

Mekanik Alaşımlama Süresince $Al_{85}Co_7Y_8$ Alaşımının Faz Değişimi

Barış AVAR¹, Musa GÖĞEBAKAN²

¹ Bülent Ecevit Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, 67100, Zonguldak, Türkiye

² Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi, Fizik Bölümü, 46100, Kahramanmaraş, Türkiye

ÖZET

Bu çalışmada nanoyapılı $Al_{85}Co_7Y_8$ (at.%) alaşımı, mekanik alaşımlama (MA) tekniği kullanılarak elementel tozların katı hal reaksiyonuyla sentezlenmiştir. Toz alaşımlar, argon gazı altında sertleştirilmiş paslanmaz çelik hazne ve bilyeler kullanılarak yüksek-enerjili bilyeli değirmen içerisinde 300 saatlik öğütme işlemine tabi tutulmuştur. Öğütme işlemi süresince numunelerdeki yapısal ve morfolojik değişimler X-ışını difraksiyonu (XRD) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile termal kararlılıkları ise diferansiyel termal analiz (DTA) ile incelenmiştir. MA işlemi sonucunda aşırı doymuş fcc-Al katı çözümleri içeren alaşımlar üretilmiştir. $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımının 300 saatlik öğütme işlemi sonrasındaki kristalit boyutu yaklaşık 16 nm olarak bulunmuştur.

Anahtar Kelimeler: Al-Co-Y alaşımı, Nanokristal alaşım, Mekanik alaşımlama, Faz analizi

Phase Evolution of $Al_{85}Co_7Y_8$ Alloy during Mechanical Alloying

ABSTRACT

In this study, the nanostructured $Al_{85}Co_7Y_8$ (at.%) alloy was synthesized by a solid state reaction from the constituent elemental powder mixture via mechanical alloying (MA). The powder mixture was ball milled for times up to 300 h in a planetary high energy mill using hardened steel vial and balls under argon atmosphere. Structural and morphological changes during the milling process were characterized by a combination of X-ray diffraction (XRD) and scanning electron microscopy (SEM) techniques. Thermal stability of the milled powders was investigated using differential thermal analysis (DTA). The results showed that supersaturated α -Al solid solution was formed in the whole content of the milled material. The mechanically alloyed $Al_{85}Co_7Y_8$ powder for 300 h of milling indicated the formation of fine nanoparticles with a size of about 16 nm.

Keywords: Al-Co-Y alloy, Nanocrystalline alloy, Mechanical alloying, Phase evolution

I. GİRİŞ

Daha iyi özelliklere sahip yeni ve ileri malzemelerin geliştirilmesi günümüzün başlıca araştırma konularından biridir. Yeni alaşımların üretilmesi, özelliklerinin araştırılması, daha ucuza mal edilmesi, daha uzun süreli kullanılabilmesi gibi konularda yoğun bir çaba sarf edilmektedir [1]. Al-esaslı amorf/nanokristal alaşımlar, yüksek mukavemete sahip olması, özgül ağırlıklarının düşük olması, korozyona karşı direncinin yüksek olması, kolay şekil alabilmesi, ısı iletkenliğinin yüksek olması ve fiyatlarının nispeten düşük olması gibi özelliklerinden dolayı çeşitli endüstriyel uygulamalarda geniş bir kullanım alanına sahiptir [2-9]. Yapılan çalışmalar sonucunda Al-esaslı birçok ikili, üçlü ve çok bileşenli alaşım sistemleri amorf ve nanokristal yapıda elde edilmiş

olup, yapısal ve fiziksel özellikleri araştırılmıştır. Örneğin, Al-esaslı alaşımlar içerisinde en yüksek amorf oluşum kabiliyetine (glass forming ability, GFA) sahip $Al_{85}Ni_5Y_8Co_2$ alaşımının çekme mukavemeti $\sigma = 1250$ MPa olarak bulunmuştur ki bu değer, bilinen sertleştirilmiş Al-alaşımlarının mukavemet değerinin yaklaşık üç katı kadardır [4]. Ayrıca temel üçlü alaşım sistemlerinden biri olan Al-Ni-Y alaşımlarında amorf oluşum aralığı diğer alaşımlara kıyasla daha geniştir. Bu alaşım sistemi üzerine çok fazla çalışma bulunmasına rağmen, diğer alaşım sistemi olan Al-Co-Y alaşımları üzerine yapılan çalışmalar oldukça sınırlıdır [2,6-9].

Sanayinin ihtiyacı olan ve daha üstün fiziksel özelliklere sahip olan bu tür malzemeleri elde etmek için birçok farklı teknik vardır. Bunlar arasında mekanik alaşımlama (MA)

teknğinde alaşımın oluşum süreci kolayca kontrol edilebildiği için arzu edilen mikroyapıya sahip malzeme üretmek mümkün olmaktadır. Ayrıca, diğer teknikler kullanılarak üretilmesi olanaksız veya zor olan mikroyapılar bu teknikle elde edilebilir. Aynı zamanda bu teknikle erime sıcaklıkları birbirinden oldukça farklı olan alaşımların homojen olarak karışma ve yüksek çözünürlük limitine ulaşılabilme zorluklarının üstesinden gelinebildiği gibi diğer tekniklerle elde edilmesi zor olan bazı kuazikristal, amorf ve nanokristal alaşımlar bu teknikle üretilebilmektedir [1,2]. MA tekniği ile Al-esaslı ikili, üçlü ve çok bileşenli alaşım sistemlerinde amorf ve nanoyapı elde edebilmek için birçok çalışma yapılmıştır. Börner ve Eckert [10], yaptıkları çalışmada Al₈₅Y₈Ni₅Co₂ alaşımını ancak 280 saatlik MA sonunda amorf yapıda elde ettiklerini bildirmişlerdir. Calin ve ark. [11], Al₈₅Ni₉Nd₄Co₂ alaşımını MA ile üretmişler, fakat 140 saatlik öğütme sonucunda amorf yapı elde edilememiştir. Bunun nedeni olarak Al toz elementinin öğütme süresince hazneye ve bilyelere yapışarak, kimyasal kompozisyonunun değişmesi olarak bildirilmiştir. Aynı alaşım sistemi, Zhang ve ark. [12] tarafından hızlı katılaştırma tekniği ile üretilmiş ve elde edilen bu şerit alaşımlar, MA işlemine tabi tutulmuştur. Buradaki amaç ise elde edilen amorf alaşımları ısısal olarak değil de plastik deformasyon ile kristallendirebilmektir. Şerit alaşımların öğütülmesi sonucu elde edilen toz amorf alaşımlar, preslenip sertlikleri ölçülmüştür. Bulunan sertlik değerleri, amorf yapılı şerit alaşımlarda 382 HV iken, öğütülmüş şerit alaşımların toz haldeki formlarında ise 380 HV olarak bulunmuştur. Prashanth ve ark. [13], yaptıkları çalışmada Al₇₀Y₁₆Ni₁₀Co₄ alaşımını 200 saatlik MA sonunda amorf yapıda elde ettiklerini bildirmişlerdir. Bunun için bilye-toz oranı 10:1 olup, cihazın hızı 150 dev/dak olarak ayarlanmıştır. Elde edilen amorf toz alaşımın kristallenme çalışmaları sonucunda, yapıda fcc-Al, Al₂Y, Al₃Co₂ ve Al₃Ni₂ fazlarının oluştuğu bildirilmiştir. Viet ve ark. [14] ise Al₈₄Fe₁₆, Al₈₂Fe₁₈ ve Al₈₂Fe₁₆Y₂ kompozisyonlarından oluşan Al-Fe-Y alaşım sistemini gezegen tipi (P100) MA cihazı ile sentezlemişlerdir. Toz alaşımlar hekzan ortamında, 350 dev/dak'lık öğütme hızında ve 100 saatlik öğütme sonunda kısmen amorf yapıda oluşmuştur. Son yıllarda yapılan çalışmalarda ise Al-esaslı toz alaşımlara grafen malzemesi eklenerek yüksek termal kararlılığa sahip amorf-nanofaz yapılı kompozit malzeme sentezlenmeye çalışılmıştır [7,8]. Bu çalışmaların yanı sıra literatürde MA tekniğiyle Al-Co-Y alaşımlarının üretilmesi ve özellikleri ile ilgili herhangi bir bilgi mevcut değildir. Daha önce yaptığımız bir çalışmada, hızlı katılaştırma tekniği ile üretilen Al-Co-Y üçlü alaşım sistemlerinde amorf oluşum kabiliyeti incelemiştir. Bu alaşım sistemi içerisinde Al₈₅Co₇Y₈ şerit alaşımının en iyi amorf olma özelliğine sahip olduğu bulunmuştur [6]. Bu nedenle,

bu çalışmada Al₈₅Co₇Y₈ kompozisyonu MA tekniği ile amorf veya nanokristal yapıda üretilerek özellikleri incelenmiştir. Farklı öğütme süreleri sonunda elde edilen toz alaşımların faz tanımlanması ve mikroyapısal özellikleri X-ışını difraksiyonu (XRD) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile ısısal davranışları ise diferansiyel termal analiz (DTA) ile incelenmiştir.

II. MATERYAL VE YÖNTEM

Bu çalışmada, Al₈₅Co₇Y₈ (at.%) nominal kompozisyonunu oluşturan Al (99.5% saflıkta, < 45 µm ortalama partikül boyutunda), Co (99.5% saflıkta, < 45 µm ortalama partikül boyutunda) ve Y (99.9% saflıkta, < 400 µm ortalama partikül boyutunda) başlangıç elementel tozları, yüksek enerjili bilyeli öğütme cihazında (Fritsch Pulverisette-5) MA işlemine tabi tutuldu. Alaşımı oluşturan elementel tozların açık havada oksitlenmesini önlemek amacıyla, elementel tozlar Ar atmosferinde kapalı bir kutu (glove-box) içerisinde tartılarak hazırlandı. Hazırlanan elementel tozlar, öğütme haznesine konularak cihazın kapakları bükülebilir O-ringlerle kapatıldı. MA cihazının çalışma hızı 150 devir/dak olarak ayarlandı. Ayrıca, aşırı ısınmanın önlenmesi için cihaz 15 dakika çalışıp 15 dakika durmak şartıyla programlandı. Bu çalışmada MA tekniği ile alaşım üretmede kullanılan deneysel parametreler Tablo 1' de verilmektedir. Belirli öğütme süreleri sonrasında (5, 30, 50, 70, 90, 135, 185, 210, 235 ve 300 saat) cihazdan numuneler alınarak karakterizasyon işlemine geçilmiştir.

Tablo 1. MA işleminde uygulanan parametreler

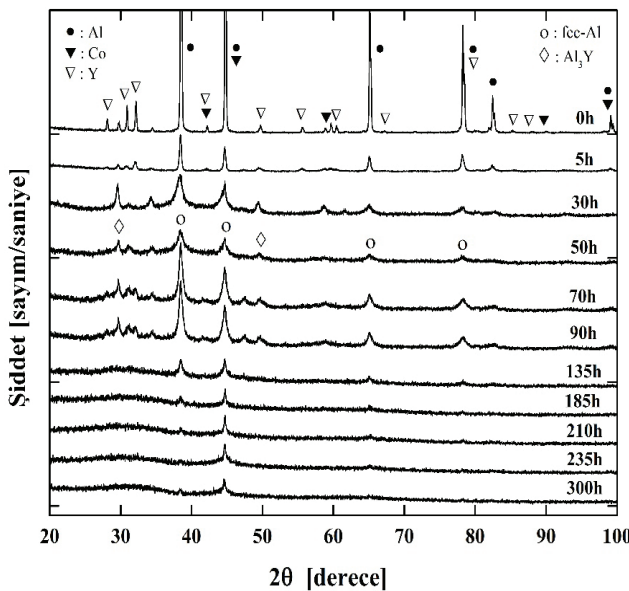
Öğütme hızı (<i>dev/dak</i>)	150
Öğütme haznesinin iç hacmi (<i>ml</i>)	250
Öğütme haznesi malzemesi	Paslanmaz çelik
Bilye malzemesi	Paslanmaz çelik
Bilye boyutu (<i>mm</i>)	10
Bilye-Toz oranı	20:1
Öğütme atmosferi	Ar

Numunelerin faz analizi XRD ile yapıldı. Bunun için Philips X'Pert PRO marka XRD cihazı, 40 kV ve 30 mA olarak ayarlı, monokromatik CuKα radyasyonu (λ = 0.154056 nm) altında kullanıldı. XRD analizleri tüm numuneler için; 20 °C' de 20° den 120° ye kadar 0.02° adım aralığında ve her adımda 1 s bekletilerek ölçümler alındı. Toz parçacıkların morfolojik özellikleri ZEISS EVO LS10 marka SEM cihazında 10 keV potansiyeli altında incelendi. Numunelerin termal analizleri ise Perkin-Elmer Diamond TG/DTA cihazında 100-1100 °C arasında 20 °C/dak'lık ısıtma hızında ve N₂ gazı atmosferi altında yapıldı.

III. BULGULAR VE TARTIŞMA

MA işlemi süresince belirli zaman aralıklarında cihazdan numuneler alınarak öğütme süresinin yapıya olan etkisi incelenmiştir. Bu yolla hangi zaman aralıklarında hangi fazların oluştuğu belirlenmeye çalışıldı.

Şekil 1' deki XRD sonuçları incelendiğinde, hiçbir öğütme işlemine tabi tutulmayan başlangıç elementel tozlarına ait pikler (0 saat = 0 h), 5 saatlik MA işlemi sonunda fcc-Al veya α -Al(Co,Y) fazıyla beraber Al₃Y fazına dönüşmüştür. Bununla birlikte 0. saatte görülen, Al elementinin karakteristik pikleri olan ve $2\theta = 38.5^\circ$ ve $2\theta = 44.7^\circ$ açılarında yansıyan pikler, 5 saatlik öğütme sonunda $2\theta = 38^\circ$ ve $2\theta = 44.2^\circ$ açılarında gözlenmiştir. Bu değişiklik, Co ve Y elementlerinin Al elementi içerisinde çözünerek α -Al, yani aşırı doymuş Al-fazını oluşturduğunu ifade etmektedir. 5 saatlik öğütme sonunda fcc-Al fazıyla Al₃Y fazından yansıyan piklerin görülmesi, Co elementinin Y elementine oranla Al içerisinde daha hızlı ve tamamen çözüldüğünü belirtmektedir. Ayrıca alaşımı oluşturan elementel tozlara ait piklerin şiddetleri, 0 saat ile 90 saatlik öğütme işlemi süresince, öğütme süresine bağlı olarak azalmış ve pikler genişlemiştir. Bu değişiklik, elementlerin tane boyutundaki küçülmeyle ifade etmektedir. Bu safhadan sonra $2\theta = 38^\circ$ ve $2\theta = 44.2^\circ$ açılarında görülen fcc-Al fazına ait piklerden, $2\theta = 38^\circ$ de görülen pik, 210 saatlik öğütme sonrasında kaybolmuştur. Bununla birlikte $2\theta = 44.2^\circ$ de görülen pik, 300 saatlik öğütme işlemi sonuna şiddeti giderek azalarak alaşımın yapısında görülmektedir.



Şekil 1. MA ile üretilen Al₈₅Co₇Y₈ alaşımının XRD grafiği

Al₈₅Co₇Y₈ alaşımının 300 saate kadar MA işlemine tabi tutulması ile amorf yapı elde edilememiştir. Bununla birlikte 300 saat sonunda alaşımın yapısında fcc-Al fazını içeren denge fazı oluşmuştur. Elde edilen sonuçlar, diğer birçok Al-esaslı alaşımların mekanik öğütülmesi sonuçlarıyla uyum içerisindedir [8,11,15-18]. Bu sonuçlar ışığında MA süresince oluşan reaksiyon mekanizmasını aşağıdaki şekilde özetleyebiliriz.

$Al + Co + Y \rightarrow fcc-Al \text{ fazı} + Al_3Y \text{ fazı} \rightarrow$ aşırı doymuş fcc α -Al fazı

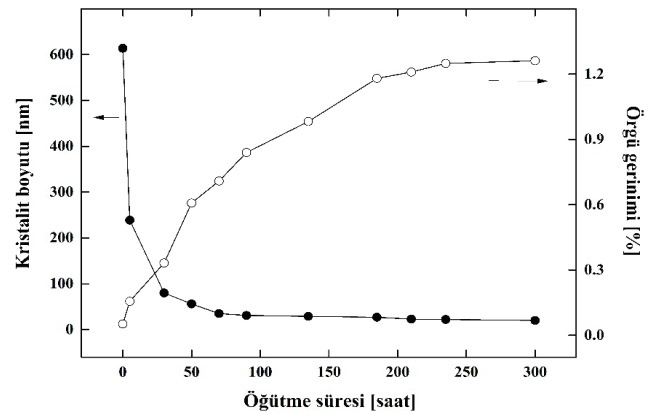
Al₈₅Co₇Y₈ alaşımının MA işlemi süresince kristalit boyutlarındaki ve örgü gerinimindeki değişimler XRD sonuçlarından yararlanarak Eşitlik 1' de verilen Williamson-Hall formülü ile hesaplanmıştır [19].

$$\beta_s \cos \theta = \frac{0.9\lambda}{D} + 4\varepsilon \sin \theta \quad (1)$$

Burada ε , örgü gerinimidir. D , kristalit boyutunu, λ , X-ışını dalga boyunu ($\lambda_{CuK\alpha} = 0.154056$ nm), θ , pikin yansıma açısını temsil etmektedir. β_s ise pikin yarı yükseklikteki tam genişlik değeridir (FWHM). Buradaki pik genişlemesi kristalit boyut etkisine bağlı olduğundan bir Cauchy fonksiyonu ile değerlendirilmiştir. Bu yüzden β_s değeri, Eşitlik 2' deki denklem ile bulunmuştur.

$$\beta_s = \beta_{obs} - \beta_{std} \quad (2)$$

B_{obs} , analiz edilen numunenin, B_{std} ise standart bir numunenin FWHM değerleridir.

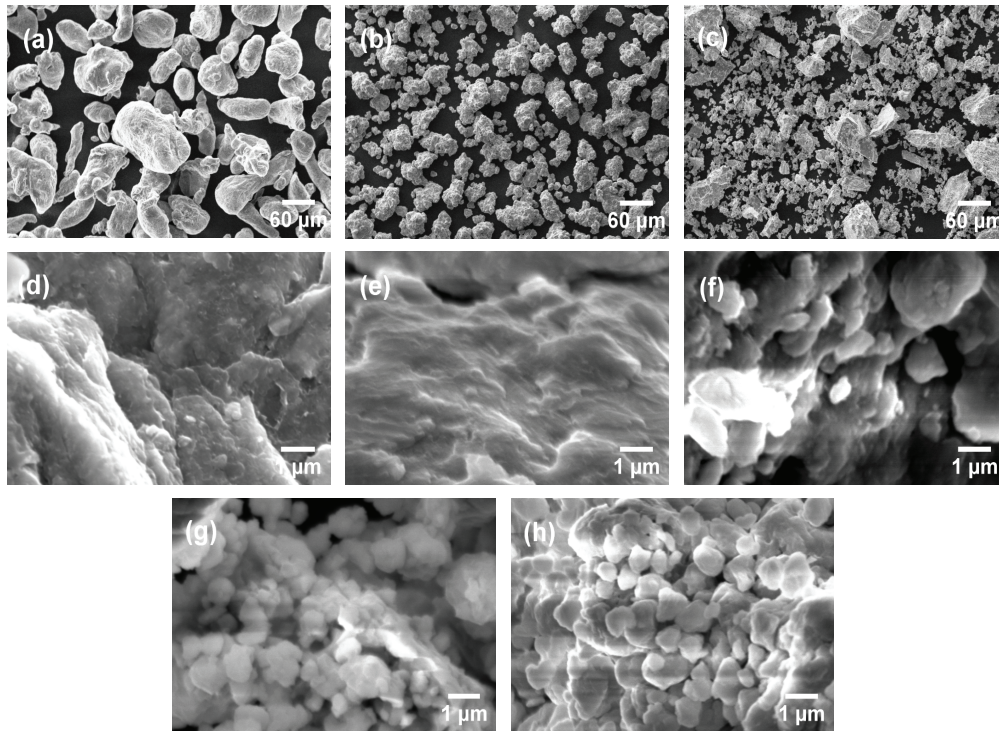


Şekil 2. Al₈₅Co₇Y₈ alaşımının öğütme süresince kristalit boyutundaki ve örgü gerinimindeki değişimler

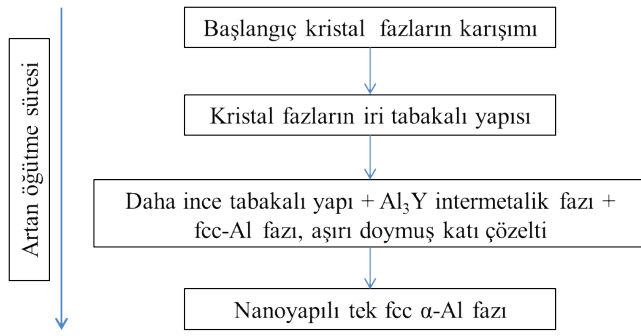
Şekil 2' den görüldüğü gibi Al₈₅Co₇Y₈ alaşımının kristalit boyutu öğütme işleminin başlangıcında çok hızlı bir şekilde düşmekte ve daha sonra yaklaşık olarak sabit bir değerde

kalacak şekilde gittikçe azalmaktadır. Al₈₅Co₇Y₈ alaşımının 300 saatlik öğütme işlemi sonrasındaki kristalit boyutu yaklaşık 16 nm olarak bulunmuştur. Literatürde MA tekniği ile üretilen Al-esaslı alaşımlarda fcc-Al fazının kristalit boyut değeri yaklaşık 20-30 nm aralığındadır [10,11,15-18]. Bunun yanısıra, grafikten görüldüğü gibi öğütme süresi arttıkça kristalit boyutlardaki (*D*) azalmayla birlikte örgü gerinimi (*ε*) değerleri artmaktadır. Bu değişim, MA işlemi sonucu elde edilen metalik alaşımlar için genel bir durumdur [20]. Çünkü öğütme süresince alaşımı oluşturan toz parçacıklar, devamlı olarak soğuk kaynaklanma ve kırılma, parçalanma gibi deformasyonlara maruz kalmaktadırlar. Bu sayede öğütülmüş olan toz parçacıklarda saklı olan enerji atışı ortaya çıkmış olur. Ayrıca örgü gerinimlerindeki artışın bir diğer nedeni ise, devam eden öğütme süresince öğütücü bilyelerin darbe etkisidir. Bu sayede toz parçacıklarının boyutu azalmaya devam ederken örgü gerinimi değerleri de artmaktadır. Uzun öğütme sürelerinde fcc-Al fazı belirli bir doygunluğa ulaştığında kristalit boyut değeri artık değişmemektedir. Bununla birlikte örgü gerinim değerleri de aynı kalmaktadır. 300 saatlik öğütme sonunda elde edilen Al₈₅Co₇Y₈ alaşımı için bu değer yaklaşık % 1.2 olarak hesaplanmıştır. Öğütme süresince kristalit boyut ve örgü gerinimi değerlerine olan benzer bağılıklar, Mula ve ark. [18] ve Nayak ve ark. [21,22] tarafından yapılan çalışmalarda bildirilmiştir.

Al₈₅Co₇Y₈ alaşımının MA işlemi süresince morfolojik özelliklerinde ve partikül boyutlarında meydana gelen değişim SEM ile incelenmiştir. Şekil 3(a), (b) ve (c)' de sırasıyla öğütme işlemine tabi tutulmayan Al₈₅Co₇Y₈ tozlarının SEM fotoğrafında yaklaşık boyutları 40 µm olan Al, Co ve Y başlangıç elementel tozları görülmektedir. Daha sonra MA işlemine tabi tutulan bu elementel tozlar, birbirleri ile ve bilyelerle çarpışması sonucu deformasyona uğrar. Şekil 3(d), (e) ve (f)' de bu tozların morfolojik yapılarının bozulduğu ve birbirlerine yapışarak kümeleşmeye başladığı görülmektedir. Bu safhadaki öğütme işlemi soğuk kaynaklanma olarak tanımlanır [1,20]. 5, 50 ve 90 saatlik öğütme işleminden sonra oluşan alaşımların SEM fotoğraflarında, soğuk kaynaklanma işlemi açık bir şekilde görülmektedir. Soğuk kaynaklanma işleminin sonucunda, alaşımı oluşturan elementel tozların ara yüzeyleri kaybolmuştur ve kümeleşen tozlarda belli bir ara-yüzey meydana getirmesiyle alaşım oluşmuştur. Bu durum kırılma, parçalanma olarak bilinmektedir [1,20]. Bunun sonucunda, parçacıkların yapılarında belli bir azalma meydana gelmiştir. Bu azalma bir süre devam etmiş olup, partikül boyutu belirli bir küçüklüğe ulaştıktan sonra artık daha fazla kırılma olmadığından parçacıkların boyutları sabit kalmıştır (Şekil 3(g) ve (h)). Bu sayede homojen bir yapı meydana gelmiştir. Elde edilen sonuçlar doğrultusunda Al₈₅Co₇Y₈ alaşımında öğütme süresince meydana gelen faz dönüşümleri Şekil 4' deki gibi özetlenebilir.

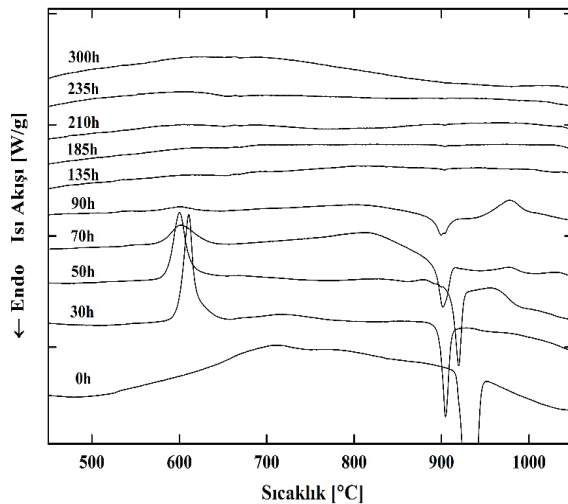


Şekil 3. Al₈₅Co₇Y₈ alaşımının farklı öğütme zamanlarından sonraki SEM görüntüleri; (a,b ve c) 0 saat, (d) 5 saat, (e) 50 saat, (f) 90 saat, (g) 210 saat ve (h) 300 saat



Şekil 4. MA işlemi süresince meydana gelen faz dönüşümleri

MA ile üretilen Al₈₅Co₇Y₈ alaşımının termal kararlılığı DTA ile incelenmiştir. Şekil 5’ de farklı öğütme sürelerinden sonra elde edilen toz alaşımların DTA grafikleri görülmektedir. Herhangi bir öğütme işlemine tabi tutulmayan elementel tozlar, Al elementinin erimesini temsil eden yaklaşık 930 °C’ de bir endotermik pik göstermiştir. 30, 50, 70 ve 90 saatlik MA ile üretilen alaşımların DTA sonuçlarında 560-640 °C aralığında bir ekzotermik pik ve yaklaşık 900 °C’ de bir endotermik pik gözlenmiştir. XRD sonuçları ile DTA sonuçlarının karşılaştırılması sonucu, 560-640 °C aralığında gözlenen bu ekzotermik pikin Al₃Y fazının oluşması sırasında ortaya çıktığı sonucuna varılmıştır. Daha uzun öğütme sürelerinde ise Al₃Y fazı, α-Al fazı içerisinde çözünerek yapıdan kaybolmuştur. Yaklaşık 900 °C’ de gözlenen endotermik pik ise fcc-Al fazının erimesi sonucu ortaya çıkmıştır. Bununla birlikte bu endotermik pikin şiddetinin öğütme süresi arttıkça azaldığı görülmektedir. 135 saat ile 300 saatlik öğütme sonrası üretilen alaşımların DTA sonuçlarında ise herhangi bir ekzotermik ve endotermik pik görülmemektedir. Bunun nedeni ise, fcc-Al fazı içerisinde çözünen Y elementinin alaşımın erime sıcaklığını yükseltmesidir.



Şekil 5. MA ile üretilen Al₈₅Co₇Y₈ alaşımının DTA grafiği

IV. SONUÇ

Bu çalışmada MA tekniği ile üretilen Al₈₅Co₇Y₈ alaşımının yapısal ve ısıl özellikleri incelenmiştir. Al₈₅Co₇Y₈ alaşımının MA tekniği ile üretilmesi sonucu aşırı doymuş çözelti içeren alaşımlar üretilmiştir. Bu alaşımın 300 saatlik öğütme sonrasındaki SEM sonuçlarında mikron altı boyutlara sahip aglomere halde olan küresel parçacıklar elde edilmiştir. Bununla birlikte Williamson-Hall metodu ile hesaplanan 300 saatlik öğütme sonrasındaki toz alaşımların kristalit boyutu yaklaşık 16 nm olarak bulunmuştur. Nanokristal yapılu bu toz alaşımlar, preslenip ve sinterlenip belirli hacimlerde elde edilmesi sonucunda çeşitli uygulamalarda kullanılabilir.

KAYNAKLAR

- [1] Suryanarayana, C. (2004). Mechanical alloying and milling. Marcel Dekker, New York, USA. 466s.
- [2] Inoue, A. (1998). Amorphous, nanoquasicrystalline and nanocrystalline alloys in Al-based systems. *Prog. Mater. Sci.*, 43, 365-520.
- [3] Viet, N.H., Oanh, N.T.H., Quynh, P.N.D., Lap, T.Q. ve Kim, J.S. (2015). Thermal stability of amorphous Al-Fe-Y prepared by mechanical alloying. *Mater. Sci. Forum*, 804, 271-274.
- [4] Inoue, A. (2000). Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys, *Acta Mater.*, 48, 279-306.
- [5] Gogebakan, M. (2004). Thermal stability and mechanical properties of Al-based amorphous alloys. *J. Mater. Proc Techn.*, 153-154, 829-832.
- [6] Avar, B., Gogebakan, M., Tarakci, M., Gencer, Y. ve Kerli, S. (2013). Microstructural investigations of rapidly solidified Al-Co-Y alloys. *Adv. Mater. Sci. Eng.*, Article ID 163537.
- [7] Sun, Z., Xing, Q., Axinte, E., Ge, W., Leng, J. ve Wang, Y. (2015). Formation of highly thermal stable Al₈₈Ni₈Y₆ amorphous composite by graphene addition design. *Mater. Design*, 81, 59-64.
- [8] Wang, T., Sun, Z., Zhang, L. ve Wang, Y. (2016). Glass formation and thermal stability of mechanically alloyed Al₇₅Ni₁₀Ti₁₀Zr₅ amorphous composites with graphene addition. *Mater. Sci. Forum*, 849, 58-63.
- [9] Maurya, R.S., Sahu, A. ve Laha, T. (2016). Effect of consolidation pressure on phase evolution during sintering of mechanically alloyed Al₈₆Ni₈Y₆ amorphous powders via spark plasma sintering. *Mater. Sci. Eng. A*, 649, 48-56.
- [10] Börner, I. ve Eckert, J. (2001). Phase formation and properties of mechanically alloyed amorphous Al₈₅Y₈Ni₅Co₂. *Scripta Mater.*, 45, 237-244.
- [11] Calin, M., Grahl, H., Adam, M., Eckert, J. ve Schultz, L. (2004). Synthesis and thermal stability of ball-milled and melt-quenched amorphous and nanostructured Al-Ni-Nd-Co alloys. *J. Mater. Sci.*, 39, 5295-5298.
- [12] Zhang, L.C., Calin, M., Branzei, M., Schultz, L. ve Eckert, J. (2007). Phase stability and consolidation of glassy/

- nanostructured Al₈₅Ni₉Nd₄Co₂ alloys. *J. Mater. Res.*, 22, 1145-1155.
- [13] Prashanth, K.G., Scudino, S., Murty, B.S. ve Eckert, J. (2009). Crystallization kinetics and consolidation of mechanically alloyed Al₇₀Y₁₆Ni₁₀Co₄ glassy powders. *J. Alloys Comp.*, 477, 171-177.
- [14] Viet, N.H., Oanh, N.T.H., Quynh, P.N.D., Lab, T.Q. ve Kim, J.S. (2015). Thermal stability of amorphous Al-Fe-Y prepared by mechanical alloying. *Mater. Sci. Forum*, 804, 271-274.
- [15] Manna, I., Chattopadhyay, P.P., Banhart, F. ve Fecht, H.J. (2004). Development of amorphous and nanocrystalline Al₆₅Cu_{35-x}Zr_x alloys by mechanical alloying. *Mater. Sci. Eng. A*, 379, 360-365.
- [16] Samanta, A., Manna, I. ve Chattopadhyay, P.P. (2007). Phase evolution in Al-Ni-(Ti, Nb, Zr) powder blends by mechanical alloying. *Mater. Sci. Eng. A*, 464, 306-314.
- [17] Chen, H., Cheng, X., Zhang, J., Ouyang, Y., Du, Y., Zhong, X. ve Tao, X. (2008). The compositional range of amorphous phase formation and thermal stability of Al_{90-x}Fe₅Ni₅Ce_x. *J. Alloys Comp.*, 460, 309-313.
- [18] Mula, S., Ghosh, S. ve Pabi, S.K. (2009). On the formation of phases by mechanical alloying and their thermal stability in Al-Mn-Ce system. *Powder Tech.*, 191, 176-181.
- [19] Cullity, B.D., Stock, S.R. (2001). Elements of X-ray diffraction. 3 rd. Edition, Prentice Hall, New-Jersey, USA. 664s.
- [20] Suryanarayana, C. (2001). Mechanical alloying and milling. *Prog. Mater. Sci.*, 46: 1-184.
- [21] Nayak, S.S., Wollgarten, M., Banhart, J., Pabi, S.K. ve Murty, B.S. (2010). Nanocomposites and an extremely hard nanocrystalline intermetallic of Al-Fe alloys prepared by mechanical alloying. *Mater. Sci. Eng. A Mater. Sci. Eng. A*, 527, 2370-2378.
- [22] Nayak, S.S., Pabi, S.K. ve Murty, B.S. (2010). Al-(L12)Al3Ti nanocomposites prepared by mechanical alloying: synthesis and mechanical properties. *J. Alloys Comp.*, 492, 128-133.