

기계적 합금화한 W-Cu 복합분말 소결체의 열물성 평가

오남렬 · 김대건 · 석명진* · 김영환** · 김영도 · 문인형

한양대학교 재료공학부

*삼척대학교 금속공학과

**포스코기술연구소 스테인레스 연구그룹

The Evaluation of Thermal Properties for W-Cu Composite Sintered from Mechanically Alloyed Powders

Nang Lyeom Oh, Dae-Gun Kim, Myung-Jin Suk*, Young Hwan Kim**,
Young Do Kim and In-Hyung Moon

Division of Materials Science and Engineering, Hanyang University, Seoul 133-791, Korea

*Department of Metallurgical Engineering, Samchok National University, Samchok 245-711, Korea

**POSCO Technical Research Laboratory, Pohang 790-785, Korea

(Received July 25, 2000)

Abstract In order to enhance sinterability of W-Cu composites used for heat sink materials, mechanical alloying process where both homogeneous mixing of component powders and fine dispersion of minor phase can be easily attained was employed. Nanostructured W-Cu powders prepared by mechanical alloying showed W grain size ranged of 20-50 nm and were able to be efficiently sintered owing to the fine particle size as well as uniform distribution of Cu phase. The thermal properties such as electrical resistivity, coefficient of thermal expansion and thermal conductivity were evaluated as functions of temperature and Cu content. It was found that the coefficient of thermal expansion could be controlled by changing Cu content. The measured electrical resistivities and thermal diffusivities were also varied with Cu content. The thermal conductivities calculated from the values of resistivities and diffusivities showed similar tendency as a function of temperatures. However, this is in contradiction with thermal conductivities of pure W and Cu which decrease with increasing temperature.

1. 서 론

최근 microelectric device 분야에서는 대용량의 정보처리 능력과 고집적화가 요구되고 있다. 따라서 device에서는 많은 양의 열이 발생하며, 이 열을 얼마나 효과적으로 방출할 수 있는가 하는 문제가 device의 성능을 크게 좌우하게 된다. 이에 발생하는 열을 빠른 시간 내에 효과적으로 방출시키는 많은 연구가 진행되고 있는데, 열전도도가 높은 재료를 기판에 접촉시켜 열을 외부로 방출시키려는 연구가 대표적이다. 예를 들어, 열전도도가 높은 Al, AlN, Cu, diamond, Au, Ag, SiC와 상대적으로 열전도도와 열팽창계수가 낮은 BC, BN, Si, W, WC 등의 복합체

료가 열소산 재료로 많이 사용되고 있다. 대표적인 예로 W-Cu, SiC-Al, Mo-Cu, AlN-Y₂O₃와 AlN-Al 등이 있다.¹⁾

열소산 재료로 중요하게 요구되는 열팽창계수, 열전도도 등의 열물성은 성형된 제품의 기공에 많은 영향을 받게 된다.²⁾ 따라서 적절한 성형 공정을 선택하여 최대한 조밀한 조직을 갖는 제품의 성형이 요구된다. 그러나 W과 Cu는 상태도 상으로 전 조성에 걸쳐 고용도가 거의 없기 때문에 실제로 단순한 소결 처리로는 복합체를 형성하거나 합금상을 만드는 데 많은 어려움이 있다. 따라서 나쁜 소결 특성을 갖는 W-Cu 분말 성형체가 충분한 밀도를 갖도록 용침 방법(infiltration)³⁾이나 열간 압축 방법(hot pressing

method),⁴⁾ 금속 사출 성형법(metal injection molding)⁵⁾ 등이 널리 사용되고 있다.

본 연구에서는 기계적 합금화 방법으로 W과 Cu를 균일하게 분산시킨 나노 복합 분말을 Cu의 용점 이상에서 액상 소결(liquid phase sintering)을 수행하여 복합체의 조밀화를 꾀하였으며, 이렇게 제조된 W-Cu 복합재료의 응용을 목적으로 실제 사용되는 온도구간에서 어떠한 열적인 특성을 나타내는지를 조사하기 위해 온도에 따라 전기 비저항, 열팽창계수와 열전도도를 측정하였다.

2. 실험 방법

본 실험에서 원료분말로 평균입도 4.9 μm, 순도 99.9%인 W과 평균입도 50.4 μm, 순도 99.5%인 Cu를 사용하였다. 기계적 합금화를 위해 W과 Cu 원료분말을 무게비로 각각 9:1, 8:2과 7:3이 되도록 칭량하였고 공정 제어제로 1 wt.%의 스테아린산(stearic acid)을 첨가하였다. 이를 예비로 turbula shaker mixer에서 62 rpm으로 30분간 건식 혼합하고 attritor로 50시간 동안 기계적 합금화를 수행하였다. 스테인레스 강으로 제조된 1.5 l의 용기와 동일한 재질로 4.8mm 크기의 볼을 밀링 매체로 사용하였다. 볼과 분말의 장입비는 60:1, 밀링속도는 400 rpm, 기계적 합금화 중 복합분말의 산화를 억제하기 위해 Ar 분위기로 유지하였다.

복합분말의 성형체는 이론밀도의 40±5%가 되도록 냉간 압축법을 이용하여 제조하고 성형체를 900°C에서 1300°C까지 100°C 간격으로 수소 분위기에서 각각 1시간 동안 소결하였다. 소결체의 상대 밀도는 아르키메데스 원리를 이용하는 densimeter (electronic densimeter, ED-120T, Mirage Trading)를 사용하여 측정하였다. 그리고 소결온도에 따른 미세조직의 변화는 주사전자현미경 (scanning electron microscope, SEM)으로 관찰하였다.

열기계적 분석기(thermo-mechanical analyzer, TMA)를 이용하여 선팽창율을 측정하고 이로부터 열팽창계수를 계산하였다. 초기에 측정 센서로 30 mN/m²의 미소 압력을 시편에 가하였고 상온에서부터 450°C까지, 10°C/min의 승온 속도로 온도 증가에 따른 길이 변화를 측정하였다.

복합재료의 전기 비저항을 4 단자법(four point

probe)으로 온도를 증가시키면서 측정하였다. 대기 중 불순물의 영향을 최소화하기 위해 진공 분위기(1×10⁻³ torr)에서 측정하였고 온도는 250°C까지 승온시켰다. 열전도도 측정을 위해 레이저(laser)를 시편에 주사하여 시편의 앞부분을 가열하고 시편을 투과하여 방사된 열과 시편 후미의 열을 적외선 검파기로 측정하는 방식(laser flash method)으로 열확산계수를 측정하였다. 온도는 상온에서 1000°C까지, 분위기는 Ar으로 유지하였다.

3. 실험결과 및 고찰

그림 1은 기계적 합금화한 W-10wt.%Cu, W-20wt.%Cu와 W-30wt.%Cu의 소결체 밀도를 소결 온도에 따라 도시하였다. 소결온도와 Cu의 함량이 높을수록 상대밀도가 높아지는 것을 확인할 수 있다. 고상 소결 단계에서 급격한 밀도 증가를 보이고 Cu의 함량이 높을수록 900°C와 1000°C에서의 소결체의 밀도가 더 높게 나타났다. 액상 소결 단계에서는 밀도 증가가 완만하게 나타났다. Kim⁶⁾의 결과와 같이 고상소결 단계에서 소결 밀도의 증가는 소결 온도가 높아지면서 강제 압접되어 있는 Cu가 복합분말에서 분리되어 기공을 채우기 시작하기 때문에 급격한 밀도의 증가가 나타나는 것으로 판단된다.

W-10wt.%Cu 소결체의 미세조직을 그림 2에서 살펴보면, 소결 온도가 증가함에 따라 미세하게 분포하던 W과 Cu에서 W은 군집체(agglomerated particles)를 형성하고 이후 W 입자가 대략 3-4 μm로 크게

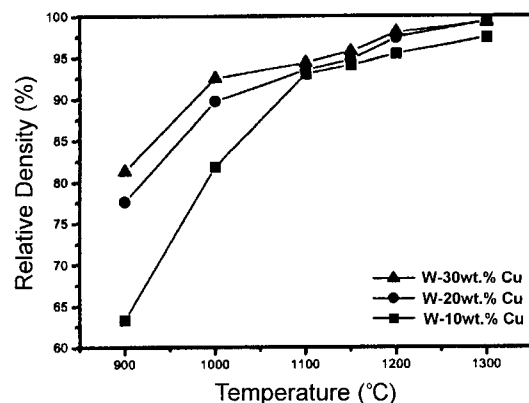


Fig. 1. Relative density curves of W-Cu specimens sintered from 900 °C to 1300°C with a heating rate of 5°C/min.

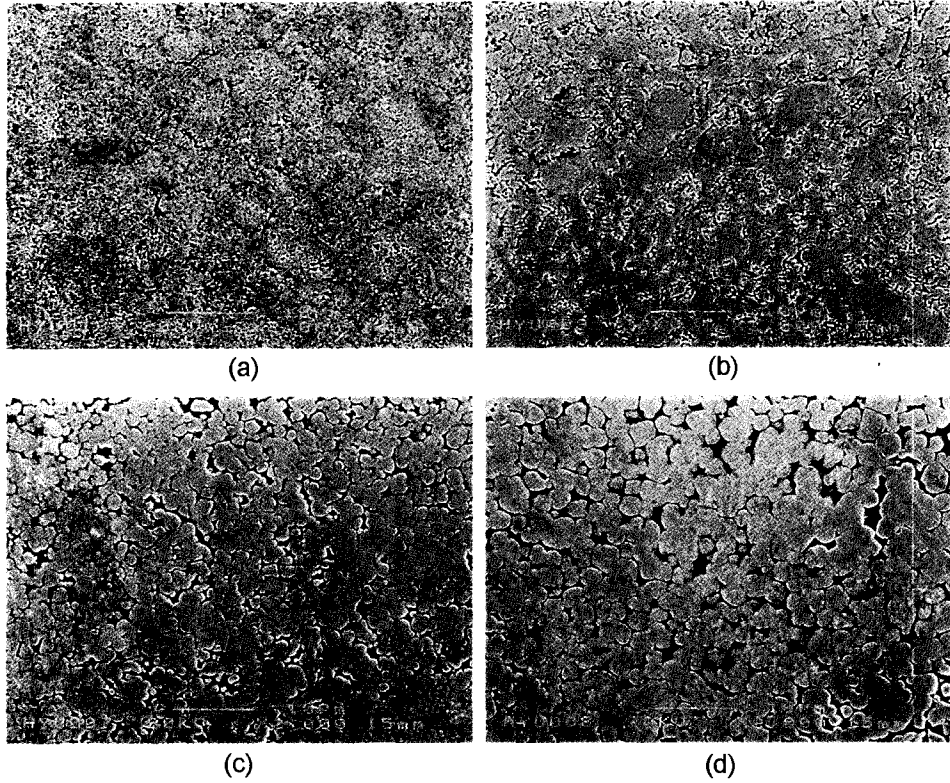


Fig. 2. SEM images of W-10wt.%Cu specimens sintered with a heating rate of 5°C/min at (a) 900°C, (b) 1000°C, (c) 1200°C and (d) 1300°C.

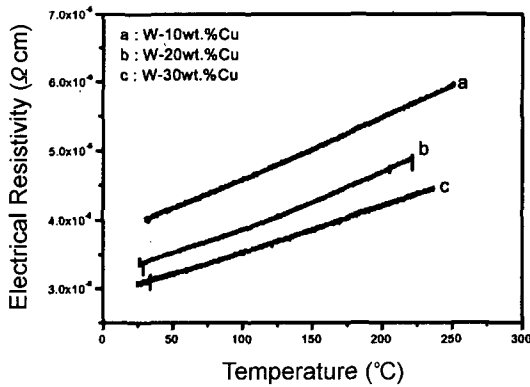


Fig. 3. Changes of electrical resistivities as a function of temperature.

성장한 것을 관찰할 수 있다.

온도와 조성에 따라 측정된 W-Cu 복합재료의 전기 비저항을 그림 3에 나타내었다. 전기 비저항이 온도에 따라 선형적으로 증가하고 Cu의 함량이 높을수록 전기 비저항이 낮아지는 것을 살펴볼 수 있다.

금속과 합금의 열의 전도는 부도체와 달리 자유 전자의 수가 많기 때문에 phonon보다는 주로 전자에 의해 이뤄진다. 따라서 열전도도에 관한 식은 Fermi energy 준위를 갖는 전자의 수와 유효질량 등의 함수로 식 (1)과 같이 표현된다.⁷⁾

$$Q = \frac{\pi^2 N_f K_B^2 T \tau}{3m^*} \tag{1}$$

여기서 Q 는 열전도도, N_f 는 단위 부피당 Fermi energy 준위를 갖는 자유전자의 수, K_B 는 Boltzmann 상수, T 는 절대온도, τ 는 relaxation time, 그리고 m^* 는 전자의 유효 질량을 나타낸다.

전기전도도 또한 Fermi energy 준위를 갖는 전자에 의해 주로 이루어지기 때문에 식 (2)와 같이 나타나고 열전도도와 전기전도도 사이에는 식 (3)과 같이 일정 관계식이 성립하게 된다.⁷⁾

$$\sigma = \frac{N_f e^2 \tau}{m^*} = \frac{1}{\rho} \tag{2}$$

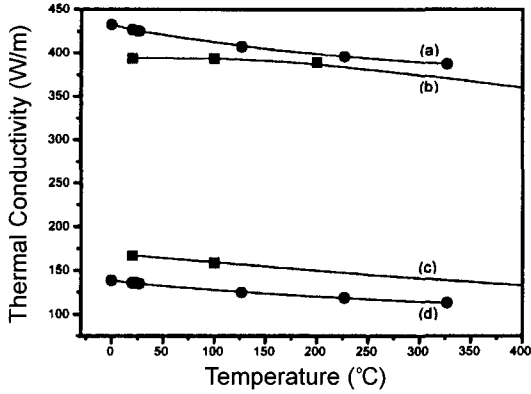


Fig. 4. Thermal conductivities of pure W and Cu previously reported and calculated from electrical resistivities: (a) the calculated value of Cu, (b) the reported value of Cu, (c) the reported value of W and (d) the calculated value of W.

$$\frac{Q}{\sigma T} = \frac{\pi^2 K_B^2}{3e^2} = L = 2.443 \times 10^{-8} (J \cdot \Omega / K^2 \cdot s) \quad (3)$$

여기서 σ 는 전기전도도, e 는 전자 한 개의 전하량, ρ 는 비저항, 그리고 L 은 Lorentz 상수를 나타낸다. Hummel⁷⁾에 의하면, Wiedemann과 Franz가 식 (2)와 (3)을 정리 유도하였다. 이 식들에 의하면 열전도도, 전기전도도와 온도의 비는 일정한 상수를 가지게 된다. 따라서 비저항을 알면 전기전도도를 알 수 있고 이로부터 열전도도의 예측이 가능해진다.

문헌상 보고된 순수 W와 Cu의 열전도도⁸⁾와 순수 W와 Cu의 전기 비저항으로부터 식 (3)을 이용하여 계산된 열전도도를 그림 4에 나타내었다. 계산치와 보고된 측정치가 거의 동일한 경향을 나타내고 있음을 알 수 있다.

W-Cu 복합재료의 측정된 전기 비저항으로부터 계산한 열전도도를 그림 5에 나타내었다. 계산된 W-Cu 복합재료의 열전도도는 온도에 따라 증가하는 것을 알 수 있다. 이러한 계산된 열전도도의 온도의존성은 순수한 W와 Cu에서 측정되거나 계산된 열전도도 수치와 반대의 경향을 나타내고 있다.

본 연구에서는 또한 비교를 위하여 laser flash method⁹⁻¹²⁾로 열확산계수를 측정하고, 이를 아래의 식 (4)에 대입하여 열전도도를 계산하고자 하였다.¹³⁻¹⁶⁾

$$Q = k(\rho_w C_w V_w + \rho_{Cu} C_{Cu} V_{Cu}) \quad (4)$$

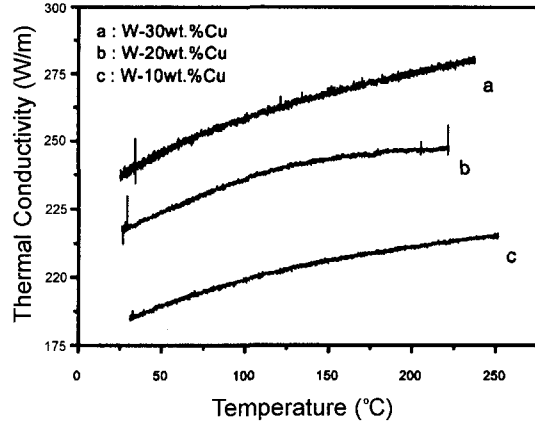


Fig. 5. Thermal conductivity of W-Cu specimens calculated from the measured electrical resistivity.

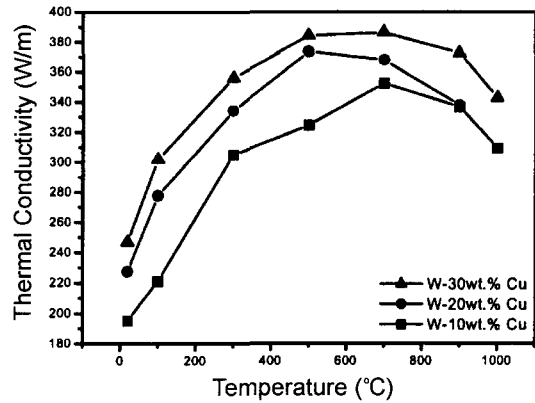


Fig. 6. Thermal conductivities calculated from thermal diffusivities.

여기서 Q 는 열전도도, k 는 복합재료의 열확산계수, ρ_w 와 ρ_{Cu} 는 각각 W와 Cu의 밀도, C_w 와 C_{Cu} 는 각각 W와 Cu의 비열, 그리고 V_w 와 V_{Cu} 는 각각 W와 Cu의 부피분율을 나타낸다. 그리고 기공이 소량 존재하므로 다음과 같이 기공이 존재함에 따라 발생할 수 있는 오차를 보정한 식 (5)를 사용하여 최종 열전도도를 계산하였다.²⁾

$$Q = Q_0 \frac{1 - \xi}{1 + 11\xi^2} \quad (5)$$

여기서, Q 는 열전도도, Q_0 는 기공이 없을 때의 열전도도, 그리고 ξ 는 기공도를 나타낸다.

그림 6은 측정된 열확산계수로부터 계산한 열전도도를 조성분과 온도에 따라 나타낸 것이다. Cu의 함량

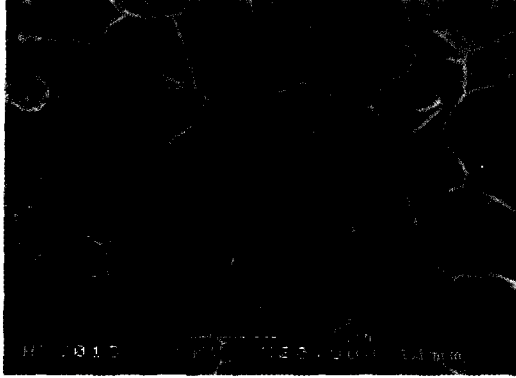


Fig. 7. Fracture surface of liquid-phase-sintered W-30wt.%Cu.

이 높을수록 열전도도는 증가하는 것을 알 수 있다. 또한 온도가 증가함에 따라 500°C부근까지는 온도에 따라 열전도도가 증가하는 경향을 보이다가 그 이상에서는 다소 열전도도가 감소하는 경향을 나타내고 있다. 이 결과는 그림 5에서 전기전도도로부터 계산된 결과와 대체적으로 잘 일치하고 있다.

1200°C에서 소결한 W-30wt.%Cu 소결체의 파단면 미세조직을 그림 7에 나타내었다. W 입자들이 서로 접촉하여 다면체를 형성하고 Cu가 다면체의 주변을 둘러싸고 있는 것으로 보인다. 따라서 정확한 열전도도를 계산하기 위해서는 소결 시편 전체에 걸쳐 망상 구조를 가지는 Cu에 의해 열전도가 일어나는 경로, W 입자들이 서로 접촉하고 있기 때문에 W를 통해서도 열전도가 일어나는 경로와 W와 Cu 사이에서 일어나는 열전도의 경로를 고려해야 한다.¹⁸⁾

일반적으로 순수한 금속의 열전도도는 식 (1)에서와 같이 온도에 따라 증가할 것으로 기대된다. 그러나 relaxation time은 phonon의 영향으로 감소하게 된다. 따라서 순수 금속의 열전도도를 고려할 경우, 온도와 relaxation time의 영향을 동시에 고려해야 한다. 그림 4에서 순수한 W와 Cu의 열전도도가 온도에 따라 다소 감소하는 것은 금속의 전자 이동이 금속 내부에 존재하는 결정립계, 불순물과 기공 등의 결합에 의해 영향¹⁹⁾을 받기 때문으로 알려져 있다.

열전도도에 대해 Kerrisk¹⁶⁾와 Maxwell²⁰⁾은 분산상의 크기가 일정하고 분산상이 일정한 간격을 가지고 분포하고 있다는 가정 하에 조성에 따라 복합재료의 열전도도 식을 유도하였다(식 6).

$$Q_M = Q_{Cu} \left(\frac{Q_W(1+2V_W)+2Q_{Cu}V_{Cu}}{Q_{Cu}(2+V_W)+Q_WV_{Cu}} \right) \quad (6)$$

여기서 Q_M 은 복합재료의 열전도도, Q_W 과 Q_{Cu} 는 각각 W와 Cu의 열전도도, 그리고 V_W 과 V_{Cu} 는 각각 W와 Cu의 부피분율을 나타낸다.

German¹⁸⁾은 액상소결로 제조된 복합재료의 열물성을 예측할 때는 미세구조와 입자간 strain interaction을 고려하여야 한다고 하였다. 용해도가 무시할 정도로 작은 2상 복합재료를 고려하였고, 이러한 경우 액상 소결 후에 고상은 다면체 형태(tetrapentacahedron)를 가지며 액상으로부터 응고된 조직이 다면체의 변에 위치한다. 그림 7에서 열이 전도되는 경로를 언급한 바와 마찬가지로 세 가지로 구분할 수 있으며 따라서 액상 소결로 제조된 복합재료의 열전도도 식은 각각의 경로에 따른 열전도도의 합으로 식 (7)과 같이 표현이 가능하다.

$$Q_M = \pi R^2 Q_{Cu} + (1-2R)^2 Q_W + \frac{Q_{Cu}Q_W(4R-4R^2-\pi R^2)}{\frac{3}{2}RQ_W + \left(1-\frac{3}{2}R\right)Q_{Cu}} \quad (7)$$

German¹⁸⁾은 R을 기하학적 인자로 다음과 같이 정의하였다. V_W 은 W의 부피분율을 나타낸다.

$$R = 0.0113 + 1.58V_W - 1.83V_W^{3/2} + 1.06V_W^3 \quad (8)$$

그림 8에는 Kerrisk, Maxwell과 German의 열전도도 수치와 laser flash method로 상온에서 측정한

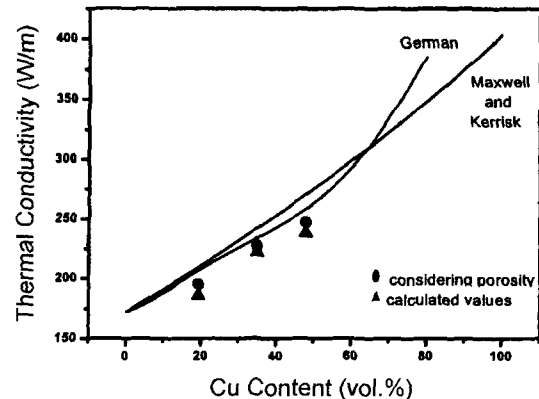


Fig. 8. Comparison of modeled and estimated thermal conductivities as a function of Cu content at room temperature.

열전도도 수치와 비저항으로부터 계산한 수치를 함께 도시하였다.

실제 측정된 열전도도 수치와 German 모델링의 이론치는 Cu의 함량이 낮은 영역에서 거의 일치하고 있고 전기 비저항으로부터 환산된 수치는 소량의 오차를 나타내고 있는데, 이는 실험상 계산상의 오차인 것으로 판단된다.

각각의 조성을 갖는 W-Cu 복합재료의 온도에 따

른 선팅창율을 그림 9에 나타내었다. 이것은 10°C/min의 승온속도로 온도에 따라 시편의 길이를 100-450°C의 온도구간에서 측정되었다. 본 결과에서 산화 등과 같은 영향으로 비선형적인 구간은 배제하여 100-350°C의 온도구간에 대한 결과만을 도시하였다. 온도에 따른 시편의 길이는 선형적으로 증가하고 Cu의 함량이 많을수록 선팅창율이 높아진다. 시편의 길이가 선형적으로 증가하므로 이것의 기울기를 구하면 식 (9)에 의해 열팽창 계수를 계산할 수 있다.⁷⁾

$$\frac{\Delta L}{L} = \alpha \Delta T \tag{9}$$

여기서 L 은 시편의 길이, α 는 열팽창계수(coefficient of thermal expansion), 그리고 T 는 절대 온도이다.

선팅창율로부터 W-10wt.%Cu, W-20wt.%Cu와 W-30wt.%Cu의 열팽창계수를 계산하면 각각 6.71362 ppm/°C, 8.50233 ppm/°C와 9.82539 ppm/°C로 상대적으로 Cu의 양이 많을수록 높은 열팽창계수를 나타냈다.

Turner¹⁷⁾는 탄성 변형율을 열팽창계수 계산에 포함시켜 복합재료의 열팽창계수를 예측하였다. 그러나 이 식은 미세구조상 W 입자가 서로 접하고 있다는 것을 간과하였기 때문에 W-Cu 복합재료의 열팽창계수 계산에의 적용은 적절하지 않을 것으로 여겨진다. 식 (10)은 Turner가 제안한 열팽창계수 식이다.

$$\alpha_M = \frac{\alpha_W V_W B_W + \alpha_{Cu} V_{Cu} B_{Cu}}{V_W B_W + V_{Cu} B_{Cu}} \tag{10}$$

여기서 α_M 은 복합재료의 열팽창계수를, α_W 와 α_{Cu} 는 각각 W와 Cu의 열전도도, V_W 과 V_{Cu} 는 각각 W와 Cu의 부피분율, 그리고 B_W 과 B_{Cu} 는 각각 W와 Cu의 bulk modulus를 나타낸다. German¹⁸⁾은 그림 7과 미세구조상 W와 Cu 사이는 압축응력과 인장응력이 존재하기 때문에 복합재의 열팽창계수에 영향을 미칠 수 있다는 가정하에 열팽창계수 식 (11)을 유도하였다.

$$\alpha_M = \alpha_{Cu} + \frac{\alpha_W - \alpha_{Cu}}{1 + \frac{B_{Cu}}{B_W} \left(\frac{8R^2 - 8R^3}{(1-2R)^2} + \frac{(1-2R)\pi R^2}{1 - \pi R^2} \right)} \tag{11}$$

$$K = 3B_W + 4G_{Cu}$$

$$R = 0.0113 + 1.58V_{Cu} - 1.83V_{Cu}^{3/2} + 1.06V_{Cu}^3$$

여기서 α 는 열팽창 계수, G 는 shear modulus, 그

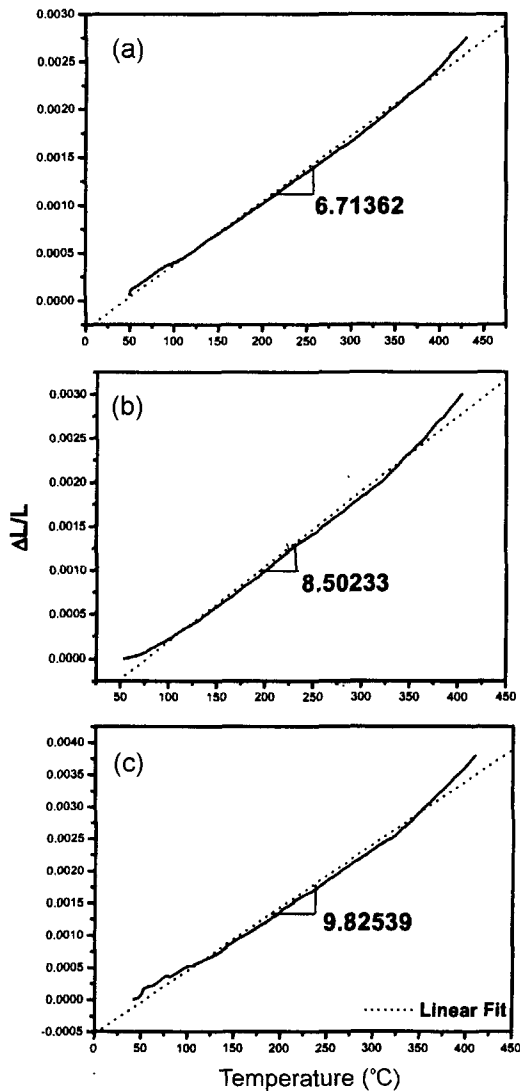


Fig. 9. Linear expansion rate as a function of temperature: (a) W-10wt.%Cu, (b) W-20wt.%Cu, and (c) W-30wt.%Cu. Dot lines are linear fits and slope means the coefficient of thermal expansion.

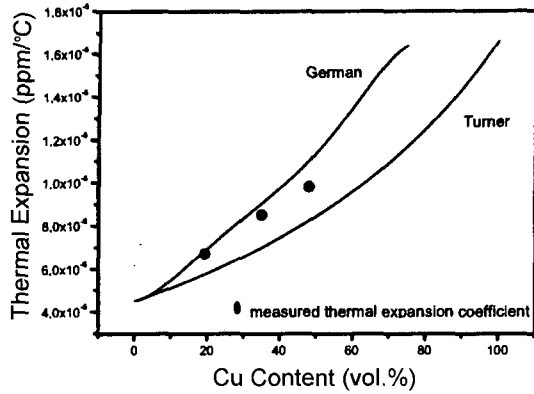


Fig. 10. Thermal expansion coefficient experimentally determined and the theoretical ones.

리고 R 은 German의 모델에서 W과 Cu의 미세조직을 단순화한 기하학적 인자이다.

그림 10에 측정된 열팽창 계수를 Turner와 German이 유도한 식과 함께 Cu의 조성에 따라 도시하였다. 열전도도 식에서와 마찬가지로 German의 열팽창 계수 식은 W이 서로 접하고 있다는 가정 하에 유도된 식이므로 Cu의 함량, 즉 액상량이 많아져서 W이 서로 접촉하지 못할 경우는 적절하지가 못한 것으로 판단된다. 측정된 열팽창계수는 Turner의 모델 보다는 다소 높고 German의 모델과 거의 일치하는 것을 확인할 수 있다.

4. 결 론

본 연구에서는 기계적 합금화한 W-Cu 복합분말을 소결한 복합재료의 열물성을 온도와 조성의 함수로 측정하였으며, 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1. 소결 온도와 Cu의 함량을 증가시키에 따라 완전히 치밀화된 W-Cu 복합재료를 제조하는 것이 가능하였고 기계적 합금화로 제조된 W-Cu 복합분말은 성분원소의 균일한 혼합상태와 입자 미세화로 인하여 향상된 소결성을 나타내었다.

2. 온도가 증가함에 따라 복합재료에 존재하는 결정립계, 불순물과 기공 등의 imperfection과 W과 Cu의 계면에서 전자의 이동도가 높아지기 때문에 열전도도가 증가하는 것으로 판단된다. 그러나 500°C 이상의 온도에서는 감소하는 경향을 보였다.

3. 온도의 증가에 따라 선형적인 변화의 기울기로 부터 측정된 열팽창계수는, W 입자가 서로 접하는 것을 간과하고 탄성 변형율을 포함시켜 열팽창계수를 계산한 Turner보다 W과 Cu 사이에 서로 압축, 인장응력이 존재하고 W 입자가 서로 접하고 있다는 가정하에 열팽창계수 식을 유도한 German의 모델과 거의 일치함을 알 수 있었다. 또한 Cu의 함량이 증가할수록 열팽창계수가 증가함을 확인할 수 있었다.

참고문헌

1. R. M. German, K. F. Hens and J. L. Johnson : Int. J. Powder Metall., **30** (1994) 205.
2. J. C. Y. Koh : Int. J. Heat Mass Transfer., **16** (1973) 2013.
3. K. V. Sebastian : Int. J. Powder Metall. & Powder Tech., **17** (1981) 297.
4. I.-H. Moon and J. S. Lee : Powder Metall., **1** (1979) 5.
5. B. Yang and R. M. German : Int. J. Powder Metall., **33** (1997) 55.
6. J.-C. Kim and I.-H. Moon : Nanostruct. Mater., **10** (1998) 283.
7. R. E. Hummel : Electronic Properties of Materials, (2nd Ed.), Springer-Verlag, U.S.A. (1994) 354.
8. E. A. Brandes and G. B. Brook : Smithells Metals Reference Book, (7th Ed.), Butterworth-heinemann Ltd., Oxford (1992) 14-3.
9. J. Blumm, J. B. Henderson, O. Nilsson and J. Fricke : High Temperatures-High Pressures, **29** (1997) 555.
10. R. E. Taylor : Mater. Sci. Eng., **A245** (1998) 160.
11. K. B. Larson and K. Koyama : J. Appl. Phys., **39** (1968) 4408.
12. R. Hofmann, O. Hahn, F. Raether, H. Mehling and J. Fricke : High Temperatures-High Pressures, **29** (1997) 703.
13. N. Araki, D. W. Tang, A. Makino, M. Hashimoto and T. Sano : Int. J. Thermo-physics, **19** (1998) 1239.
14. J. F. Kerrisk : J. Appl. Phys., **42** (1971) 267.
15. H. J. Lee and R. E. Taylor : J. Appl. Phys., **47** (1976) 148.
16. J. F. Kerrisk : J. Appl. Phys., **43** (1972) 112.
17. P. S. Turner : J. Res. NBS., **37** (1946) 239.
18. R. M. German : Metall. Trans., **24A** (1993) 1745.
19. W.F. Smith : Foundations of Materials Science and Engineering, (2nd Ed.), McGraw-Hill, U.S.A. (1993) 720.
20. J. C. Maxwell : A Treatise on Electricity and Magnetism, (3rd Ed.), Oxford U. P., Oxford (1982) 63.