIENTOS**

Los autores a agradecen al Laboratorio de Investigaciones en Metalurgia Física, (LIMF) de la Facultad de Ingeniería de La Plata (UNLP), por facilitar el uso de sus instalaciones y equipamientos.