

---

*Araştırma Makalesi / Research Article*

---

## **Mekanik Alaşımlama Yöntemi ile Üretilen Nanoyapılı Al<sub>66</sub>Co<sub>20</sub>Cu<sub>14</sub> Tozlarının Termal ve Mikroyapısal Özellikleri**

Mustafa OKUMUŞ\*

*Batman Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Batman, Türkiye  
(ORCID: 0000-0003-0369-7686)*

---

### **Öz**

Bu çalışmada, Al<sub>66</sub>Co<sub>20</sub>Cu<sub>14</sub> alaşımı elementel tozlarından mekanik alaşımlama (MA) yöntemi ile üretilmiştir. Farklı öğütme aşamalarında MA ile üretilen alaşımın mikroyapısal değişiklikleri ve termal davranışları, diferansiyel termal analiz (DTA), X-ışını kırınımı (XRD) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) enerji yayımlı X-ışını analizi (EDX) kombinasyonu ile araştırılmıştır. XRD sonuçları Al<sub>2</sub>Cu, Al<sub>13</sub>Co<sub>4</sub> gibi yeni intermetalik fazların oluşumunu göstermiştir. Öğütme süresine bağlı olarak tane büyüklüğü kırılma ve deformasyon sonucu küçülerek 25.2 nm olarak ölçülmüştür. 100 saatlik öğütme ile üretilen numune için faz geçiş aktivasyon enerjileri hesaplandı ve sonuçlar üretilen alaşımın termal kararlılığa sahip olduğunu göstermiştir. Ayrıca, numunelerin mikroyapısı ve toz bileşenlerin alaşım içerisindeki dağılımı, SEM/EDX sonuçlarına göre öğütme süresi arttıkça tane boyutunda küçülme ve daha homojen bir yapı oluştuğunu bulunmuştur.

**Anahtar kelimeler:** Al-bazlı alaşımlar, Mekanik alaşımlama, Mikroyapı, Termal özellikler.

---

## **Thermal and Microstructural Properties of Nanostructured Al<sub>66</sub>Co<sub>20</sub>Cu<sub>14</sub> Powders Produced by Mechanical Alloying Method**

---

### **Abstract**

In this study, Al<sub>66</sub>Co<sub>20</sub>Cu<sub>14</sub> alloy is produced from its elemental powders by mechanical alloying (MA) method. Microstructural changes and thermal behavior of the alloy produced by MA in different grinding stages were investigated by a combination of differential thermal analysis (DTA), X-ray diffraction (XRD) and scanning electron microscopy (SEM) with energy diffusion X-ray analysis (EDX). XRD results showed the formation of new intermetallic phases, such as Al<sub>2</sub>Cu, Al<sub>13</sub>Co<sub>4</sub>. Depending on the milling time, the grain size was reduced to 25.2 nm as a result of the fracture and deformation. For the sample produced with 100 hours of milling, the phase transition activation energies were calculated and the results showed that the alloy produced had thermal stability. In addition, the microstructure of the samples and the distribution of the powder components in the alloy, according to the SEM/EDX results, it was found that as the grinding time increased, the grain size decreased and a more homogeneous structure was formed.

**Keywords:** Al-based alloys, Mechanical alloying, Microstructure, Thermal properties.

---

### **1. Giriş**

Teknolojik gelişmeler, farklı özelliklere ve uygulamalara sahip yeni tür malzemelerin geliştirilmesiyle olmaktadır. Araştırmacılar teknolojik uygulamalarda üstün fiziksel, yüzeysel, elektronik, mekanik ve termodinamik özelliklere sahip malzemelerin önemini göstermişlerdir [1]. Günlük hayatta kullanılan alet ve makineleri oluşturan malzemelerin özellikleri üstün olmalıdır ki malzeme ömrü de uzun olsun. Bundan dolayı nanoyapılı teknolojik malzemelerin önemi gün geçtikçe artmaktadır. Bu teknolojik malzemeleri üretmek için farklı yöntem ve teknikler kullanılmıştır. Bu tekniklerden biri de mekanik alaşımlama (MA) tekniğidir ve nanoyapıda alaşım veya kompozit malzeme üretmek için son yıllarda

---

\*Sorumlu yazar: [mustafa.okumus@batman.edu.tr](mailto:mustafa.okumus@batman.edu.tr)  
Geliş Tarihi: 15.05.2019, Kabul Tarihi: 23.09.2019

yaygınca kullanılmaktadır [2-4]. Teknolojik malzemelerin kullanım alanları arttıkça rekabet ortamı oluşmakta ve dolayısıyla daha kaliteli malzemelerin daha düşük maliyetlerle piyasaya arz edilmesi gerekmektedir. Bu gereklilik sanayide kullanılan malzemelerinin geliştirilerek üstün özelliklere sahip olmasını zorunlu kılmaktadır. Al-bazlı alaşımlar, düşük özgül ağırlığa ve yüksek mukavemete, ısı iletkenliğe ve korozyon direncine sahip olması, kolay işlenebilmesi ve ayrıca daha ekonomik olması gibi özelliklerinden dolayı sanayide yaygın olarak kullanılmaktadır [5-8]. Hava araçlarında ve otomobil sanayisinde kullanılan malzemelerde rakiplerine göre daha üstün özelliklere sahip malzemeleri MA tekniği ile üretmek çalışmamızın ana temasıdır. Bu çalışmada hava ve otomobil sanayisinde kullanılmak üzere Al-Co-Cu üçlü alaşım sistemi nanoyapıda üretilmiştir. Alaşım sisteminin karakterizasyonu diferansiyel termal analiz (DTA), X-ışını kırınımı (XRD) ve taramalı elektron mikroskopu (SEM) ile yapılmıştır.

Al-bazlı alaşım sistemlerinde kuazikristal, amorf ve nanokristal yapı elde edebilmek için oldukça fazla çalışmalar yapılmıştır. Fakat Al-Co-Cu üçlü alaşım sistemi üzerine yapılan çalışmalar sınırlı kalmıştır. Mukhopadhyay ve ark. [9]  $Al_{65}Cu_{20}Co_{15}$  dekağonal fazını 10, 20 ve 30 saat sürelerinde yüksek enerjili planetary tip bilyalı öğütme değirmeninde mekanik olarak ve yavaş soğutma tekniğini kullanarak sentezlemişler ve özelliklerini incelemişlerdir. Yamauchi ve ark. [10] kimyasal sızıntı için Al-Co-Cu üçlü alaşımını hızlı katılaştırma ve mekanik alaşımlama tekniği ile üretmişlerdir. Üretilen alaşımların yapılarını SEM, XRD, EPMA (electron probe microanalyzer) ve DSC ölçümleri ile incelemişlerdir. Bogdanowicz [11], ısı işleminin iki alt-taneli Al-Cu-Co alaşımının tekli kuazikristallerinin alt grain parametreleri (misorientation açısı ve gerilme alanı) ve mikroyapı üzerindeki etkisini incelemiştir. Mishra ve ark. [12]  $Al_{65}Cu_{15}Co_{20}$  ve  $Al_{65}Cu_{20}Co_{15}$  dekağonal kuazikristal alaşımlarına kimyasal liç etkisini araştırmışlar. Araştırma sonucuna göre Al atomlarının çoğu, üçlü  $Al_{65}Cu_{15}Co_{20}$  ve  $Al_{65}Cu_{20}Co_{15}$  alaşımlarından kimyasal liç yoluyla giderilmiş ve liç sonucu alaşımlarının yüzey yapısı değiştirilmiştir. Roik ve ark. [13] kuazikristal formuna yakın sıvı Al-Cu-Co alaşımlarının yapısını XRD ve Monte Karlo modeli ile araştırmışlardır. Inoue [14] tarafından yapılan çalışmalarda çoklu alaşımların (alaşımı oluşturan element sayısı üçten fazla ise) daha kolay olarak ve hatta hızlı soğutmaya gerek kalmadan amorf yapıda üretilebileceği gösterilmiştir. Bu çalışmanın amacı ise yapılan literatür çalışmalarından farklı olarak  $Al_{66}Co_{20}Cu_{14}$  (at.%) kompozisyonuna sahip nanoyapılı tozları mekanik alaşımlama tekniği ile üretmek ve öğütme süresine bağlı olarak tozlarda gerçekleşen mikroyapısal ve termal değişimleri incelemektir.

## 2. Materyal ve Metot

Bu çalışmada kullanılan saf Al-Co-Cu elementel tozları Sigma Aldrich firmasından temin edilmiştir. Temin edilen metal tozlarının özellikleri Tablo 1'de verilmiştir.

**Tablo 1.** Deney çalışmasında kullanılan tozların özellikleri

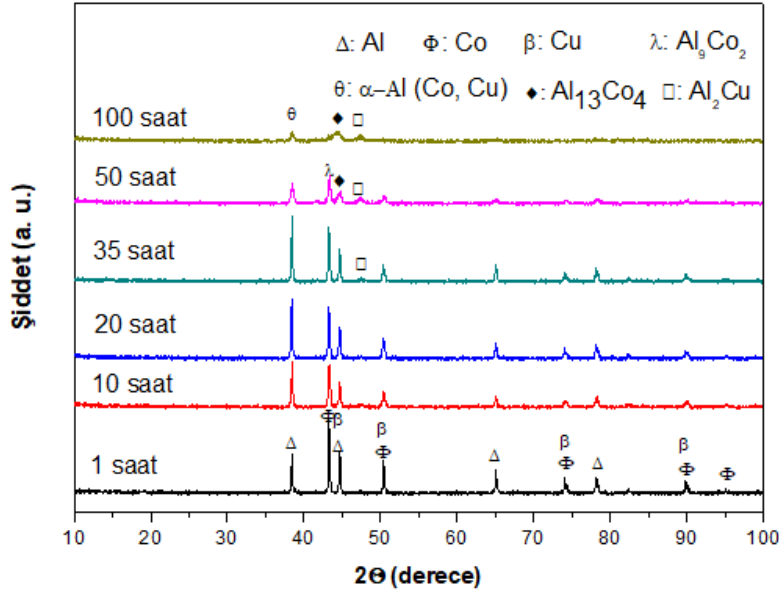
Metal	Safılık (%wt)	Boyut (mesh)	Erime Sıcaklığı (°C)	Özgül Ağırlık (g/cm <sup>3</sup> )	Atom Kütlesi (g/mol)
Al	99.8	-325	660.4	2.7	26.98
Cu	99.9	-325	1085	8.93	63.55
Co	99.8	-325	1495	8.6	58.93

$Al_{66}Co_{20}Cu_{14}$  (% at) nominal stokiometrik hesaplamaya uygun olarak hassas terazi ile her numune 20 g olacak şekilde tartılmıştır. Tartılan numuneler bilye/toz oranı 10:1 olacak şekilde bilyelerle birlikte bir paslanmaz çelik öğütme hücresinde mekanik alaşımlanmıştır. Mekanik alaşımlama işlemi XQM-2 yüksek enerjili planetary tip cihazda argon gazı altında ve 350 rpm hızında gerçekleşmiştir. Mekanik alaşımlama cihazı belirlenen alaşımlama süresi içerisinde 20 dakika çalışıp 20 dakika dinlendirilmiştir. Bu işlemin amacı alaşımlama esnasında sıcaklığın düşürülmesidir.

### 3. Bulgular ve Tartışma

#### 3.1. XRD Çalışmaları

Mekanik alaşımlama tekniği ile üretilen  $Al_{66}Co_{20}Cu_{14}$  toz malzemelerinde faz analizleri X- ışını kırınımı (XRD) ile yapıldı. Numuneler XRD cihazının (Philips X'Pert PRO) 40kV ve 30mA olarak ayarlanması ile monokromatik  $CuK\alpha$  radyasyonuna ( $\lambda=0.154056$  nm) tabi tutuldu. XRD analizleri tüm numuneler için; oda sıcaklığında,  $10^\circ$  den  $100^\circ$  ye kadar  $0.2^\circ/s$  hızında ölçümler alındı. Elde edilen XRD sonuçları Şekil 1'de verilmiştir.



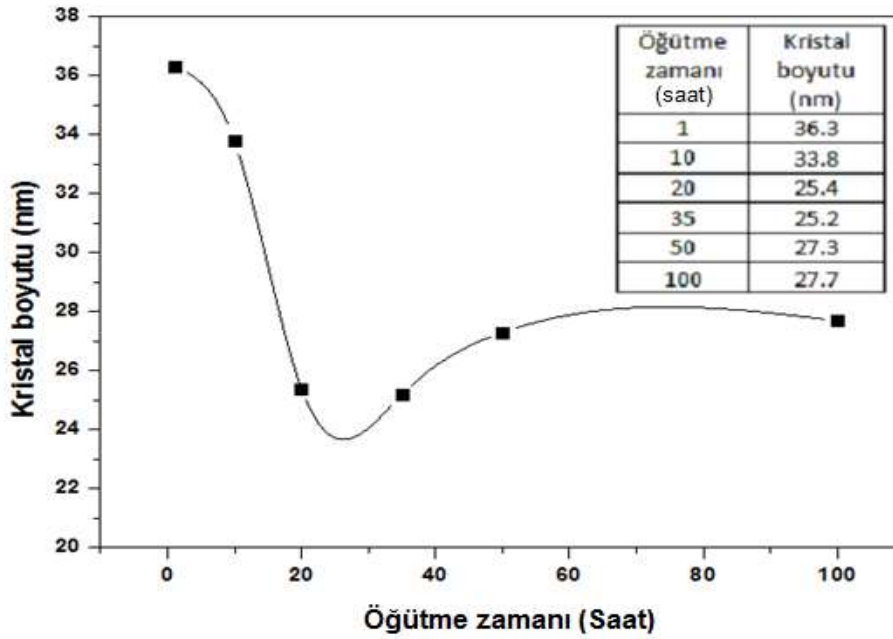
Şekil 1.  $Al_{66}Co_{20}Cu_{14}$  alaşımlarının farklı öğütme süreleri için XRD sonuçları

Bu sonuçlara göre 35 saat öğütme süresine kadar Al, Co ve Cu fazları gözlenmiştir. Aynı zamanda pik şiddetlerinde bir azalma söz konusu olduğundan üretilen tozların tane boyutunda da bir azalma olmuştur. Öğütme süresi 35 saatten 50 saate çıkarıldığında ise alaşımlama başlamış ve tane boyutu büyümüştür. 50 saat öğütme süresi sonunda  $\alpha$ -Al (Co, Cu),  $Al_{13}Co_4$ ,  $Al_9Co_2$  ve  $Al_2Cu$  intermetalik fazları gözlenmiştir. Elde edilen bu sonuçların literatür [10, 15, 16] sonuçlarıyla uyum içinde olduğu görülmüştür. Öğütme süresi 100 saate çıkarıldığında  $Al_9Co_2$  fazı da yüksek enerjili deformasyonlar sonucu çözünerek yok olduğu düşünülmektedir. Bu fazlar gözlendikten sonra toz tane boyutunda fazla bir değişiklik gözlenmemiştir. Öğütme süresine bağlı olarak toz tane boyutu değişim grafiği ve değerleri Şekil 2'de verilmiştir. Tane boyutu değerleri XRD sonuçlarından yararlanarak Debye Scherrer denklemi ile hesaplanmıştır [17]. Araştırmacılar tane boyutu çalışmalarında genellikle Debye Scherrer denklemini kullanmışlardır. Çünkü bu denklem TEM (transmission electron microscopy) ölçümlerine en yakın değeri vermektedir. Debye Scherrer denklemi aşağıda verilmiştir:

$$D = \frac{0.9\lambda}{\beta \cos\theta} \quad (1)$$

Burada, D ortalama kristalit boyutu,  $\lambda$  X-ışını dalga boyu, B maksimum şiddetli pikin yarı pik genişliği (radyan) ve  $\theta$  maksimum şiddetli pikin XRD kırınım açısıdır. Bu eşitlik kullanılarak hesaplanan değerler Şekil 2'de verilmiştir. Şekil 2'de görüldüğü gibi 0-20 saatlik MA işlemi süresinde  $Al_{66}Co_{20}Cu_{14}$  alaşım tozlarının tane (kristalit) boyutunda hızlı bir düşüş olmuş ve 25.4 nm olarak bulunmuştur. Öğütme süresi 35 saate çıkarıldığında kristalit boyutunda yine düşme (25.2 nm) devam etmiş, fakat keskin bir düşüş sonrası kristalit boyutunda artış başlamıştır. Öğütme süresi 50 saate çıkarıldığında kristalit boyutu artarak 27.3 nm olmuştur. Bu artışın nedeninin yeni intermetalik  $Al_{13}Co_4$ , ve  $Al_9Co_2$  fazlarının oluşmasından kaynaklandığı anlaşılmıştır. Öğütme süresi 100 saat olduğunda ise deformasyon süreci tamamlanarak yeni bir intermetalik faz oluşmadığından tozların kristal boyutunda

dikkate değer bir değişim olmamıştır. Sonuç olarak MA sürecinde  $Al_{66}Co_{20}Cu_{14}$  alaşım tozlarının en düşük kristal boyutu yaklaşık 25 nm olarak hesaplanmıştır.

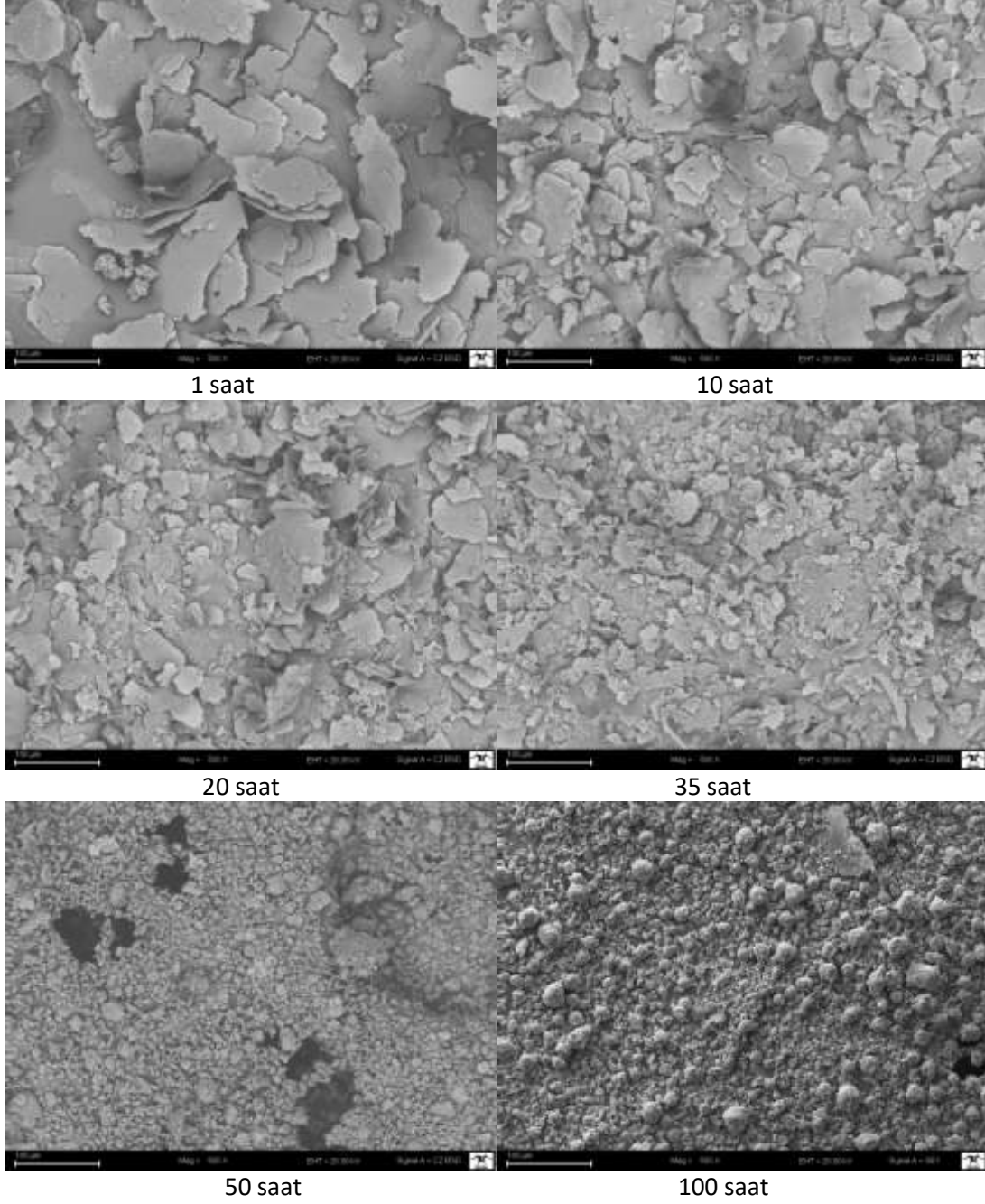


Şekil 2.  $Al_{66}Co_{20}Cu_{14}$  alaşımının farklı öğütme süreleri için kristal boyutları

### 3.2. SEM/EDX Çalışmaları

Mekanik alaşımlama ile üretilen  $Al_{66}Co_{20}Cu_{14}$  tozlarının partikül boyutu ve yapısı gibi fiziksel özelliklerinin belirlenmesi için tozlar taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile morfolojik incelemeye tabi tutulmuştur. Tozlara ait çeşitli SEM görüntüleri Şekil 3’de verilmiştir. Resimlerde alaşım tozlarının tane boyutlarında değişiklikler görülmüştür. Şekil 3 incelendiğinde, tabakalı ve genellikle düzensiz şekilli tozlar olduğu, mekanik alaşımlama etkisiyle toz tanelerin farklı şekil ve boyutlara sahip olduğu görülmektedir. 50 saat öğütme sonrasında ise deformasyon sertleşmesinden dolayı kırılmayarak birbirine soğuk kaynaklanmış tozlardan oluşan iri taneli partiküller görülmektedir. Bu tozların yüksek büyütme ile elde edilen görüntülerinde tozların öğütülmesi sırasında partiküllerin çarpışan bilyelerin arasında defalarca kaldığı ve kaynaklaşarak yaklaşık küresel bir yapı oluşturduğu görülmektedir. Kaynaklaşma işlemi yüksek hızda dönen değirmende karıştırıcı bilyeler arasında kalan tozların ezilmesinden kaynaklanmaktadır.

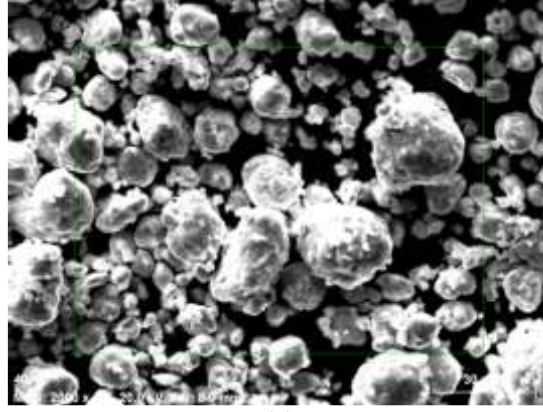
Ayrıca SEM çalışmalarında değişen süre bakımından da bir karşılaştırma yapmak mümkündür. Resimlerde partikül boyutunun öğütme süresinin artması ile kırılmalardan dolayı azaldığı ve sonra soğuk kaynaklanmadan dolayı tekrar arttığı görülmektedir. Öğütme süresinin artması ile partiküller yavaş yavaş homojen ve daha yumuşak kenarlı kırılğan tabakalı yapıya ulaşmaya başlamıştır. Bunun yanında yapıda topaklanmalar sonucu oluşmuş daha büyük boyutlu partiküllere de rastlanmaktadır. Öğütme süresi arttıkça partiküllerin morfolojisi değişmiş ve 35 saat öğütme sonrasında elementel fazlar birbirine kaynaklaşarak alaşımlama olmuş ve daha homojen bir yapı elde edilmiştir. Sonuç olarak, öğütme süresi arttıkça tanecik boyutu önce azalmakta sonra artmakta ve 50 saat öğütmeden sonra fazla bir değişkenlik gözlenmemekte ve ayrıca öğütme süresi arttıkça tanecikler küreselleşmekte ve daha homojen bir yapı gözlenmektedir. Bu sonuçlar XRD piklerinin şiddet ve genişlikleri ile karşılaştırıldığında birbirleriyle uyum içinde oldukları görülmektedir.



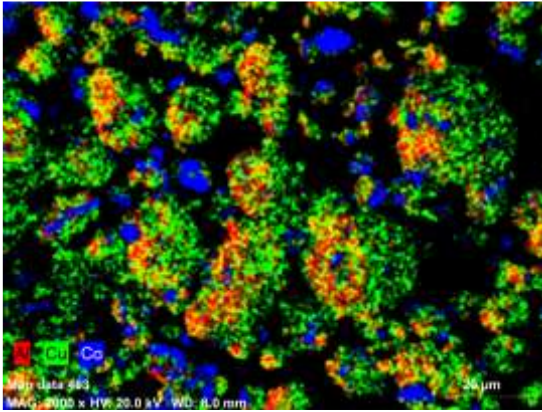
Şekil 3.  $Al_{66}Co_{20}Cu_{14}$  alaşımının farklı öğütme süreleri için SEM görüntüleri

Mekanik alaşımlama sonucunda alaşımı oluşturan tozların alaşım içerisindeki dağılım durumunu gözlemlemek için EDX çalışmaları yapılmıştır. Şekil 4, 100 saat öğütme ile elde edilen alaşım numunesinin EDX analiz sonuçlarını göstermektedir. Şekil 4a'nın bir bölgesinin toz haritalanması Şekil 4b'de görülmektedir. Şekil 4b'de görüldüğü gibi 100 saat öğütme sonucunda alaşımın homojenlik durumu 1 saat öğütme sonucuna göre oldukça artmıştır. Diğer öğütme sürelerindeki homojenlik durumu Şekil 3 (SEM) görüntüleri ile uyum içerisindedir. Şekil 4.b incelendiğinde Al-Cu tozlarının Co tozuna göre daha homojen olarak dağıldığı ve bazı bölgelerde yüksek enerjili tozların aşırı deformasyon sertleşmesinden dolayı topraklanmalar olduğu görülmektedir. Sonuç olarak SEM/EDX sonuçları  $Al_{66}Co_{20}Cu_{14}$  alaşım tozlarının 50 saat öğütme süresi sonucunda tozların üniform yapıda dağılmaya başladığını göstermiştir. Çalışmamızda elde edilen SEM/EDX sonuçlarının literatürlerde [18-20] yapılan benzer çalışmalar ile uyum içinde olduğu görülmüştür.

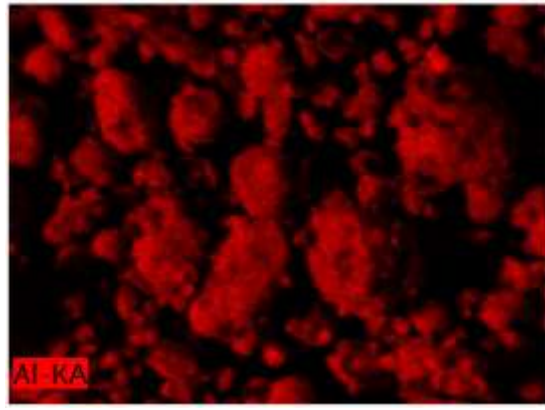




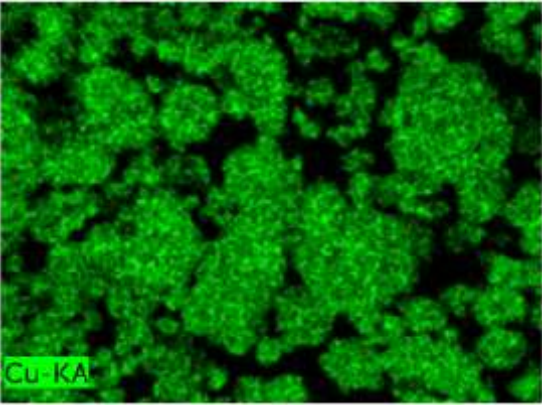
(a)



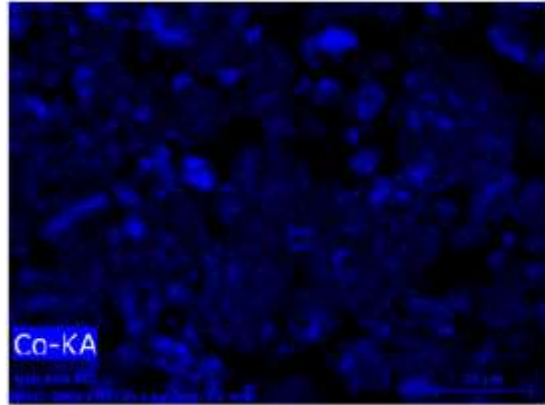
(b)



(c)



(d)

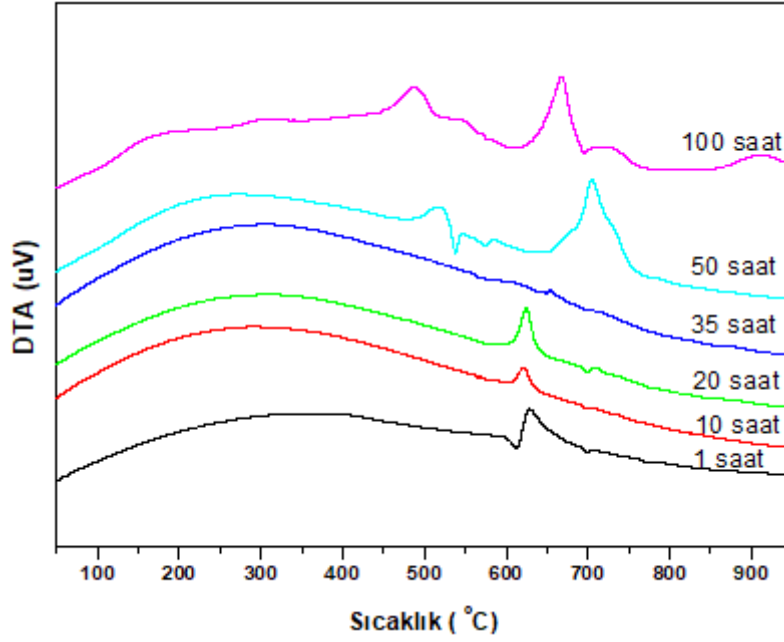


(e)

**Şekil 4.** Al<sub>66</sub>Co<sub>20</sub>Cu<sub>14</sub> alaşımında 100 saat öğütme sonucu elde edilen numune için EDX görüntüleri, (a): SEM görüntüsü, (b): EDX haritalama, (c): Alaşımında Al tozları, (d): Alaşımında Cu tozları, (e): Alaşımında Co tozları

### 3.3. DTA Çalışmaları

Üretilen Al<sub>66</sub>Co<sub>20</sub>Cu<sub>14</sub> toz numunelerinin ısısal özellikleri SII 6300 EXSTAR Diferansiyel Termal Analiz (DTA) ile araştırıldı. Numuneler yaklaşık 25-45mg ağırlığında alınarak platin kap içerisine DTA ölçümleri için konuldu. 20 °C/dak ısıtma oranında 50-950 °C sıcaklıklar arasında sürekli devam eden azot atmosferi altında yapıldı. Elde edilen sonuçlar Şekil 5'te verilmiştir.



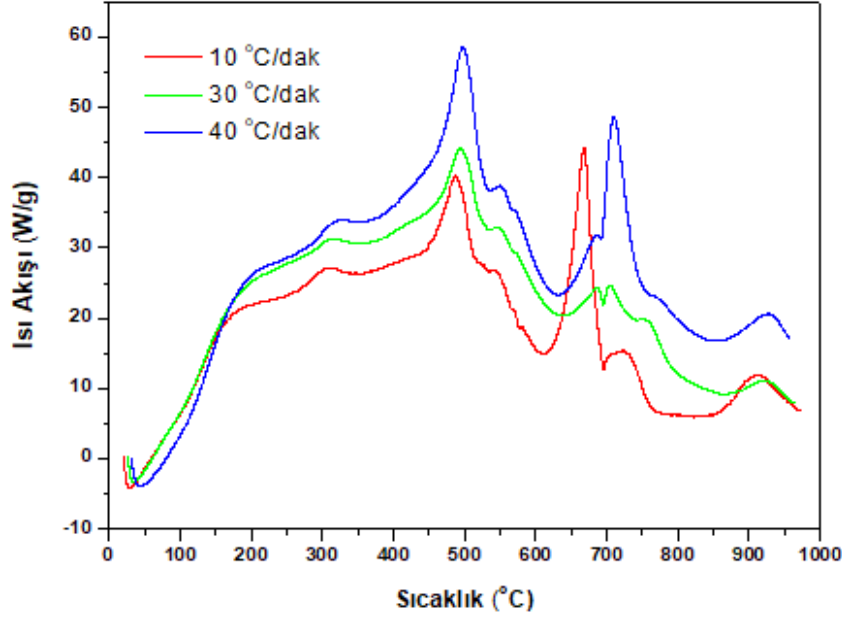
Şekil 5. Al<sub>66</sub>Co<sub>20</sub>Cu<sub>14</sub> alaşımının farklı öğütme süreleri için DTA sonuçları

Şekil 5'te görüldüğü gibi 450-950 °C aralığında bir dizi ekzotermik pikler gözlenmiştir. 1-35 saat öğütme sürelerinde üretilen tozlar için 600-650 °C aralığında görülen pik  $\alpha$ -Al fazına ait erime pikini işaret etmektedir. 50-100 saat için 450-500 °C civarında görülen ekzotermik pikler  $\alpha$ -Al(Co,Cu) ve Al<sub>2</sub>Cu intermetalik fazının tane sınırlarında ve porozite bölgesinde alaşım fazının erimeye başladığını göstermektedir. 650-700 °C civarında görülen ekzotermik pikler ise sırasıyla Al<sub>9</sub>Co<sub>2</sub> intermetalik fazların alaşım içerisinde erimeye başladığını göstermektedir. 900-950 °C sıcaklık aralığında ise Al<sub>13</sub>Co<sub>4</sub> intermetalik fazı erimeye başlamıştır. Şekil 5'te görüldüğü gibi sadece 50 saat numunesinde 575 °C civarında bir endotermik pik gözlenmiştir. Bu pik diğer numunelerde gözlenmediğinden anlaşılabilir. Ancak bu pikin oksitlenmeden kaynaklandığı düşünülmektedir. 50 saat öğütmeden sonra Al<sub>13</sub>Co<sub>4</sub> fazı ve Al<sub>9</sub>Co<sub>2</sub> fazı oluşmuş ve malzeme yüksek sıcaklıklara ve korozyona dayanıklı fakat Al<sub>2</sub>Cu fazı ile gevrek yapıya sahip olmuştur. Elde edilen DTA sonuçlarının XRD ve SEM sonuçlarıyla uyum içerisinde olduğu görülmüştür. Literatür çalışmaları incelendiğinde benzer çalışmalarda gözlemlenen sonuçlar [10, 15, 21] çalışmamızda elde edilen sonuçlar ile uyumludur.

Öğütme süresine bağlı olarak oluşan intermetalik fazlar için faz geçiş aktivasyon enerjileri DTA verileri kullanılarak Kissinger [22] eşitliği ile hesaplanır. Bu eşitlik aşağıda verilmiştir:

$$\ln\left(\frac{\beta}{T^2}\right) = -\frac{E}{RT} + A \quad (2)$$

Bu eşitlikte,  $\beta$  ısıtma oranını,  $T$  faz geçiş pik sıcaklığını,  $R$  gaz sabitini (8.314 J/mol K),  $E$  aktivasyon enerjisini ifade etmektedir.  $A$  ise bir sabittir. Aktivasyon enerjisi bir alaşımın termal stabilitesini belirlemede önemli bir parametredir. Al<sub>66</sub>Co<sub>20</sub>Cu<sub>14</sub> toz numunelerinin termal stabilitesini belirlemek için faz geçiş aktivasyon enerjileri Kissinger metodu ile hesaplandı. Aktivasyon enerjilerini hesaplamak için Şekil 6'da verilen pik sıcaklık değerleri kullanıldı. Elde edilen sonuçlara göre aktivasyon enerjileri  $\alpha$ -Al(Co, Cu) fazı için 234±10 kJ/mol, Al<sub>9</sub>Co<sub>2</sub> fazı için 250 ± kJ/mol, Al<sub>13</sub>Co<sub>4</sub> fazı için 262 ±10 kJ/mol olarak bulunmuştur. Bu sonuçlara göre Al<sub>13</sub>Co<sub>4</sub> fazı en kararlı yapıda olup yüksek sıcaklıklara dayanıklıdır. Ayrıca Şekil 6 ve Tablo 2'de görüldüğü gibi faz geçiş pik sıcaklıkları ısıtma oranına bağlıdır ve ısıtma oranı arttıkça faz geçiş pik sıcaklıkları da artmaktadır.



Şekil 6. 100 saat öğütülen  $Al_{66}Co_{20}Cu_{14}$  alaşımının farklı ısıtma oranları için DTA sonuçları

Tablo 2. Şekil 6'dan elde edilen faz geçiş pik sıcaklıkları

Isıtma Oranı (°C/dak)	Pik 1 (°C)	Pik 2 (°C)	Pik 3 (°C)
10	487	668	912
30	493	696	921
40	497	709	925

#### 4. Sonuçlar

Bu çalışmada, mekanik alaşımlama tekniği ile nanoyapılı  $Al_{66}Co_{20}Cu_{14}$  alaşımı toz halinde üretilerek termal ve mikroyapısal özellikleri incelenmiştir. Elde edilen sonuçlar aşağıda verilmiştir;

XRD sonuçlarına göre öğütme süresine bağlı olarak  $\alpha$ -Al (Co,Cu),  $Al_2Cu$ ,  $Al_{13}Co_4$  ve  $Al_9Co_2$  intermetalik fazları oluşmuştur.

Öğütme süresi (1-35 saat) arttıkça tane boyutu küçülerek 25.2 nm olmuş ve 100 saat öğütme sonunda yeni intermetalik fazların oluşumundan dolayı artarak 27.7 nm olarak ölçülmüştür.

$Al_{66}Co_{20}Cu_{14}$  alaşımı sürekli ısıtma sırasında 450-650 °C aralığında  $\alpha$ -Al fazı,  $\alpha$ -Al(Co,Cu),  $Al_2Cu$  fazları, 650-700 °C civarında  $Al_9Co_2$  intermetalik fazı, 900-950 °C civarında ise  $Al_{13}Co_4$  intermetalik fazı dönüşümleri görülmüştür.

100 saat öğütme süresinde üretilen  $Al_{66}Co_{20}Cu_{14}$  alaşımı için faz geçiş aktivasyon enerjileri hesaplandı ve maksimum aktivasyon enerjisi  $Al_{13}Co_4$  fazı için  $262 \pm 10$  kJ/mol olarak bulunmuştur. Bu sonuca göre  $Al_{13}Co_4$  fazının en kararlı yapıda olduğu ve yüksek sıcaklıklara dayanıklı olduğu anlaşılmıştır.

50 saat öğütme sonrasında  $\alpha$ -Al (Co,Cu),  $Al_9Co_2$ ,  $Al_{13}Co_4$  fazları oluşarak malzemenin yüksek sıcaklık ve korozyon direncinin artacağı fakat  $Al_2Cu$  fazından dolayı malzemenin daha kırılgan hale geleceği anlaşılmaktadır.

SEM/EDX görüntülerine göre öğütme süresi arttıkça kırılma ve soğuk kaynaklanmaların olduğu ve ayrıca daha homojen bir yapının oluştuğu görülmüştür.

#### Teşekkür

18.002 numaralı Proje'ne desteğinden dolayı Batman Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyonuna ve XRD analizlerinin yapılmasında teknik desteğinden dolayı Prof. Dr. Musa Gögebakan'a teşekkür ediyorum.



### **Yazarların Katkısı**

Bu makale tek isimli bir çalışma olup, sorumlu yazarın makalenin tamamında katkısı bulunmaktadır.

### **Çıkar Çatışması Beyanı**

Yazarlar arasında herhangi bir çıkar çatışması bulunmamaktadır.

### **Araştırma ve Yayın Etiği Beyanı**

Yapılan çalışmada, araştırma ve yayın etiğine uyulmuştur.

### **Kaynaklar**

- [1] Agostinho Jamshi L.C.L., Rodbari R.J. 2018. Evolution of the Phases of Quasicrystalline Alloys Icosahedral/decagonal  $Al_{62.2}Cu_{25.3}Fe_{12.5}/Al_{65}Ni_{15}Co_{20}$  and Oxidative Behaviour. *Journal of the Chilean Chemical Society*, 63 (2): 3928-3933.
- [2] Mohammeda K.S., Naeemb H.T., Iskaka S.N. 2016. Study of the Feasibility of Producing Al–Ni Intermetallic Compounds by Mechanical Alloying. *The Physics of Metals and Metallography*, 117 (8): 795-804.
- [3] Stoloff N., Liu C., Deevi S. 2000. Emerging Applications of Intermetallics. *Intermetallics*, 8: 1313-1320.
- [4] Yamauchi I., Ohmori M., Ohnaka I. 2000. Metastable Phase Formation by Chemical Leaching of Al–Co–Cu Ternary Alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 299: 269-275.
- [5] Inoue A. 1998. Amorphous, nanoquasicrystalline and nanocrystalline alloys in Al-based systems. *Progress in Materials Science*, 43 (5): 365-520.
- [6] Viet N.H., Oanh N.T.H., Quynh P.N.D., Lap T.Q., Kim J.S. 2015. Thermal stability of amorphous Al-Fe-Y prepared by mechanical alloying. *Materials Science Forum*, 804: 271-274.
- [7] Gogebakan M. 2004. Thermal stability and mechanical properties of Al-based amorphous alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 153-154: 829-832.
- [8] Avar B., Gogebakan M., Tarakci M., Gencer Y., Kerli S. 2013. Microstructural investigations of rapidly solidified Al-Co-Y alloys. *Advances in Materials Science and Engineering*, 163537.
- [9] Mukhopadhyay N.K., Murthy G.V.S., Murty B.S., Weatherly G.C. 2002. A n investigation on the transformation of the decagonal phase to a B2 phase in Al–Cu–Co alloy during mechanical milling. *Journal of Alloys and Compounds*, 342: 38-41.
- [10] Yamauchi I., Ohmori M., Ohnaka I. 2000. Rapid solidification and mechanical alloying of Al–Co–Cu ternary alloys for chemical leaching. *Journal of Alloys and Compounds*, 299: 276-282.
- [11] Bogdanowicz W. 2003. Influence of thermal treatment on the subgrain parameters and microstructure of two-subgrain Al-Cu-Co single quasicrystals. *Materials Science and Engineering A* 346: 328-335.
- [12] Mishra S.S., Pandey S.K., Yadav T.P., Srivastava O.N. 2017. Influence of chemical leaching on Al-Cu-Co decagonal quasicrystals. *Materials Chemistry and Physics*, 200: 23-32.
- [13] Roik O.S., Galushko S.M., Samsonnikov O.V., Kazimirov V.P., Sokolskii V.E. 2011. Structure of liquid Al–Cu–Co alloys near the quasicrystal-forming range. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 357: 1147-1152.
- [14] Inoue A., 1990. An-Pang Tsai and Tsuyoshi Masumoto: Stable decagonal and icosahedral quasicrystals. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 117-118: 824-827.
- [15] Zhang L.M., Gille P. 2004. Solidification study of Al–Co–Cu alloys using the Bridgman method. *Journal of Alloys and Compounds*, 370: 198-205.
- [16] Murty B.S., Koteswara Rao R.V., Mukhopadhyay N.K. 2004. Stability of quasicrystalline phase in Al–Cu–Fe, Al–Cu–Co and Al–Pd–Mn systems by high energy ball milling. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 334-335: 48-51.
- [17] Suryanarayana C., Norton M.G. 1998. *X-ray Diffraction: A Practical Approach*. Plenum Press, New York.

- [18] Mohammed K.S., Naeem H.T., Iskak S.N. 2016. Study of the Feasibility of Producing Al–Ni Intermetallic Compounds by Mechanical Alloying. *The Physics of Metals and Metallography*, 117 (8): 795-804.
- [19] Kursun C., Gogebakan M. 2015. Characterization of nanostructured Mg–Cu–Ni powders prepared by mechanical alloying. *Journal of Alloys and Compounds*, 619: 138-144.
- [20] Gogebakan M., Kursuna C., Eckert J. 2013. Formation of new Cu-based nanocrystalline powders by mechanical alloying technique. *Powder Technology*, 247: 172-177.
- [21] Bogdanowicz W. 2002. Two-subgrain single quasicrystals Al–Cu–Co alloy growth and characterisation. *Journal of Crystal Growth*, 240: 255-266.
- [22] Kissinger H.E. 1957. Reaction kinetics in differential thermal analysis. *Analytical Chemistry*, 29: 1702-1706.