



T.C.
KAHRAMANMARAS SÜTÇÜ İMAM ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

NANOYAPILI METALİK ALAŞIMLAR

BARIŞ AVAR

DOKTORA TEZİ
FİZİK ANABİLİM DALI

KAHRAMANMARAS 2012

T.C.
KAHRAMANMARAŞ SÜTÇÜ İMAM ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

NANOYAPILI METALİK ALAŞIMLAR

BARIŞ AVAR

Bu tez,
Fizik Anabilim Dalında
DOKTORA
derecesi için hazırlanmıştır.

KAHRAMANMARAŞ 2012

Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü öğrencisi Barış AVAR tarafından hazırlanan “Nanoyapılı Metalik Alaşımlar” adlı bu tez, jürimiz tarafından 09 / 08 / 2012 tarihinde oy birliği ile Fizik Anabilim Dalında Doktora tezi olarak kabul edilmiştir.

Prof. Dr. Musa GÖĞEBAKAN (DANIŞMAN)

Fizik Anabilim Dalı, KSÜ

Prof. Dr. Mükerrerem KURTOĞLU (ÜYE)

Kimya Anabilim Dalı, KSÜ

Doç. Dr. Mehmet ASLANTAŞ (ÜYE)

Fizik Anabilim Dalı, KSÜ

Doç. Dr. Şükrü KARATAŞ (ÜYE)

Fizik Anabilim Dalı, KSÜ

Doç. Dr. Kani ARICI (ÜYE)

Fizik Anabilim Dalı, Kilis 7 Aralık Üniversitesi

Yukarıdaki imzaların adı geçen öğretim üyelerine ait olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. M. Hakkı ALMA

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

TEZ BİLDİRİMİ

Tez içindeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu, ayrıca tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada orijinal olmayan her türlü kaynağa eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

BARIŞ AVAR

Bu çalışma, KSÜ - Bilimsel Araştırma Proje Yönetim Birimi Başkanlığı tarafından desteklenmiştir.

Proje No: BAP 2011/3-42 D

Not: Bu tezde kullanılan özgün ve başka kaynaktan yapılan bildirişlerin, çizelge, şekil ve fotoğrafların kaynak gösterilmeden kullanımı, 5846 sayılı Fikir ve Sanat Eserleri Kanunundaki hükümlere tabidir.

NANOYAPILI METALİK ALAŞIMLAR (DOKTORA TEZİ)

BARIŞ AVAR

ÖZ

Bu çalışmada, $Al_{85}Co_{15-x}Y_x$ ($x = 2, 5, 8, 10, 13$) ve $Al_{86}Co_7Y_7$ üçlü alaşımları, $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ ($TM = Si, Ni, Fe, Mn, Cu, Sn$) ve $Al_{85}Y_5Co_5TM_5$ ($TM = Ni, Cu, Si$) şeklindeki dörtlü alaşımlar normal katılaştırma ve hızlı katılaştırma teknikleri ile üretilmiştir. Bu alaşımlar normal katılaştırma ile kristal yapıda, hızlı katılaştırma ile amorf ve kısmi amorf yapıda üretilmiştir. Amorf yapıda üretilen alaşımların kontrollü kristallendirilmesi ile nanoyapılı metalik alaşımlar elde edilmiştir. $Al_{85}Y_8Co_7$, $(Al_{85}Y_8Co_7)_{98}Si_2$, $(Al_{85}Y_8Co_7)_{98}Ni_2$, $(Al_{85}Y_8Co_7)_{98}Nd_2$ ve $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$ alaşımları mekaniksel alaşımlama tekniği ile üretilmiştir. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen bu alaşımların aşırı doymuş nanokristal yapıda olduğu gözlenmiştir. Üretilen alaşımların mikroyapısal ve morfolojik özellikleri X-ışını difraksiyonu (XRD) ve taramalı elektron mikroskopu (SEM) ile, ısısal davranışları diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) ve diferansiyel termal analiz (DTA) ile incelenmiştir. Farklı tekniklerle üretilen alaşımların, parçacık ve kristalit boyutları Scherrer ve Williamson-Hall metotları ile hesaplanmıştır. Amorf yapıda alaşımların kristallenmesi için gerekli olan aktivasyon enerjileri Kissinger, Augis-Bennett ve Ozawa metotları ile, kristallenme kinetiği ise Johnson-Mehl-Avrami denklemi ile hesaplanmıştır. Ayrıca bu malzemelerin oda sıcaklığındaki ve yüksek sıcaklıklardaki mekaniksel özellikleri Vickers mikrosertlik testi ile belirlenmiştir.

Anahtar Kelimeler: Metalik Malzemeler, Nanokristal Alaşımlar, Amorf Alaşımlar, Hızlı Katılaştırma, Mekaniksel Alaşımlama, Isısal Davranış, Mekaniksel Özellikler

Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Fizik Anabilim Dalı, Ağustos / 2012

Danışman: Prof.Dr. Musa GÖĞEBAKAN

Sayfa sayısı: 205 + xx sayfa

NANOSTRUCTURED METALLIC ALLOYS

(PhD THESIS)

BARIŞ AVAR

ABSTRACT

In this study, $\text{Al}_{85}\text{Co}_{15-x}\text{Y}_x$ ($x = 2, 5, 8, 10, 13$), $\text{Al}_{86}\text{Co}_7\text{Y}_7$ ternary alloys, $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{TM}_2$ ($\text{TM} = \text{Si, Ni, Fe, Mn, Cu, Sn}$) and $\text{Al}_{85}\text{Y}_5\text{Co}_5\text{TM}_5$ ($\text{TM} = \text{Ni, Cu, Si}$) quaternary alloys were produced by conventional and rapid solidification techniques. In the conventionally solidification technique, alloys were produced in crystalline structure, in the rapid solidification technique, alloys were produced in fully amorphous and partially amorphous structures. The nanostructured metallic alloys were obtained by controlled crystallization of the amorphous alloys. Also, nanostructure of the supersaturated solid solutions were obtained by mechanical alloying of $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Co}_7$, $(\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Co}_7)_{98}\text{Si}_2$, $(\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Co}_7)_{98}\text{Ni}_2$, $(\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Co}_7)_{98}\text{Nd}_2$ and $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$ alloys. The microstructure and morphological properties of the alloys were investigated by X-ray diffraction (XRD) and scanning electron microscopy (SEM). The thermal behaviors of the alloys were analyzed by differential scanning calorimeter (DSC) and differential thermal analysis (DTA). The particle and the crystallite size of the alloys were calculated using the equations of Scherrer and Williamson-Hall. Besides, the activation energies of the crystallization in amorphous alloys were determined using Kissinger, Augis-Bennett and Ozawa methods. The crystallization kinetics was described by Johnson-Mehl-Avrami equation. Also, mechanical properties of these materials at room temperature and high temperature were identified by Vickers microhardness test.

Key words: Metallic Materials, Nanocrystalline Alloys, Amorphous Alloys, Rapid Solidification, Mechanical Alloying, Thermal Behavior, Mechanical Properties

Kahramanmaraş Sütçü İmam University
Institute for Graduate Studies in Science and Technology
Department of Physics, August / 2012

Supervisor: Prof.Dr. Musa GÖĞEBAKAN

Page number: 205 + xx pages

TEŞEKKÜR

Yüksek lisans ve doktora tez çalışmalarında beni her zaman destekleyen, eğitimim süresince değerli ve engin bilgisiyle gerekli bütün yardım, tavsiye ve yönlendirmeleri yapan, tez danışmanım, örnek aldığım hocam Sayın Prof. Dr. Musa GÖĞEBAKAN' a,

KSÜ-ÜSKİM' deki DSC çalışmalarım sırasında göstermiş olduğu kolaylıktan dolayı Doç. Dr. Ümit ALVER hocama,

Normal katılaştırma ile külçe alaşımların üretilmesinde yardımcı olan Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü Malzeme Bilimi ve Mühendisliği' nde görevli olan Yrd. Doç. Dr. Mehmet TARAKÇI hocama,

Bilimsel katkıları, verdikleri emek ve hoşgörülerini için KSÜ-Fizik bölümündeki değerli hocalarıma,

Çalışmalarım boyunca bilgi ve tecrübelerini sabırla paylaşan, verdiği emek ve dostluğu için Dr. Alaaddin GÜNDEŞ' e,

Herzaman manevi destekleriyle hep yanımda olan sevgili aileme,

Tüm yaşamım boyunca ve her koşulda bana destek veren, sevgisini ve varlığını her zaman hissettiğim canım anneme,

Çalışmalarım boyunca bana her zaman destek olan ve sabır gösteren, iyi günde ve kötü günde sürekli yanımda olan değerli eşime,

En içten duygularıyla sonsuz teşekkürlerimi sunarım...

BARIŞ AVAR

İÇİNDEKİLER

	Sayfa No
ÖZ	I
ABSTRACT	II
TEŞEKKÜR	III
İÇİNDEKİLER.....	IV
ŞEKİLLER DİZİNİ	VI
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	XIV
EK ŞEKİLLER DİZİNİ	XVII
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	XVIII
1. GİRİŞ.....	1
2. ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR	6
3. MATERYAL VE METOT	23
3.1. Alaşımların Üretilmesi	23
3.1.1. Başlangıç elementleri	23
3.1.2. Alaşım kompozisyonları.....	24
3.1.3. Normal katılaştırma tekniği (conventional solidification, CS).....	26
3.1.4. Hızlı katılaştırma tekniği (rapid solidification, RS)	27
3.1.5. Mekaniksel alaşımlama tekniği (mechanical alloying, MA).....	30
3.1.6. Isısal işlem	32
3.2. Alaşımların İncelenmesi	32
3.2.1. X-ışını difraksiyonu (XRD) analizi	32
3.2.2. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) analizi	33
3.2.3. Diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) analizi.....	35
3.2.4. Diferansiyel termal analiz (DTA).....	36
3.2.5. Mekaniksel özelliklerin incelenmesi	36

3.2.5.1. Esneklik testi	36
3.2.5.2. Mikrosertlik analizi	37
3.2.5.2.1. Sertlik testi için numunelerin hazırlanması	37
4. BULGULAR VE TARTIŞMA	39
4.1. Normal Katılaşırma İşlemi Sonuçları	39
4.1.1. $Al_{85}Co_{15-x}Y_x$ ($x = 2, 5, 8, 10, 13$) alaşımları	39
4.1.2. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ ($TM = Si, Ni, Fe, Mn, Cu, Sn$) alaşımları	42
4.1.3. $Al_{85}Co_5Y_5TM_5$ ($TM = Ni, Cu, Si$) alaşımları	45
4.2. Hızlı Katılaşırma İşlemi Sonuçları	47
4.2.1. $Al_{85}Co_{15-x}Y_x$ ($x = 2, 5, 8, 10, 13$) alaşımları	47
4.2.1.1. $Al_{85}Co_7Y_8$ amorf alaşımının kristallenme davranışı	56
4.2.1.2. $Al_{85}Co_7Y_8$ amorf alaşımının mekaniksel özellikleri	72
4.2.2. Al-Co-Y-TM alaşım sistemi	73
4.2.2.1. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ ($TM = Si, Ni, Fe, Mn, Cu, Sn$) alaşımları	75
4.2.2.1.1. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımı	80
4.2.2.1.2. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ alaşımı	89
4.2.2.1.3. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Fe_2$ alaşımı	98
4.2.2.1.4. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Mn_2$ alaşımı	105
4.2.2.1.5. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Cu_2$ alaşımı	113
4.2.2.1.6. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$ alaşımı	120
4.2.2.2. $Al_{85}Co_5Y_5TM_5$ ($TM = Ni, Cu, Si$) alaşımları	127
4.2.2.2.1. $Al_{85}Co_5Y_5Ni_5$ alaşımı	130
4.2.2.2.2. $Al_{85}Co_5Y_5Cu_5$ alaşımı	138
4.2.2.2.3. $Al_{85}Co_5Y_5Si_5$ alaşımı	147
4.2.2.3. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ ve $Al_{85}Co_5Y_5TM_5$ ($TM = Ni, Cu, Si$) alaşımlarının mekaniksel özellikleri	151
4.3. Mekaniksel Alaşımlama İşlemi Sonuçları	153
4.3.1. $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımı	154
4.3.2. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ ($TM = Si, Ni, Nd$) alaşımları	161
4.3.3. $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$ alaşımı	175
4.3.4. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen metal tozların mikrosertlikleri	178
5. SONUÇLAR	180
KAYNAKLAR	182
EKLER	194
ÖZGEÇMİŞ	202

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa No

Şekil 1.1. Al-esaslı alaşımların mikroyapıları ve tensal mukavemetleri [2]	3
Şekil 2.1. Bir amorf alaşımların ideal bir DSC analizinde gözlenen faz dönüşüm sıcaklıkları; camı geçiş sıcaklığı (T_g), kristallenme sıcaklığı (T_x), erime sıcaklığı (T_m), pik sıcaklığı (T_p) ve liküdü sıcaklığı (T_l)	9
Şekil 2.2. Çok bileşenli alaşımlarda yüksek amorf oluşum kabiliyeti ve alaşımların kararlılığı için gösterilen mekanizma [25]	11
Şekil 2.3. Amorf alaşımların karakteristik DSC grafikleri [42]	12
Şekil 2.4. $Al_{85}Ni_5Y_4Co_2$ alaşımlarının (a) XRD grafiği ve (b) DSC grafiği [42]	13
Şekil 2.5. Mekaniksel alaşımlama sırasında elemental tozlarda meydana gelen değişimlerin şematik gösterimi [52]	14
Şekil 2.6. Partikül veya parçacık boyutu, tanecik boyutu ve kristalit boyutu terimlerinin birbiri ile karşılaştırması için verilen şema.....	15
Şekil 2.7. Al-Y-M, Al-La-M ve Al-Ce-M (M = Fe, Co, Ni, Cu) sistemlerinde amorf faz oluşumu için uygun olan kompozisyon aralıkları [7]	20
Şekil 2.8. (a) $Al_{90-x}Y_{10}M_x$, $Al_{90-x}La_{10}M_x$ ve $Al_{90-x}Ce_{10}M_x$ amorf alaşımlarında (M = Fe, Co, Ni, Cu) konsantrasyonuna karşın T_x ’deki değişim, (b) $Al_{90-x}Y_xM_{10}$, $Al_{90-x}La_xM_{10}$ ve $Al_{90-x}Ce_xM_{10}$ amorf alaşımlarında Y, La ve Ce konsantrasyonuna karşın T_x ’deki değişim [7]	20
Şekil 3.1. Çalışmada izlenen deneysel prosedür.....	23
Şekil 3.2. Normal katılaştırma ile üretilen külçe alaşımlar	27
Şekil 3.3. (a) Eriyik döndürme sisteminin şematik gösterimi (b) Edmund-Bühler marka eriyik döndürme sisteminin görünümü.....	28
Şekil 3.4. Aynı eriyik döndürme sisteminde üretilen farklı kompozisyonlara sahip şerit alaşımlar: (a) $(Al_{85}Y_8Co_7)_{98}Cu_2$ şerit alaşımı ve (b) $Al_{85}Y_5Co_5Ni_5$ şerit alaşımı	28
Şekil 3.5. (a) Fritsch Pulverisette-5 marka planeter tipi öğütücünün iç görüntüsü ve (b) öğütme haznesinin ve bilyelerin hareketinin şematik gösterimi.....	31
Şekil 3.6. Mekaniksel alaşımlama işleminde kullanılan (a) yüksek sertliğe sahip çelik havan ve (b) çeşitli boyutlardaki paslanmaz çelik bilyeler.....	32
Şekil 3.7. Standart numune kabı ve $Al_{85}Co_7Y_8$ amorf alaşımlarının XRD sonuçları.....	33
Şekil 3.8. Mekaniksel alaşımlama işleminde kullanılan elemental toz metallerin SEM görüntüleri; (a) Al, (b) Co, (c) Y, (d) Si, (e) Ni ve (f) Nd.....	34

Şekil 3.9. Uygulanan farklı ısıtma hızıyla gözlenen sıcaklığın değişimi	36
Şekil 3.10. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$ amorf alaşımının esneklik davranışı	37
Şekil 4.1. Normal katılaştırma ile üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_{15-x}\text{Y}_x$ ($x = 2, 5, 8, 10, 13$) alaşımların XRD grafiği: (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_{13}\text{Y}_2$, (b) $\text{Al}_{85}\text{Co}_{10}\text{Y}_5$, (c) $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$, (d) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_{10}$ ve (e) $\text{Al}_{85}\text{Co}_2\text{Y}_{13}$	40
Şekil 4.2. Normal katılaştırma ile üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımının SEM görüntüsü.....	41
Şekil 4.3. $\text{Al}_{85}\text{Co}_{15-x}\text{Y}_x$ ($x = 2, 5, 8, 10, 13$) alaşımlarında örgü parametresi değişimi	41
Şekil 4.4. Normal katılaştırma ile üretilen $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{TM}_2$ (TM = Si, Ni, Fe, Mn, Cu) alaşımların XRD grafiği: (a) $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Si}_2$, (b) $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$, (c) $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Fe}_2$, (d) $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Mn}_2$, (e) $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Cu}_2$ ve (f) $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Sn}_2$	43
Şekil 4.5. Normal katılaştırma ile üretilen (a) $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$, (b) $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Fe}_2$, (c) $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Mn}_2$ ve (d) $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Sn}_2$ alaşımların SEM görüntüleri.....	44
Şekil 4.6. Normal katılaştırma ile üretilen $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{TM}_2$ (TM = Si, Ni, Fe, Mn, Cu, Sn) alaşımların DTA grafiği: (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$, (b) $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Si}_2$, (c) $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$, (d) $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Fe}_2$, (e) $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Mn}_2$, (f) $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Cu}_2$ ve (g) $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Sn}_2$	45
Şekil 4.7. Normal katılaştırma ile üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{TM}_5$ (TM = Ni, Cu, Si) alaşımların XRD grafiği: (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$, (b) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ ve (c) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$	46
Şekil 4.8. Normal katılaştırma ile üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{TM}_5$ (TM = Ni, Cu, Si) alaşımların DTA grafiği: (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$, (b) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ ve (c) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$	47
Şekil 4.9. Hızlı katılaştırma ile üretilen Al-Co-Y şerit alaşımların XRD grafiği: (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_{13}\text{Y}_2$, (b) $\text{Al}_{85}\text{Co}_{10}\text{Y}_5$, (c) $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$, (d) $\text{Al}_{86}\text{Co}_7\text{Y}_7$, (e) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_{10}$ ve (f) $\text{Al}_{85}\text{Co}_2\text{Y}_{13}$	48
Şekil 4.10. Bu tez çalışması için belirlenen alaşım kompozisyonlarının Al-Co-Y üçlü faz diyagramındaki konumları.....	49
Şekil 4.11. Hızlı katılaştırma ile üretilen Al-Co-Y şerit alaşımların SEM görüntüleri: (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_{13}\text{Y}_2$, (b) $\text{Al}_{85}\text{Co}_{10}\text{Y}_5$, (c) $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$, (d) $\text{Al}_{86}\text{Co}_7\text{Y}_7$, (e) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_{10}$ ve (f) $\text{Al}_{85}\text{Co}_2\text{Y}_{13}$	50
Şekil 4.12. Hızlı katılaştırmayla üretilen Al-Co-Y şerit alaşımların DSC sonuçları: (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_{13}\text{Y}_2$, (b) $\text{Al}_{85}\text{Co}_{10}\text{Y}_5$, (c) $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$, (d) $\text{Al}_{86}\text{Co}_7\text{Y}_7$, (e) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_{10}$ ve (f) $\text{Al}_{85}\text{Co}_2\text{Y}_{13}$	51
Şekil 4.13. Hızlı katılaştırmayla üretilen Al-Co-Y şerit alaşımların DTA sonuçları: (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_{13}\text{Y}_2$, (b) $\text{Al}_{85}\text{Co}_{10}\text{Y}_5$, (c) $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$, (d) $\text{Al}_{86}\text{Co}_7\text{Y}_7$, (e) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_{10}$ ve (f) $\text{Al}_{85}\text{Co}_2\text{Y}_{13}$	52
Şekil 4.14. Hızlı katılaştırmayla üretilen amorf yapı $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımının camsı geçiş sıcaklığı T_g ve kristallenme sıcaklığını T_x gösteren DSC grafiği.....	52

Şekil 4.15. Al-Co-Y üçlü faz diyagramının 600 °C' deki durumu [92]	53
Şekil 4.16. Hızlı katılaştırma ile üretilen $Al_{85}Co_7Y_8$ şerit alaşımın 5-80 K/dak ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri	57
Şekil 4.17. $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımın kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklıkları (T_1 , T_2 , T_3) için çizilen (a) Kissinger, (b) Augis-Bennett ve (c) Ozawa doğruları.....	60
Şekil 4.18. $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımının farklı tavlama sıcaklıklarındaki izotermal DSC grafikleri	63
Şekil 4.19. Spesifik dönüşüm sürelerinin (t_b : başlangıç süresi, t_p : pik süresi ve t_s : bitiş süresi) belirlenmesi.....	63
Şekil 4.20. $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımının sıcaklık-zaman-dönüşüm, TTT diyagramı.....	64
Şekil 4.21. Kristallenme oranı ile farklı sıcaklıklardaki tavlama süresi arasındaki ilişki ...	66
Şekil 4.22. $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımının farklı tavlama sıcaklıklarındaki kristallenmeleri için çizilen JMA doğruları.....	66
Şekil 4.23. $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımının kristallenme sıcaklığı veya birinci pik sıcaklığı için Arrhenius denklemiyle elde edilen doğru grafiği	67
Şekil 4.24. $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımının Arrhenius denklemiyle elde edilen lokal aktivasyon enerjisi	68
Şekil 4.25. $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımının kristallenme oranına bağlı olarak aktivasyon enerjisi değişimi	68
Şekil 4.26. (a) $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımının 20 K/dak sürekli ısıtma ile elde edilen DSC grafiği, (b) 573-673 K aralığında uygulanan ısısal işlem öncesi ve sonrasındaki XRD grafikleri.....	70
Şekil 4.27. $Al_{85}Co_7Y_8$ şerit alaşımın farklı sıcaklıklarda ısısal işleminden sonraki DSC grafikleri	72
Şekil 4.28. $Al_{85}Co_7Y_8$ şerit alaşımın farklı sıcaklıklardaki ısısal işleminden sonra ölçülen mikrosertlik değişimi	73
Şekil 4.29. Hızlı katılaştırmayla üretilen Al-Co-Y-TM şerit alaşımların XRD sonuçları: (a) $Al_{85}Co_7Y_8$ ve $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$: (b) Si, (c) Ni, (d) Fe, (e) Mn, (f) Cu ve (g) Sn	75
Şekil 4.30. Hızlı katılaştırmayla üretilen Al-Co-Y-TM şerit alaşımların DSC sonuçları: (a) $Al_{85}Co_7Y_8$ ve $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$: (b) Si, (c) Ni, (d) Fe, (e) Mn, (f) Cu ve (g) Sn.....	78
Şekil 4.31. Hızlı katılaştırmayla üretilen Al-Co-Y-TM şerit alaşımların DTA sonuçları: (a) $Al_{85}Co_7Y_8$ ve $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$: (b) Si, (c) Ni, (d) Fe, (e) Mn, (f) Cu ve (g) Sn	78

Şekil 4.32. Hızlı katılaştırma ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımının 5-80 K/dak ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri	80
Şekil 4.33. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımının kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklıkları (T_1 , T_2) için çizilen (a) Kissinger, (b) Augis-Bennett ve (c) Ozawa doğruları.....	82
Şekil 4.34. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımının farklı tavlama sıcaklıklarındaki izotermal DSC grafikleri	83
Şekil 4.35. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımının kristallenme oranı ile farklı sıcaklıklardaki tavlama süresi arasındaki ilişki.....	85
Şekil 4.36. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımının farklı tavlama sıcaklıklarındaki kristallenmeleri için çizilen JMA doğruları.....	85
Şekil 4.36. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımının kristallenme sıcaklığı veya birinci pik sıcaklığı için Arrhenius denklemiyle elde edilen doğru grafiği	86
Şekil 4.37. (a) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımının 20 K/dak sürekli ısıtma hızında elde edilen DSC grafiği, (b) 573-723 K aralığında uygulanan ısısal işlem öncesi ve sonrasındaki XRD grafikleri.....	88
Şekil 4.38. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ şerit alaşımının farklı sıcaklıklarda ısısal işleminden sonraki DSC grafikleri.....	89
Şekil 4.39. Hızlı katılaştırma ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ alaşımının 5-80 K/dak ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri	90
Şekil 4.40. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ alaşımının kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklıkları (T_1 , T_2) için çizilen (a) Kissinger, (b) Augis-Bennett ve (c) Ozawa doğruları.....	92
Şekil 4.41. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ alaşımının farklı tavlama sıcaklıklarındaki izotermal DSC grafikleri	93
Şekil 4.42. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ alaşımının kristallenme oranı ile farklı sıcaklıklardaki tavlama süresi arasındaki ilişki.....	94
Şekil 4.43. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ alaşımının farklı tavlama sıcaklıklarındaki kristallenmeleri için çizilen JMA doğruları.....	94
Şekil 4.44. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ alaşımının kristallenme sıcaklığı veya birinci pik sıcaklığı için Arrhenius denklemiyle elde edilen doğru grafiği	95
Şekil 4.45. (a) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ alaşımının 20 K/dak sürekli ısıtma hızında elde edilen DSC grafiği, (b) 573-723 K aralığında uygulanan ısısal işlem öncesi ve sonrasındaki XRD grafikleri.....	97
Şekil 4.46. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ şerit alaşımının farklı sıcaklıklarda ısısal işleminden sonraki DSC grafikleri	98
Şekil 4.47. Hızlı katılaştırma ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Fe_2$ alaşımının 5-80 K/dak ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri	99

Şekil 4.48. (Al ₈₅ Co ₇ Y ₈) ₉₈ Fe ₂ alaşımanın kristallenme sıcaklığı (T _x) ve pik sıcaklıkları (T ₁ , T ₂) için çizilen (a) Kissinger, (b) Augis-Bennett ve (c) Ozawa doğruları.....	101
Şekil 4.49. (Al ₈₅ Co ₇ Y ₈) ₉₈ Fe ₂ alaşımasının farklı tavlama sıcaklıklarındaki izotermal DSC grafikleri	102
Şekil 4.50. (Al ₈₅ Co ₇ Y ₈) ₉₈ Fe ₂ alaşımasının kristallenme oranı ile farklı sıcaklıklardaki tavlama süresi arasındaki ilişki.....	103
Şekil 4.51. (Al ₈₅ Co ₇ Y ₈) ₉₈ Fe ₂ alaşımasının farklı tavlama sıcaklıklarındaki kristallenmeleri için çizilen JMA doğruları.....	103
Şekil 4.52. (a) (Al ₈₅ Co ₇ Y ₈) ₉₈ Fe ₂ alaşımasının 20 K/dak sürekli ısıtma hızında elde edilen DSC grafiği, (b) 623-723 K aralığında uygulanan ısısal işlem öncesi ve sonrasındaki XRD grafikleri.....	105
Şekil 4.53. Hızlı katılaştırma ile üretilen (Al ₈₅ Co ₇ Y ₈) ₉₈ Mn ₂ alaşımasının 5-80 K/dak ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri	106
Şekil 4.54. (Al ₈₅ Co ₇ Y ₈) ₉₈ Mn ₂ alaşımasının kristallenme sıcaklığı (T _x) ve pik sıcaklıkları (T ₁ , T ₂) için çizilen (a) Kissinger, (b) Augis-Bennett ve (c) Ozawa doğruları.....	108
Şekil 4.55. (Al ₈₅ Co ₇ Y ₈) ₉₈ Mn ₂ alaşımasının farklı tavlama sıcaklıklarındaki izotermal DSC grafikleri	109
Şekil 4.56. (Al ₈₅ Co ₇ Y ₈) ₉₈ Mn ₂ alaşımasının kristallenme oranı ile farklı sıcaklıklardaki tavlama süresi arasındaki ilişki.....	110
Şekil 4.57. (Al ₈₅ Co ₇ Y ₈) ₉₈ Mn ₂ alaşımasının farklı tavlama sıcaklıklarındaki kristallenmeleri için çizilen JMA doğruları.....	110
Şekil 4.58. (Al ₈₅ Co ₇ Y ₈) ₉₈ Mn ₂ alaşımasının kristallenme sıcaklığı veya birinci pik sıcaklığı için Arrhenius denklemiyle elde edilen doğru grafiği	111
Şekil 4.59. (a) (Al ₈₅ Co ₇ Y ₈) ₉₈ Mn ₂ alaşımasının 20 K/dak sürekli ısıtma hızında elde edilen DSC grafiği, (b) 636-723 K aralığında uygulanan ısısal işlem öncesi ve sonrasındaki XRD grafikleri.....	112
Şekil 4.60. Hızlı katılaştırma ile üretilen (Al ₈₅ Co ₇ Y ₈) ₉₈ Cu ₂ alaşımasının 5-80 K/dak ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri	113
Şekil 4.61. (Al ₈₅ Co ₇ Y ₈) ₉₈ Cu ₂ alaşımın kristallenme sıcaklığı (T _x) ve pik sıcaklıkları (T ₁ , T ₂ , T ₃) için çizilen (a) Kissinger, (b) Augis-Bennett ve (c) Ozawa doğruları....	115
Şekil 4.62. (Al ₈₅ Co ₇ Y ₈) ₉₈ Cu ₂ alaşımasının farklı tavlama sıcaklıklarındaki izotermal DSC grafikleri	116
Şekil 4.63. (Al ₈₅ Co ₇ Y ₈) ₉₈ Cu ₂ alaşımasının kristallenme oranı ile farklı sıcaklıklardaki tavlama süresi arasındaki ilişki.....	117
Şekil 4.64. (Al ₈₅ Co ₇ Y ₈) ₉₈ Cu ₂ alaşımasının farklı tavlama sıcaklıklarındaki kristallenmeleri için çizilen JMA doğruları.....	117

Şekil 4.65. (a) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Cu_2$ alaşımasının 20 K/dak sürekli ısıtma hızında elde edilen DSC grafiği, (b) 573-673 K aralığında uygulanan ısısal işlem öncesi ve sonrasındaki XRD grafikleri.....	119
Şekil 4.66. Hızlı katılaştırma ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$ alaşımasının 5-80 K/dak ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri	120
Şekil 4.67. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$ alaşımasının kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklıkları (T_1 , T_2) için çizilen (a) Kissinger, (b) Augis-Bennett ve (c) Ozawa doğruları.....	122
Şekil 4.68. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$ alaşımasının farklı tavlama sıcaklıklarındaki izotermal DSC grafikleri	123
Şekil 4.69. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$ alaşımasının kristallenme oranı ile farklı sıcaklıklardaki tavlama süresi arasındaki ilişki.....	124
Şekil 4.70. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$ alaşımasının farklı tavlama sıcaklıklarındaki kristallenmeleri için çizilen JMA doğruları.....	124
Şekil 4.71. (a) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$ alaşımasının 20 K/dak sürekli ısıtma hızında elde edilen DSC grafiği, (b) 560-673 K aralığında uygulanan ısısal işlem öncesi ve sonrasındaki XRD grafikleri.....	126
Şekil 4.72. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$ şerit alaşımın farklı sıcaklıklarda ısısal işleminden sonraki DSC grafikleri.....	126
Şekil 4.73. Hızlı katılaştırmayla üretilen $Al_{85}Co_5Y_5TM_5$ şerit alaşımların XRD sonuçları: (a) $Al_{85}Co_5Y_5Ni_5$, (b) $Al_{85}Co_5Y_5Cu_5$ ve (c) $Al_{85}Co_5Y_5Si_5$	128
Şekil 4.74. Hızlı katılaştırmayla üretilen $Al_{85}Co_5Y_5TM_5$ şerit alaşımların DSC sonuçları: (a) $Al_{85}Co_5Y_5Ni_5$, (b) $Al_{85}Co_5Y_5Cu_5$ ve (c) $Al_{85}Co_5Y_5Si_5$	128
Şekil 4.75. Hızlı katılaştırmayla üretilen $Al_{85}Co_5Y_5TM_5$ şerit alaşımların DTA sonuçları: (a) $Al_{85}Co_5Y_5Ni_5$, (b) $Al_{85}Co_5Y_5Cu_5$ ve (c) $Al_{85}Co_5Y_5Si_5$	129
Şekil 4.76. Hızlı katılaştırma ile üretilen $Al_{85}Co_5Y_5Ni_5$ alaşımasının 5-80 K/dak ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri	130
Şekil 4.77. $Al_{85}Co_5Y_5Ni_5$ alaşımasının kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklıkları (T_1 , T_2 , T_3) için çizilen (a) Kissinger, (b) Augis-Bennett ve (c) Ozawa doğruları....	132
Şekil 4.78. $Al_{85}Co_5Y_5Ni_5$ alaşımasının farklı tavlama sıcaklıklarındaki izotermal DSC grafikleri	134
Şekil 4.79. $Al_{85}Co_5Y_5Ni_5$ alaşımasının kristallenme oranı ile farklı sıcaklıklardaki tavlama süresi arasındaki ilişki.....	134
Şekil 4.80. $Al_{85}Co_5Y_5Ni_5$ alaşımasının farklı tavlama sıcaklıklarındaki kristallenmeleri için çizilen JMA doğruları.....	135
Şekil 4.81. $Al_{85}Co_5Y_5Ni_5$ alaşımasının kristallenme sıcaklığı veya birinci pik sıcaklığı için Arrhenius denklemiyle elde edilen doğru grafiği	136

Şekil 4.82. (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$ alaşımasının 20 K/dak sürekli ısıtma hızında elde edilen DSC grafiği, (b) 473-723 K aralığında uygulanan ısısal işlem öncesi ve sonrasındaki XRD grafikleri.....	137
Şekil 4.83. Hızlı katılaştırma ile üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ alaşımasının 5-80 K/dak ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri	138
Şekil 4.84. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ alaşımasının pik sıcaklıkları (T_1 , T_2 , T_3) için çizilen (a) Kissinger, (b) Augis-Bennett ve (c) Ozawa doğruları	140
Şekil 4.85. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ alaşımasının farklı tavlama sıcaklıklarındaki izotermal DSC grafikleri	142
Şekil 4.86. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ alaşımasının kristallenme oranı ile farklı sıcaklıklardaki tavlama süresi arasındaki ilişki.....	142
Şekil 4.87. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ alaşımasının farklı tavlama sıcaklıklarındaki kristallenmeleri için çizilen JMA doğruları.....	143
Şekil 4.88. (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ alaşımasının 20 K/dak sürekli ısıtma hızında elde edilen DSC grafiği, (b) 463-743 K aralığında uygulanan ısısal işlem öncesi ve sonrasındaki XRD grafikleri.....	145
Şekil 4.89. 460 K' de çeşitli sürelerde ısısal işleme tabi tutulan $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8\text{Cu}_5$ şerit alaşımasının DSC grafiği	146
Şekil 4.90. 460 K' de ısısal işlem süresine bağlı olarak fcc-Al fazının oranı	146
Şekil 4.91. Hızlı katılaştırma ile üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$ alaşımasının 5-80 K/dak ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri	147
Şekil 4.92. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$ alaşımasının kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklığı (T_1) için çizilen (a) Kissinger, (b) Augis-Bennett ve (c) Ozawa doğruları	149
Şekil 4.93. (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$ alaşımasının 20 K/dak sürekli ısıtma hızında elde edilen DSC grafiği, (b) 523-723 K aralığında uygulanan ısısal işlem öncesi ve sonrasındaki XRD grafikleri.....	151
Şekil 4.94. (a) $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{TM}_2$ (TM = Ni, Cu, Si) ve (b) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{TM}_5$ (TM = Ni, Cu, Si) şerit alaşımlarının farklı sıcaklıklardaki ısısal işleminden sonra ölçülen mikrosertlik değişimleri	153
Şekil 4.95. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ (A1) alaşımasının XRD grafiği	156
Şekil 4.96. Mekaniksel öğütme ile üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ (A2) alaşımasının XRD grafiği	156
Şekil 4.97. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ (A3) alaşımasının XRD grafiği	157
Şekil 4.98. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ (A4) alaşımasının XRD grafiği	157
Şekil 4.99. $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımasının farklı öğütme zamanlarından sonraki SEM görüntüleri; (a) 0 saat, (b) 5 saat, (c) 50 saat, (d) 90 saat, (e) 210 saat ve (f) 300 saat	159

Şekil 4.100. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $Al_{85}Co_7Y_8$ alaışımının DTA grafiği	160
Şekil 4.101. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaışımının XRD grafiği	161
Şekil 4.102. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ alaışımının XRD grafiği	162
Şekil 4.103. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Nd_2$ alaışımının XRD grafiği	163
Şekil 4.105. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaışımının farklı öğütme zamanlarından sonraki SEM görüntüleri; (a) 20 saat, (b) 90 saat, (c) 240 saat, (d) 390 saat ve (e) 500 saat.....	165
Şekil 4.106. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ alaışımının farklı öğütme zamanlarından sonraki SEM görüntüleri; (a) 20 saat, (b) 90 saat, (c) 240 saat, (d) 390 saat ve (e) 500 saat.....	166
Şekil 4.107. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Nd_2$ alaışımının farklı öğütme zamanlarından sonraki SEM görüntüleri; (a) 20 saat, (b) 90 saat, (c) 140 saat, (d) 240 saat, (e) 390 saat ve (f) 500 saat	167
Şekil 4.108. Williamson-Hall formülünden yararlanılarak çizilen $\beta\cos\theta - \sin\theta$ grafiği ...	168
Şekil 4.109. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $Al_{85}Co_7Y_8$ alaışımının artan öğütme süresiyle birlikte kristalit boyutu ve örgü gerinimindeki değişim.....	170
Şekil 4.110. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaışımının artan öğütme süresiyle birlikte kristalit boyutu ve örgü gerinimindeki değişim.....	170
Şekil 4.111. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ alaışımının artan öğütme süresiyle birlikte kristalit boyutu ve örgü gerinimindeki değişim.....	171
Şekil 4.112. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Nd_2$ alaışımının artan öğütme süresiyle birlikte kristalit boyutu ve örgü gerinimindeki değişim.....	171
Şekil 4.113. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ (TM = Si, Ni, Nd) alaşımlarının artan öğütme süresiyle birlikte örgü parametrelerindeki değişim	173
Şekil 4.114. Mekaniksel alaşımlama işlemi süresince faz dönüşümlerini gösteren şema.	173
Şekil 4.115. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaışımının DTA grafiği	174
Şekil 4.116. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$ alaışımının XRD grafiği.	176
Şekil 4.117. $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$ alaışımının farklı öğütme zamanlarından sonraki SEM görüntüleri; (a) 20 saat, (b) 90 saat, (c) 290 saat, (d) 390 saat ve (e) 500 saat.....	177
Şekil 4.118. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$ alaışımının DTA grafiği.	178
Şekil 4.119. Mekaniksel öğütme ile üretilen toz alaşımların Vickers mikrosertlik değerleri; (a) $Al_{85}Co_7Y_8$, (b) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$, (c) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$, (d) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Nd_2$ ve (e) $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$	179

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa No

Çizelge 1.1. Amorf alaşım için çözücü element olarak kullanımı seçilen bazı metallerin karşılaştırılması. Bu değerler, en ucuz formda ve minimum saflık için seçilmiştir [10].....	4
Çizelge 2.1. Amorf olarak elde edilebilen alaşım grupları [16]	7
Çizelge 2.2. Amorf ve nanokristal alaşımların temel özellikleri ve uygulama alanları [19, 20]	8
Çizelge 2.3. Amorf alaşımdaki karakteristik sıcaklıklar esas alınarak üretilen GFA parametreleri	10
Çizelge 2.4. Al-Ni-Y ve Al-Co-Y şerit alaşımlarının termal özellikleri [67].....	21
Çizelge 2.5. Al- esaslı bazı amorf alaşımların tensal mukavemetleri σ ve yüzey sertlik değerleri H_v [70, 71]	22
Çizelge 3.1. Mekaniksel alaşımlama tekniğinde kullanılan elemental tozlara ait bazı bilgiler.....	24
Çizelge 3.2. Çalışılan alaşımlara ait elementlerin bazı fiziksel özellikleri.....	25
Çizelge 3.3. Üretilen alaşımlara ait bilgiler	26
Çizelge 3.4. Hızlı katılaştırmayla üretilen şerit alaşımlara ait bazı bilgiler	29
Çizelge 3.5. Mekaniksel alaşımlama işleminde uygulanan parametreler.....	31
Çizelge 3.6. Farklı ısıtma hızlarıyla birlikte In elementinin erimeye başladığı sıcaklığın değişimi ve $Al_{85}Co_7Y_8$ amorf alaşımının kristallenme sıcaklığın değişimi	35
Çizelge 4.1. $Al_{85}Co_{15-x}Y_x$ ($x = 2, 5, 8, 10, 13$) alaşımlarında görülen kristal fazlara ait bilgiler.....	40
Çizelge 4.2. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ ($TM = Si, Ni, Fe, Mn, Cu, Sn$) alaşımlarında görülen kristal fazlara ait bilgiler.....	43
Çizelge 4.3. $Al_{85}Co_5Y_5TM_5$ ($TM = Ni, Cu, Si$) alaşımlarında görülen kristal fazlara ait bilgiler.....	46
Çizelge 4.4. Hızlı katılaştırma ile üretilen Al-Co-Y şerit alaşımların EDS yöntemi ile ölçülen kompozisyon oranlarının karşılaştırılması.....	48
Çizelge 4.5. Hızlı katılaştırmayla üretilen Al-Co-Y şerit alaşımların termal özellikleri.....	55
Çizelge 4.6. $Al_{85}Co_7Y_8$ şerit alaşımın farklı ısıtma hızlarında (β) elde edilen kristallenme sıcaklıkları (T_x) ve üç ekzotermik reaksiyon için görülen pik sıcaklıkları (T_1, T_2, T_3)57	57

Çizelge 4.7. $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımasının farklı metotlarla hesaplanan aktivasyon enerjileri	60
Çizelge 4.8. $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımasının farklı tavlama sıcaklıkları (T) için belirlenen dönüşüm süreleri	64
Çizelge 4.9. $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımasının izotermal kinetik parametreler	67
Çizelge 4.10. Farklı elementlerin karışım entalpisi değerleri ve birbirleri arasındaki % atomik yarıçap farkları.....	74
Çizelge 4.11. Hızlı katılaştırmayla üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ ve $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{TM}_2$ (TM = Si, Ni, Fe, Mn, Cu, Sn) şerit alaşımların termal özellikleri	79
Çizelge 4.12. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Si}_2$ alaşımın farklı ısıtma hızlarında (β) elde edilen kristallenme sıcaklığı (T_x) ve ekzotermik pik sıcaklıkları (T_1, T_2).....	80
Çizelge 4.13. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Si}_2$ alaşımasının farklı metotlarla hesaplanan aktivasyon enerjileri.....	83
Çizelge 4.14. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Si}_2$ alaşımasının izotermal kinetik parametreleri.....	86
Çizelge 4.15. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$ alaşımasının farklı ısıtma hızlarında (β) elde edilen kristallenme sıcaklığı (T_x) ve ekzotermik pik sıcaklıkları (T_1, T_2).....	90
Çizelge 4.16. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$ alaşımasının farklı metotlarla hesaplanan aktivasyon enerjileri.....	92
Çizelge 4.17. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$ alaşımasının izotermal kinetik parametreleri	95
Çizelge 4.18. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Fe}_2$ alaşımın farklı ısıtma hızlarında (β) elde edilen kristallenme sıcaklığı (T_x) ve ekzotermik pik sıcaklıkları (T_1, T_2).....	99
Çizelge 4.19. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Fe}_2$ alaşımasının farklı metotlarla hesaplanan aktivasyon enerjileri.....	101
Çizelge 4.20. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Fe}_2$ alaşımasının izotermal kinetik parametreleri	104
Çizelge 4.21. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Mn}_2$ alaşımasının farklı ısıtma hızlarında (β) elde edilen kristallenme sıcaklığı (T_x) ve ekzotermik pik sıcaklıkları (T_1, T_2).....	106
Çizelge 4.22. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Mn}_2$ alaşımasının farklı metotlarla hesaplanan aktivasyon enerjileri.....	108
Çizelge 4.23. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Mn}_2$ alaşımasının izotermal kinetik parametreleri.....	111
Çizelge 4.24. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Cu}_2$ şerit alaşımın farklı ısıtma hızlarında (β) elde edilen kristallenme sıcaklıkları (T_x) ve ekzotermik pik sıcaklıkları (T_1, T_2, T_3).....	114
Çizelge 4.25. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Cu}_2$ alaşımasının farklı metotlarla hesaplanan aktivasyon enerjileri.....	116
Çizelge 4.26. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Cu}_2$ alaşımasının izotermal kinetik parametreleri.....	118

Çizelge 4.27. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$ alaşımın farklı ısıtma hızlarında (β) elde edilen kristallenme sıcaklığı (T_x) ve ekzotermik pik sıcaklıkları (T_1, T_2).....	121
Çizelge 4.28. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$ alaşımının farklı metotlarla hesaplanan aktivasyon enerjileri.....	123
Çizelge 4.29. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$ alaşımının izotermal kinetik parametreleri	125
Çizelge 4.30. Hızlı katılaştırmayla üretilen $Al_{85}Co_5Y_5TM_5$ (TM = Ni, Cu, Si) şerit alaşımların termal özellikleri	129
Çizelge 4.32. $Al_{85}Co_5Y_5Ni_5$ alaşımın farklı ısıtma hızlarında (β) elde edilen kristallenme sıcaklığı (T_x) ve ekzotermik pik sıcaklıkları (T_1, T_2, T_3).....	131
Çizelge 4.31. $Al_{85}Co_5Y_5Ni_5$ alaşımının farklı metotlarla hesaplanan aktivasyon enerjileri.....	133
Çizelge 4.32. $Al_{85}Co_7Y_8Ni_5$ alaşımının izotermal kinetik parametreleri	135
Çizelge 4.33. $Al_{85}Co_5Y_5Cu_5$ alaşımın farklı ısıtma hızlarında (β) elde edilen ekzotermik pik sıcaklıkları (T_1, T_2, T_3)	139
Çizelge 4.34. $Al_{85}Co_5Y_5Cu_5$ alaşımının farklı metotlarla hesaplanan aktivasyon enerjileri.....	141
Çizelge 4.35. $Al_{85}Co_7Y_8Cu_5$ alaşımının izotermal kinetik parametreleri.....	143
Çizelge 4.36. $Al_{85}Co_5Y_5Si_5$ alaşımın farklı ısıtma hızlarında (β) elde edilen kristallenme sıcaklığı (T_x) ve ekzotermik pik sıcaklığı (T_1)	148
Çizelge 4.37. $Al_{85}Co_5Y_5Si_5$ alaşımının farklı metotlarla hesaplanan aktivasyon enerjileri.....	150
Çizelge 4.38. Çeşitli başlangıç toz metallerinin mikrosertlik listesi	178

EK ŞEKİLLER DİZİNİ

	Sayfa No
Ek Şekil 1. Al-Co faz diyagramı [137].....	194
Ek Şekil 2. Al-Y faz diyagramı [137].....	195
Ek Şekil 3. Al-Si faz diyagramı [137]	196
Ek Şekil 4. Al-Ni faz diyagramı [137]	197
Ek Şekil 5. Al-Fe faz diyagramı [137]	198
Ek Şekil 6. Al-Mn faz diyagramı [137].....	199
Ek Şekil 7. Al-Cu faz diyagramı [137].....	200
Ek Şekil 8. Al-Sn faz diyagramı [137]	201

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

$\text{\AA}$	:	Angström
a	:	Örgü parametresi
β	:	Isıtma oranı
σ	:	Kopma gerilimi
at. %	:	Atomik yüzde
E_a	:	Aktivasyon enerjisi
ε	:	Örgü gerinimi
$^{\circ}\text{C}$	:	Santigrat derece
T_g	:	Camsı geçiş sıcaklığı
T_l	:	Liküdü sıcaklığı
T_m	:	Erime sıcaklığı
T_p	:	Pik sıcaklığı
T_{rg}	:	İndirgenmiş camsı geçiş sıcaklığı
T_x	:	Kristallenme sıcaklığı
τ	:	Kuluçka süresi
2θ	:	X-ışını kırınım açısı
λ	:	Dalgaboyu
ΔH	:	Entalpi
ΔT_x	:	Aşırı soğutulmuş sıvı bölgesi
V_f	:	Kristal faz oranı
Al	:	Alüminyum
Ar	:	Argon
Co	:	Kobalt
Cu	:	Bakır
Fe	:	Demir

Mn	:	Mangan
Ni	:	Nikel
Nd	:	Neodyum
Si	:	Silisyum
Sn	:	Kalay
Y	:	Yitrium
Hv	:	Vickers mikrosertlik
dak	:	Dakika
gr	:	Gram
hkl	:	Miller indisleri
kg	:	Kilogram
m	:	Metre
mm	:	Milimetre
µm	:	Mikrometre
n	:	Avrami sabiti
nm	:	Nanometre
s	:	Saniye
D	:	Parçacık veya kristalit boyutu
R	:	Gaz sabiti (8.314 J/molK)
K	:	Kelvin
N	:	Newton
T	:	Sıcaklık
X	:	Kristallenme oranı
MPa	:	Megapascal
RS	:	Hızlı katılaştırma
BCC	:	Cisim merkezli kübik yapı
FCC	:	Yüzey merkezli kübik yapı

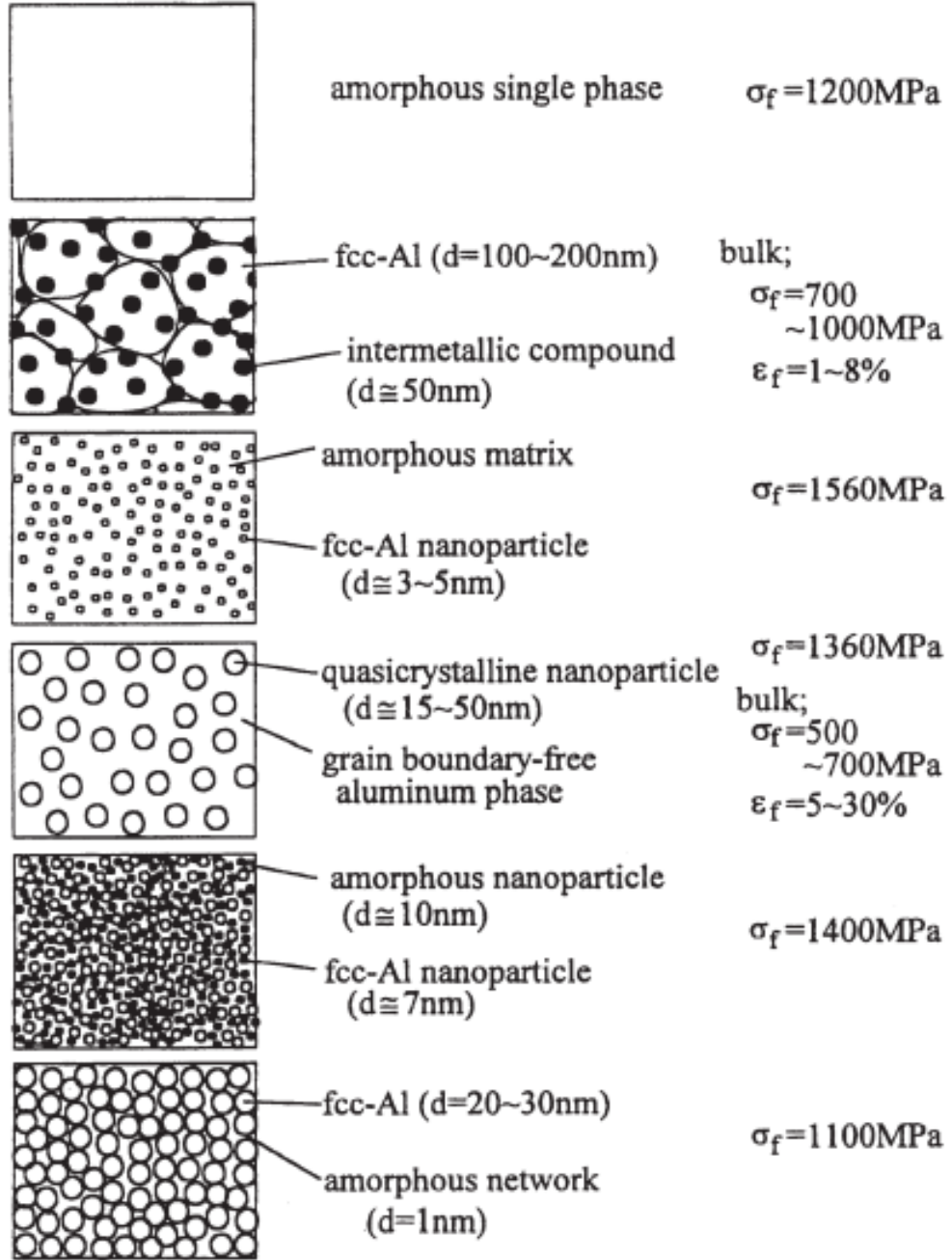
CS	:	Normal katılaştırma
GFA	:	Amorf oluşum kabiliyeti
DSC	:	Diferansiyel taramalı kalorimetre
DTA	:	Diferansiyel termal analiz
EDS	:	Enerji dağılım spektroskopisi
JMA	:	Johnson-Mehl-Avrami
MA	:	Mekaniksel alaşımlama
SEM	:	Taramalı elektron mikroskobu
TEM	:	Geçirimli elektron mikroskobu
TM	:	Geçiş metalleri
TTT	:	Sıcaklık-zaman-dönüşüm
XRD	:	X-ışını difraksiyonu

1. GİRİŞ

Nanoyapılı metalik alaşımlar, aynı zamanda nanofazlı malzemeler veya nanokristal alaşımlar olarak da adlandırılır. Bu malzemeler, kristal boyutu 100 nm' nin altında tek-fazlı ya da çok-fazlı polikristallerden meydana gelen malzemelerdir. Bu malzeme içerisinde oluşan yapının boyutunun küçük olması ve malzeme boyunca homojen bir şekilde dağılması, malzemenin özelliklerini önemli ölçüde değiştirmektedir. Malzeme içinde homojen olarak dağılan nanoboyutlu kristaller, bu malzemeye uygulanan zora karşı önemli bir direnç oluşturur. Bu nedenle nanokristal malzemelerin fiziksel ve kimyasal özellikleri, aynı kompozisyondaki polikristal malzemelerin özelliklerinden farklı ve çoğu zaman daha üstündür [1-4]. Bu malzemeler, yüksek sıcaklıklarda son derece sert ve sünekler. Aynı zamanda aşınma ve korozyona karşı da dayanıklıdırlar. Kristal tane boyutu azalarak nanoboyutlar mertebelerine ulaşıldığında bu tür malzemelerin sertlik özelliklerinde çok büyük ölçüde iyileşmeler olduğu bilinmektedir. Ayrıca, iyi manyetiksel ve elektriksel özellikler göstermesi bu malzemelere olan talebin artmasına neden olmuştur. Güvenlik açısından malzeme seçiminin önemli olduğu uzay araçlarının ve uçakların yapımında çok hafif, sert ve dayanıklı malzemeler gerekmektedir. Bu yüzden nanoyapılı malzemeler, son yıllarda elektronik, savunma, havacılık ve uzay sanayinin yanı sıra birçok sektörde çok geniş uygulama alanları bulmaya başlamış olup ve beraberinde bu alandaki araştırma ve geliştirme faaliyetlerinde, bilim ve teknolojiye önemli gelişmeler sağlamaktadırlar [5].

Nanokristal malzemeleri birçok farklı teknikle üretmek mümkündür. Bu tekniklerden çoğu, nanokristal yapının oluşumu için iki yol önermektedir. Bunlar: tek bir yöntemle doğrudan ya da bir amorf alaşımın kontrollü kristallendirilmesiyle dolaylı olarak yapılan yöntemlerdir. Nanokristal malzemelerin doğrudan üretilmesinde genel olarak iki temel yaklaşım kullanılmaktadır. Bunlar; (i) Aşağıdan-yukarıya (bottom-up) yaklaşımı ve (ii) yukarıdan-aşağıya (top-down) yaklaşımı olarak sınıflandırılır. Aşağıdan-yukarıya yaklaşımı, küçük yapı taşlarının kümeleşmesiyle başlayıp daha büyük bir ürün oluşması olarak tanımlanır. Bu yaklaşıma, kimyasal buhar yoğunlaşması ve lazer biriktirme teknikleri örnek verilebilir. Yukarıdan-aşağıya yaklaşımı ise büyük bir başlangıç maddesinden kontrollü olarak daha küçük yapıların oluşturulmasıdır. Bu yaklaşıma verilebilecek ilk örnek ise mekaniksel alaşımlama tekniğidir. Mekaniksel alaşımlama tekniği, genellikle homojen dağılımlı ısıtıl veya kimyasal işlemlere başvurmada gerçekleştirilen bir katıhal reaksiyonudur. Bu teknikte alaşımın oluşum süreci kolayca

kontrol edilebildiği için istenilen mikroyapıya sahip malzeme üretmek mümkün olmaktadır. Aynı zamanda bu teknikle, erime sıcaklıkları birbirinden oldukça farklı olan alaşımların homojen olarak karışma ve yüksek çözünübilirlik sınırına ulaşılabilme zorluklarının üstesinden gelinebildiği gibi, diğer tekniklerle elde edilmesi zor olan bazı amorf, nanokristal ve kuazikristal alaşımlar bu teknikle üretilmektedir [1, 6]. Her şeyden önemlisi mekaniksel alaşımlama tekniği, endüstriyel ölçeklerde kullanılabilir bir yöntemdir. Bu teknik kullanılarak üretilen nanokristal alaşımlar jeneratörler, motorlar, güç dönüştürücüler ve sensörleri gibi çeşitli aletlerde kullanılmaktadır. Nanokristal yapıyı oluşturmada kullanılan diğer bir yöntem ise, bir amorf alaşımın kontrollü olarak kristallendirilmesidir. Bir alaşım, hızlı katılaştırma tekniği ile amorf yapıda elde edildikten sonra değişik işlemlere tabi tutularak nanokristal yapıya dönüştürülebilir. Bu işlemlerde en sık kullanılan yöntem ise ısısal işlemdir. Ancak, elde edilmesi istenen yapının özelliklerini koruyabilmesi için sıcaklığın ve ısısal işlem süresinin çok iyi kontrol edilmesi gereklidir. Bazı durumlarda ısısal işlem sonucu nanokristallerin özelliklerini kaybettiği gözlenmiştir. Oluşan nanokristal yapıdaki bir malzemenin bazı özelliklerinin kristal yapıdaki alaşımlara ve amorf metallere oranla daha iyi olduğu rapor edilmiştir [2, 7, 8]. Örneğin, Şekil 1.1’ de Al-esaslı amorf ve nanokristal alaşımların mikroyapıları ve bunun karşısında tensal mukavemetleri verilmiştir. Şekil 1.1’ de görüldüğü üzere, amorf yapı içerisine dağılmış nanoparçacıklardan oluşan alaşımların mukavemet değerleri, diğer alaşımlara oranla daha yüksektir. Ayrıca nanokristal malzemelerin yapısına az miktarda başka elementler eklenerek dayanıklılıklarında % 100’ e varan bir artış elde edilebilmektedir. Mikroyapıları bilinen kristallerden farklı olan bu alaşımların keşfi malzeme biliminde yeni bir alanın doğmasına neden olmuş ve bu konuda pek çok araştırma yapılmıştır. Bunun yanı sıra, günümüze kadar birçok amorf alaşım sistemini geliştirmedeki bir problem de, çözücü (solvent) malzeme olarak nispeten pahalı metallerin kullanılmasıdır. Çizelge 1.1’ de bu metallerden bazıları sıralanmıştır. Bu durum, bu tür alaşımların ticari boyutta kullanımını sınırlamaktadır ve birçok araştırmacı daha ucuz elementlerce zengin olan amorf alaşımları çalışmaya yönelmiştir [9]. Çizelge 1.1’ den açıkça görüldüğü üzere Mg, Cu, Fe ve Al metalleri diğer metallere göre daha ucuz olduğundan bu elementleri içeren amorf alaşım sistemlerini geliştirmek oldukça önemli ve aynı zamanda ilgi çekicidir. Ayrıca yüksek saflıktaki metallerin kullanılması, dolayısıyla yüksek vakum şartları gibi pratikte elde edilmesi zor koşullar nedeni ile hem üretim hem de ticarileştirme sıkıntıları ortaya çıkmaktadır.



Şekil 1.1. Al-esaslı alaşımların mikroyapıları ve tensal mukavemetleri [2]

Çizelge 1.1. Amorf alaşım için çözücü element olarak kullanımı seçilen bazı metallerin karşılaştırılması. Bu değerler, en ucuz formda ve minimum saflık için seçilmiştir [10]

Element	Fiyat (€/kg)	Form	% saflık
Paladyum (Pd)	55.080,00	granül	99.95
Neodyum (Nd)	8.008,00	Ø12.7mm, çubuk	99.5
Lantanyum (La)	3.530,00	parçacık	99.9
Zirkonyum (Zr)	1.590,00	küçük parçacık	99.8
Titanyum (Ti)	1.300,00	granül	99.9
Magnezyum (Mg)	179,00	granül	99.8
Bakır (Cu)	83,80	yuvarlak parçacık	99.9
Demir (Fe)	82,40	Parçacık	99.9
Alüminyum (Al)	73,20	granül	99.99

Bu tez çalışması için Al-esaslı alaşım sistemi seçilmiştir. Çünkü; Al alaşımları, yüksek mukavemete sahip olması, spesifik ağırlıklarının düşük olması, korozyona karşı direncinin yüksek olması, çok kolay şekil alabilmesi, ısısal iletkenliğinin yüksek olması ve fiyatlarının düşük olması gibi özelliklerinden dolayı mutfak eşyasından otomotiv endüstrisine kadar geniş bir kullanım alanına sahiptir. Diğer birçok metal gibi saf Al yumuşaktır ve bu nedenle geleneksel kristal alaşımlar için kullanılan çeşitli mekanizmalar ile özellikleri iyileştirilmeye çalışılmaktadır. Ancak, geleneksel mekanizmalarla yapılan işlemler bu alaşımların oda sıcaklığında maksimum tensal mukavemetini $\sigma = 500-600$ MPa' a kadar çıkarabilmektedir. Buna karşın çok daha yüksek mukavemet değerleri amorf yapıli alaşımlarda elde edilmiştir. Yapılan çalışmalar sonucunda birçok ikili, üçlü ve çok bileşenli alaşım sistemleri amorf yapıda elde edilmiş olup, yapısal ve fiziksel özellikleri araştırılmıştır [6, 7, 11]. Örneğin, Al-esaslı amorf alaşımlar içerisinde en yüksek “amorf oluşum kabiliyetine” (glass forming ability, GFA) sahip $Al_{85}Ni_5Y_8Co_2$ alaşımının tensal mukavemeti $\sigma = 1250$ MPa olarak bulunmuştur [11, 12]. Ayrıca, temel üçlü alaşım sistemlerinden biri olan Al-Ni-Y alaşımlarında amorf oluşum aralığı diğer alaşımlara kıyasla daha geniştir. Dolayısıyla, bu alaşım sistemleri üzerine çok fazla çalışma bulunmaktadır [7, 13-15]. Bunun aksine, diğer alaşım sistemi olan Al-Co-Y alaşımları üzerine henüz yeteri kadar çalışma yapılmamıştır.

Bu çalışmanın amacı, Al-Co-Y üçlü alaşım sisteminde, amorf olma eğilimi en uygun kompozisyona sahip alaşımı tespit etmek, bu alaşımların özelliklerini araştırmak ve geliştirmektir. Bunların neticesinde, bu tez çalışması için Al-Co-Y üçlü alaşım sistemi ve Al-Co-Y-TM dördümlü alaşım sistemi incelenmiştir. Bu alaşımları, amorf ve nanokristal yapıda elde edebilmek için geniş literatür çalışması yapılmıştır. Bu alaşımlar için en uygun kompozisyon oranları ve üretim teknikleri belirlenmiştir. Bu amaçla seçilen alaşım kompozisyonları, tezin “materyal ve metod” kısmındaki Çizelge 3.3’ de görülmektedir. Tez çalışması için, Al-Co-Y alaşımının; $Al_{85}Co_{15-x}Y_x$ ($x = 2, 5, 8, 10, 13$) ve $Al_{86}Co_7Y_7$ şeklindeki 6 farklı kompozisyonu seçilmiştir. Bu alaşımlar; normal katılaştırma ve hızlı katılaştırma teknikleri ile üretilmiştir. Ayrıca $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımı, deneysel parametreler değiştirilerek mekaniksel alaşımlama tekniği ile 4 ayrı şekilde üretilmiştir. Al-Co-Y üçlü alaşım sistemi içerisinde amorf yapıda elde edilen $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımına farklı metaller eklenerek, iki ayrı alaşım sistemi oluşturulmuştur. Bunlar, (i) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ ($TM = Si, Ni, Fe, Mn, Cu, Sn$) şeklindeki 6 farklı kompozisyon ve (ii) $Al_{85}Y_5Co_5TM_5$ ($TM = Ni, Cu, Si$) şeklindeki 3 farklı kompozisyondur. Hızlı katılaştırma ile üretilen bazı alaşımlara, nanokristal yapı oluşumu için ısısal işlem uygulanmıştır. Ayrıca, bunlar içerisinde $(Al_{85}Y_8Co_7)_{98}Si_2$, $(Al_{85}Y_8Co_7)_{98}Ni_2$, $(Al_{85}Y_8Co_7)_{98}Nd_2$ alaşımları ve ek olarak $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$ alaşımı mekaniksel alaşımlama tekniği ile üretilmiştir. Böylece, Al-Co-Y alaşım sistemine eklenen dördümlü elementlerin amorf ve nanokristal yapının oluşumuna ve mekaniksel özelliklere olan etkisi incelenmiştir. Üretilen alaşımların faz tanımlanması ve mikroyapısal özelliklerinin incelenmesi için X-ışını difraksiyonu (XRD) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. Alaşımların ısısal davranışları diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) ve diferansiyel termal analiz (DTA) ile incelenmiştir. Alaşımların oda sıcaklığındaki ve yüksek sıcaklıklardaki mekaniksel özellikleri ise mikrosertlik testi ile belirlenmiştir.

2. ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR

Sanayinin birçok alanında yoğun olarak kullanılmakta olan amorf ve nanokristal malzemelerin araştırılması, özelliklerinin iyileştirilmesi, daha ucuza mal edilmesi, uygulama alanlarının araştırılması bilim insanlarının ilgisini çekmektedir [6]. Bu konuda başta malzeme mühendisleri olmak üzere, kimyacılar ve fizikçiler yoğun bir çaba sarf etmektedir. Bu çalışmaların sonucunda birçok yeni alaşım türleri bulunmuştur [16]. Ancak, bugüne kadar yapılan çalışmalar, bütün alaşımların amorf yapıda elde edilmesinin mümkün olmadığını göstermiştir. Bununla birlikte, öyle alaşım sistemleri vardır ki spesifik bileşim oranlarında kolayca amorf yapıda elde edilebilirler. Kolayca amorf yapıda elde edilebilen bu alaşım sistemleri Çizelge 2.1’ de görülmektedir. Bu alaşım sistemleri içerisinde Al alaşımları, yüksek mukavemete sahip olması, hafif olması, korozyona karşı direncinin yüksek olması, yüksek elastiklik özellikleri göstermesi, ısısal iletkenliğinin yüksek olması, fiyatlarının düşük olması ve doğada en çok bulunan maden olması gibi iyi özelliklerinden dolayı mutfak eşyasından otomotiv endüstrisine kadar geniş bir kullanım alanına sahiptir [17-20]. Bu alaşımlar, yarı-kararlı (metastable) alaşımlar olarak da adlandırılmaktadır. Bu yeni alaşımlar yarı-kararlı oldukları için yüksek sıcaklıklarda faz dönüşümüne maruz kalmakta ve oda sıcaklığında sahip oldukları bazı özellikleri değişebilmektedir. Diğer taraftan, her element ile yarı-kararlı alaşım üretilmediği gibi, kullanılan elementlerin oranları da bu alaşımların üretilmesinde önemli bir parametredir. Ayrıca, amorf yapı oluşumunu belirleyen tahmini bir modelin olmaması bilimsel bir çıkmazdır. Hala alaşımların geliştirilmesi çoğunlukla deneyim ve gözleme dayalıdır. Ancak, Inoue tarafından sunulan basit empirik kurallar çoğunluk tarafından kabul görmüştür [21]. Bunlar:

- i. Alaşım sistemi, üçten fazla element içermelidir (karışım prensibi),
- ii. Alaşımı oluşturan ana elementler arasında yüksek atomik boyut farkı olmalıdır (%12’nin üstünde) ve,
- iii. Elementler birbiri ile negatif karışma entalpisi göstermelidir.

Bunların dışında düşük sıcaklıklarda kararlı sıvı oluşturan derin ötektiğe sahip alaşımların yüksek amorf yapı oluşum kabiliyetine sahip olduğu bilinmektedir [22]. Bu nedenlerden dolayı, yarı-kararlı alaşımların üretilmesi, özelliklerinin ve uygulama alanlarının araştırılması son yıllarda dikkat çekici şekilde artmaktadır. Çizelge 2.2’ de amorf ve

nanokristal alaşımların bazı özellikleri ve buna bağlı olarak uygulama alanları listelenmiştir.

Çizelge 2.1. Amorf olarak elde edilebilen alaşım grupları [16]

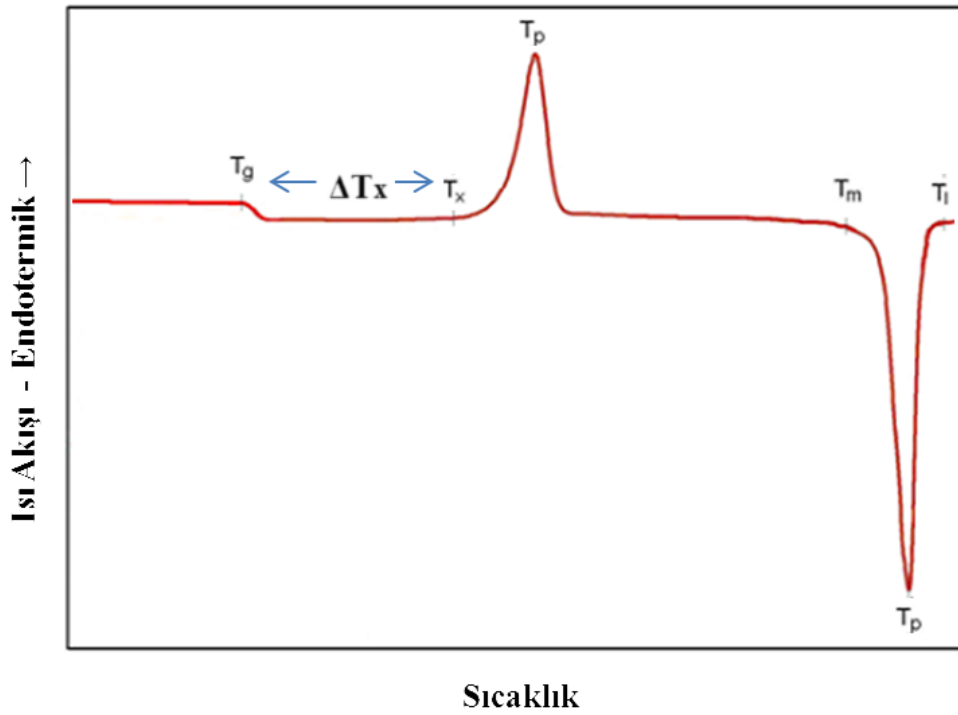
Tür	Alaşım Sistemi	Amorf Oluşum Aralığı
LTM-M LTM: ilk geçiş metalleri M: geçiş metalleri	$Fe_{100-x}B_x$ $Pd_{100-x}Si_x$ $Ni_{100-x}B_x$ $Pt_{100-x}Sb_x$ $Fe_{80}P_{13}C_7$ $Fe_{40}Ni_{40}B_{20}$ $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_{20}$ $Co_{70.5}Fe_{4.5}Si_{15}B_{10}$ $Pd_{40}Ni_{40}P_{20}$	$x = 12\sim 25$ $x = 14\sim 22$ $x = 17\sim 18.5, 31\sim 41$ $x = 34\sim 36.5$
ETM-M ETM: son geçiş metalleri M: geçiş metalleri	$Ti_{100-x}Si_x$ $Re_{65}Si_{35}$ $W_{80}N_{20}$ $W_{60}Ir_{20}B_{20}$	$x = 15\sim 20$
ETM-LTM ETM: son geçiş metalleri LTM: ilk geçiş metalleri	$Nb_{100-x}Ni_x$ $Cu_{100-x}Zr_x$ $Ni_{100-x}Zr_x$ $Fe_{100-x}Zr_x$ $Ta_{100-x}Ni_x$ $Ta_{55}Ni_{45}$ $Zr_{60}Ni_{25}Al_{15}$	$x = 40\sim 70$ $x = 25\sim 60$ $x = 10\sim 12, 33\sim 80$ $x = 9, 72, 76$ $x = 40\sim 70$
Al- esaslı	$Al_{100-x}La_x$ $Al_{70}Ni_{15}Si_{15}$ $Al_{70}Cu_{15}Si_{15}$ $Al_{80}Ni_{10}Zr_5$ $Al_{80}Ni_{10}Y_{10}$ $Al_{85}Fe_{10}La_5$ $Al_{85}Ni_5Y_8Co_5$	$x = 10, 50\sim 80$
Lantanit- esaslı	$La_{100-x}Al_x$ $La_{100-x}Ge_x$ $La_{100-x}Au_x$ $Gd_{100-x}Fe_x$ $La_{55}Al_{25}Ni_{20}$	$x = 18\sim 34$ $x = 17\sim 22$ $x = 18\sim 26$ $x = 32\sim 50$
Alkaline-toprak metalleri	$Mg_{100-x}Zn_x$ $Ca_{100-x}Al_x$ $Mg_{65}Cu_{25}Y_{10}$ $Be_{40}Zr_{10}Ti_{50}$	$x = 25\sim 32$ $x = 12.5\sim 47.5$
Aktinit- esaslı	$U_{100-x}Co_x$	$x = 24\sim 40$

Çizelge 2.2. Amorf ve nanokristal alaşımların temel özellikleri ve uygulama alanları [19, 20]

Özellikleri	Kullanım alanları
Yüksek dayanıklılık	Makineler için yapısal malzeme olarak
Yüksek sertlik	Kesici malzemelerde (ameliyat bıçağı olarak)
Yüksek dayanım/ağırlık oranı (spesifik dayanım)	Elektronik cihazlar için ince ve dolayısıyla hafif kılıf
Yüksek elastik enerji	Spor malzemelerinde
Yüksek korozyon dayanımı	Uçak, gemi, füze parçası (dış muhafaza)
Yüksek yansıma oranı	Optiksel duyarlı malzemelerde
Yüksek hidrojen depolama	Hidrojen depolama malzemesi olarak
Yüksek akma dayanımı	Kompozit zırh uygulamaları
Yüksek akustik özellikleri	Akustik emici malzemeler olarak
Biyo uyumlu	Protez malzemesi olarak

Amorf oluşum kabiliyetini belirlemek için dönüşüm sıcaklıkları (T_x , T_g , T_m) kullanılarak çeşitli kriterler geliştirilmeye çalışılmıştır. Şekil 2.1’ de bir amorf alaşımın DSC grafiği görülmektedir. Burada T_g camı geçiş sıcaklığını, T_x kristallenme sıcaklığını, T_m ise alaşımın erime sıcaklığını temsil etmektedir. Bu kriterlerden iki tanesi genel olarak kabul görmüştür. Turnbull ve Fisher [23], alaşımın camı geçiş sıcaklığının ergime sıcaklığına oranının ($T_{rg} = T_g/T_m$), alaşımların amorf yapıda oluşum kabiliyetini belirlemek için bir kriter olarak kullanılabileceğini öne sürmüştür. Bu oran, indirgenmiş camı geçiş sıcaklığı (T_{rg}) olarak bilinir. İndirgenmiş camı geçiş sıcaklığı değeri, 0.55’ ten 0.66’ ya yükselince amorf yapı oluşumu için gerekli soğutma hızı düşmekte ve böylece daha düşük soğutma hızlarında da amorf alaşımlar üretilebilmektedir. Bazı kaynaklarda T_{rg} oranının T_g/T_m olarak ifade edilmesine karşın, Lu ve ark. [24], T_g/T_l oranıyla yaptığı incelemelerde, T_g/T_l oranının T_g/T_m oranından daha iyi bir kriter olduğunu göstermiştir. Burada T_l , alaşımın sıvı hale geçtiği sıcaklığı göstermektedir. Diğer bir kriter ise; ΔT_x , T_g ve T_x arasındaki sıcaklık farkı ile ilgilidir ($\Delta T_x = T_g - T_x$). Bu parametre, aşırı soğutulmuş sıvı bölgesini (supercooled liquid region) gösterir ve ne kadar geniş olursa, alaşımın kararlılığı yüksek olacağından amorf oluşum kabiliyeti (GFA) o kadar yüksek olur. Ayrıca bu bölgenin genişliği, bu tür alaşımları düşük sıcaklıklarda ısısal işleme tabi tutarak değişik şekiller verilebilme imkânı sağlamaktadır ki bu durum teknoloji bakımından çok

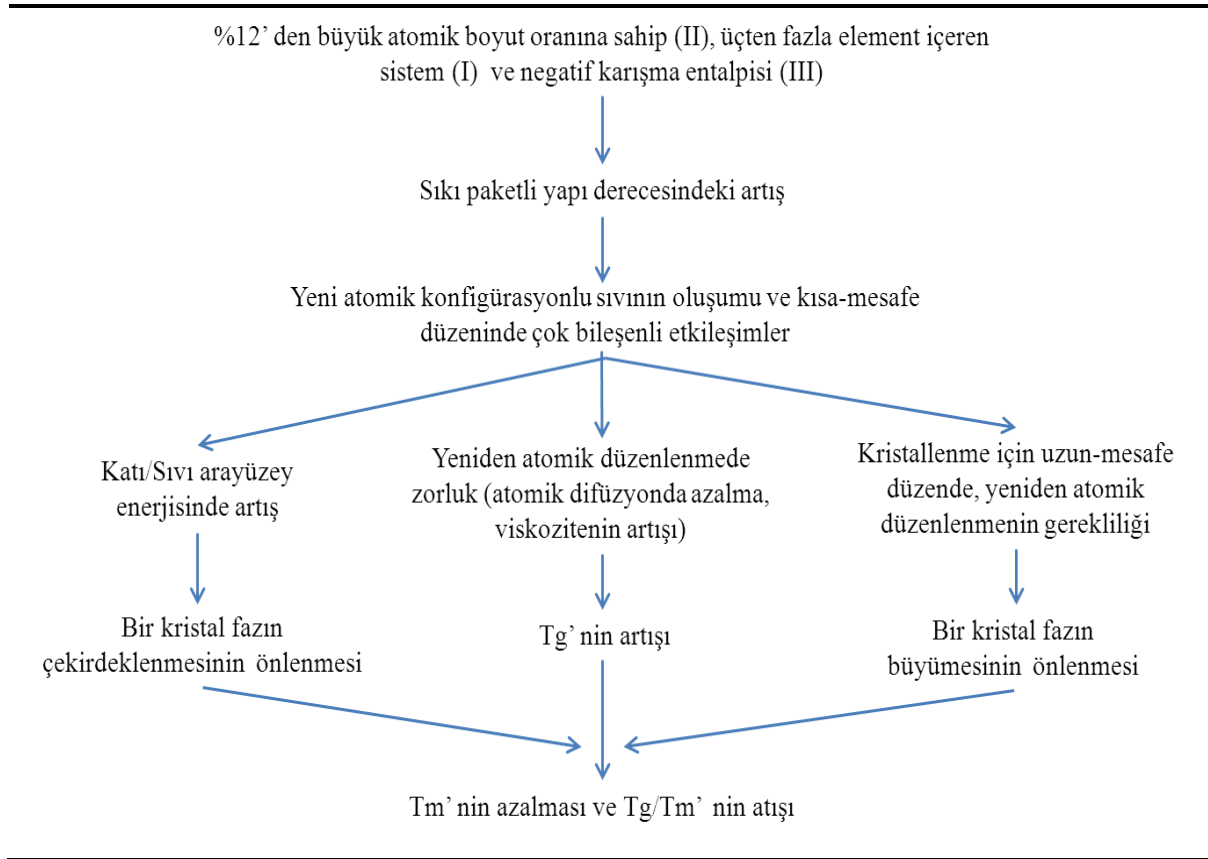
önemlidir. Çünkü bu sayede sanayinin ihtiyacı olan geometrik yapıda alaşım elde edilebilmektedir [25-27]. Amorf alaşımdaki bu ekzotermik ve endotermik pik sıcaklıkları esas alınarak günümüze kadar birçok GFA kriteri geliştirilmiştir. Çizelge 2.3’ de kronolojik sıraya göre çeşitli GFA kriterleri verilmiştir [28]. Ayrıca, Şekil 2.2’ de iyi bir amorf oluşum kabiliyetine sahip bir sistem için gerekli olan T_{rg} parametresindeki artışı ve Inoue tarafından çok bileşenli alaşımlar için ortaya konan üç empirik kuralı özetleyen bir şema görülmektedir.



Şekil 2.1. Bir amorf alaşımanın ideal bir DSC analizinde gözlenen faz dönüşüm sıcaklıkları; camsı geçiş sıcaklığı (T_g), kristallenme sıcaklığı (T_x), erime sıcaklığı (T_m), pik sıcaklığı (T_p) ve liküdüs sıcaklığı (T_l)

Çizelge 2.3. Amorf alaşımdaki karakteristik sıcaklıklar esas alınarak üretilen GFA parametreleri

GFA göstergesi	Bağıntı	Oluşturulan Yıl	Referans
T_{rg}	$\frac{T_g}{T_l}, \frac{T_g}{T_m}$	1969, 2000	[29, 30]
K_{gl}	$\frac{T_x - T_g}{T_m - T_x}$	1972	[31]
ΔT^*	$\frac{T_m^{Mix} - T_l}{T_m^{Mix}}$	1978	[32]
ΔT_{xg}	$T_x - T_g$	1993	[33]
γ	$\frac{T_x}{T_g + T_l}$	2002	[34]
δ	$\frac{T_x}{T_l - T_g}$	2005	[35]
α	$\frac{T_x}{T_l} = \frac{\Delta T_{xg}}{T_l} + \frac{T_g}{T_l}$	2005	[36]
β	$\frac{T_x}{T_g} + \frac{T_g}{T_l} \approx \frac{T_x}{T_g} + 1$	2005	[36]
α	$\frac{T_m^{Mix}}{T_l}$	2007	[37]
Φ	$\left(\frac{T_g}{T_l}\right) \left(\frac{T_x - T_g}{T_g}\right)^a$	2007	[38]
γ_m	$\frac{2T_x - T_g}{T_l}$	2007	[39]
β	$\left(\frac{T_g}{T_l - T_g}\right) \left(\frac{T_x}{T_l - T_g}\right)$	2008	[40]
ξ	$\frac{\Delta T_{xg}}{T_x} + \frac{T_g}{T_l}$	2008	[41]



Şekil 2.2. Çok bileşenli alaşımlarda yüksek amorf oluşum kabiliyeti ve alaşımların kararlılığı için gösterilen mekanizma [25]

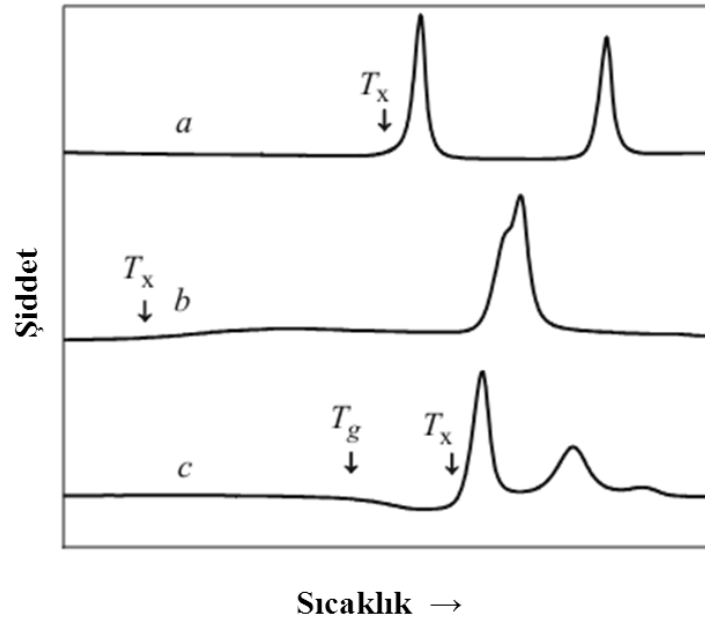
Louzguine-Luzgin [42], 2012 yılında yaptığı çalışmada, Al- esaslı amorf alaşımlardaki faz dönüşümlerini ve nanokristal yapı oluşumunu incelemiştir. Şekil 2.3' de hızlı katılaştırma ile üretilen farklı kompozisyonlardaki amorf alaşımların DSC grafiği görülmektedir. Yapı türüne bağlı olarak, Al-esaslı çeşitli amorf alaşımların kristallenmeleri üç farklı mekanizma ile tanımlanmıştır.

- i) Eğer alaşım DSC' de ısıtılması sırasında T_x kristallenme sıcaklığından önce, T_g camı geçiş sıcaklığı ile ilgili olarak herhangi bir değişim göstermezse, alaşım “çekirdeklenme ve büyüme” mekanizması ile kristallenir (Şekil 2.3(a)). Amorf yapı içinde intermetalik bileşikler ya da intermetalik bileşiklerle beraber nanoboyutlu fcc-Al parçacıkları oluşur.
- ii) Eğer camı geçiş sıcaklığı T_g , kristallenme sıcaklığına kadar görülmezse ve alaşım tek bir kristal fazda çekirdeklenirse, daha düşük bir sıcaklıkta nanoboyutlu fcc-Al parçacıkları oluşur (Şekil 2.3(b)). DSC grafiğindeki ilk pik, geniş bir sıcaklık

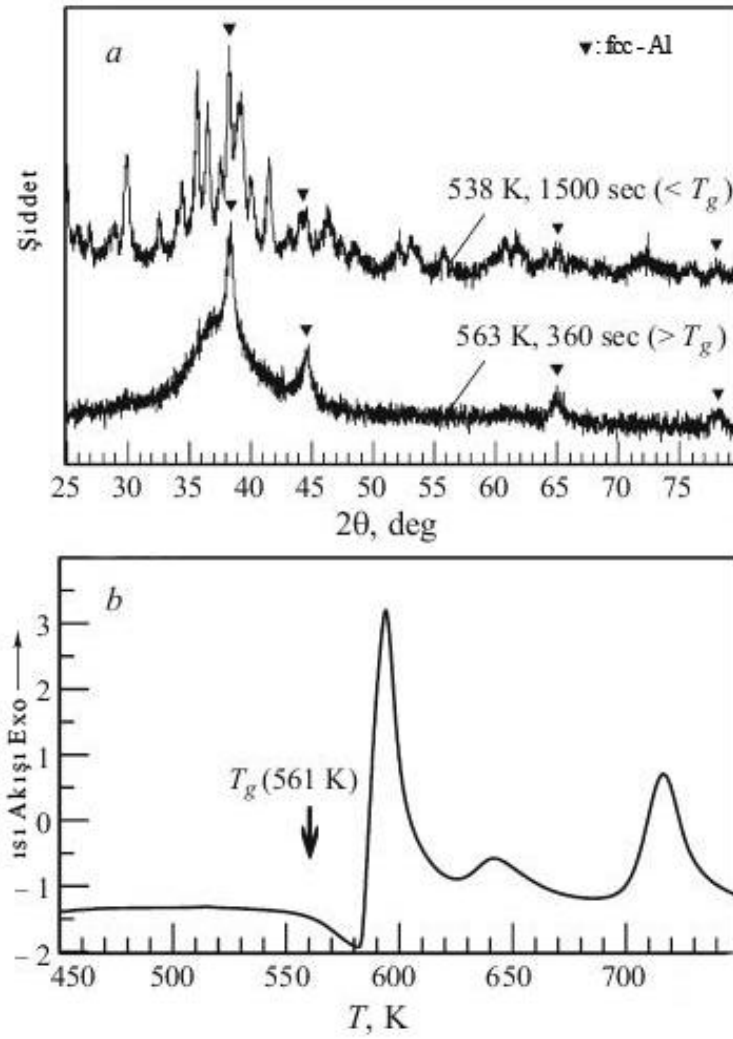
aralığında yayılmıştır. Alaşım, bu pik sıcaklığının altında izotermal olarak ısıtıldığında, fcc-Al fazının oluşumu, geçen süre içinde tespit edilemez.

iii) Eğer DSC’ de ısıtma esnasında camsı geçiş sıcaklığı T_g görülür ve alaşım “çekirdeklenme ve büyüme” mekanizması ile kristallenirse, T_g sıcaklığının yukarısında nanoboyutlu fcc-Al parçacıkları ya da intermetalik bileşiklerle beraber fcc-Al parçacıkları oluşur, T_g sıcaklığının aşağısında ise sadece intermetalikler tespit edilir. Bu durum, aynı alaşımın Şekil 2.4(a)’ daki XRD grafiğinde görülmektedir. $Al_{85}Ni_5Y_4Co_2$ alaşımı, T_g sıcaklığının yukarısındaki ve aşağısındaki sıcaklıklarda ısısal işleme tabi tutulmuştur.

Birçok Al- esaslı alaşım sistemlerinde, fcc-Al nanoparçacıkların oluşumu tespit edilmiştir. Bu alaşımlara örnek verilecek olunursa; Al-Y-Ni-Co [12], Al-Ni-Y [43], Al-Fe-Y [44], Al-Sm [44], Al-Ni-Nd [45], Al-Fe-Nd [46] gibi alaşım sistemleri sıralanabilir. Alaşımların kimyasal kompozisyonuna bağlı olarak, nanokristallerin boyutu, 5 nm’ den (örneğin $Al_{89}Ni_5Y_6$ alaşımı) 12 nm’ ye ($Al_{82}Ni_{11}Ce_3Si_4$ alaşımı) kadar geniş bir aralıkta değişmektedir.



Şekil 2.3. Amorf alaşımların karakteristik DSC grafikleri [42]

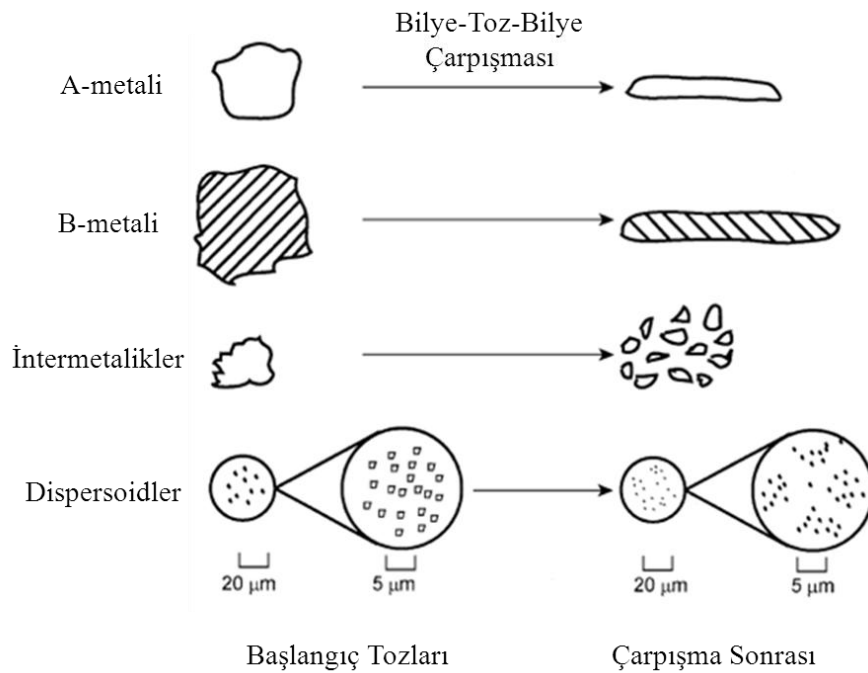


Şekil 2.4. $\text{Al}_{85}\text{Ni}_5\text{Y}_4\text{Co}_2$ alaşımının (a) XRD grafiği ve (b) DSC grafiği [42]

Sanayinin ihtiyacı olan ve daha üstün fiziksel özelliklere sahip olan nanoyapılı malzemeleri elde etmek için birçok farklı teknik vardır. Bunlardan biri de, amorf yapılı bir metalik alaşımanın tamamen ya da kısmen kristallendirilmesidir. Al-esaslı amorf alaşımlarda ise, nanokristal yapı temel olarak şu şekilde kontrol edilebilir ve uygun hale getirilebilir [47-49]:

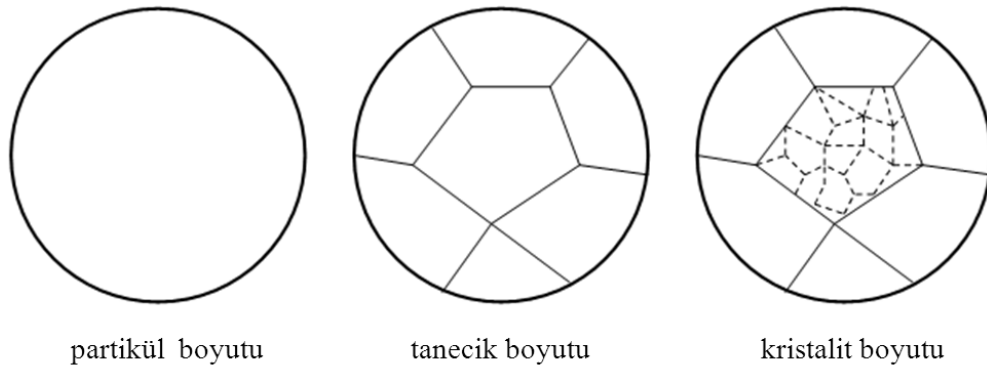
- i. Eriyik haldeki bir alaşımanın hızlı katılaştırılmasıyla,
- ii. Kristal haldeki bir katının plastik deformasyonuyla,
- iii. Bir amorf fazın ısısal işlemi sonucu,
- iv. Bir amorf fazın plastik deformasyonuyla,
- v. i-iv' deki işlemlerin kombinasyonu.

Nanokristal malzeme üretmek için kullanılan diğer bir teknik ise mekaniksel alaşımlama/öğütme tekniği olarak bilinir [50]. Kolay ve nispeten ucuz bir teknik olan bu teknik ile elemental tozlar soğuk kaynak işlemine ve şiddetli plastik deformasyona maruz bırakılır. Malzeme içinde homojen olarak dağılan nanoboyutlu kristaller, aynı kompozisyonundaki polikristal malzemelerin özelliklerinden farklı ve çoğu zaman daha üstündür. Şekil 2.5’ de başlangıç elemental tozların mekaniksel alaşımlama sırasında uğradıkları deformasyon görülmektedir. Alaşımlama işleminin başlangıcında metalik tozlar yumuşaktır. Bu nedenle, bilyeler arasında çarpışmaya maruz kalan elemental toz parçacıkları, birbirleriyle kaynaklaşmasını mümkün kılarak, alaşımlamanın ilk aşamasında parçacık boyutunun büyümesine sebep olur. Bu aşamada başlangıç tozlarına oranla üç kat daha büyük boyutlu parçalar meydana gelebilir. Bu sayede katmanlı veya tabakalaşmış bir yapı meydana gelir. Devam eden deformasyonla birlikte katmanların ayrılmasıyla toz parçacıkları tekrar kırılmaya devam eder. Başlangıç sonrası bu ara kademedede, toz parçacıklarının boyutunda meydana gelen azalma mikroyapıdaki karışmayı hızlandırır ve yeni fazlar meydana gelebilmektedir. Bir süre sonra parçacıkların yapısı kararlı ve başlangıç kompozisyonu açısından homojen hale dönüşür. Fakat bu son kademedede toz parçacıkların boyutu aynı kalmaya devam eder. Artık bu kademededen sonra daha fazla öğütme, yapıda homojen bir dağılıma neden olmayacaktır. Büyük parçacıklar ortalama boyuta indirgenmiş, küçük parçacıklar da aglomere olarak bu seviyeye yükselmiştir [51].



Şekil 2.5. Mekaniksel alaşımlama sırasında elemental tozlarda meydana gelen değişimlerin şematik gösterimi [52]

Kristal metaller konusunda bahsedilirken, partikül boyutu veya parçacık boyutu (particle size), tanecik boyutu (grain size) ve kristalit boyutu (crystallite size) terimleri, literatürde sıkça birbirlerinin yerine kullanılmaktadır. Partikül boyutu ise bunlar içerisinde en üstünkörü kullanılan terimdir. Bir metal tozun boyutunu tanımlamada kullanılır ya da bir metaldeki altyapının (tane, kristal veya faz gibi) çapını tanımlamak için kullanılır. Genellikle bir mikroskop kullanılarak görüntülenebilir. Tanecik boyutu ise en sık kullanılan terimdir. Bir metalin mikroyapısını oluşturan kristallerin boyutuyla ilgili olan genel anlamdır. Bu kristaller iyi tanımlanmış, yüksek-açı sınırları olan ve bazen bir altyapıyı içermektedir. Kristalit boyutu terimi ise, bu altyapının boyutu ile ilgilidir. Tek bir kristal boyutu yaklaşık 100 nm' den daha az olduğunda kullanılmaktadır [53, 54]. Şekil 2.6' da partikül, tanecik ve kristalit boyutlarının birbiri ile karşılaştırması görülmektedir. Mekaniksel alaşımlama tekniğinin en önemli amacı nanoyapılı malzeme elde edebilmek olduğundan, mekaniksel alaşımlama ile ilgili çalışmalarda kristalit boyutu terimi kullanılan genel bir terimdir. Bu yüzden bu tez çalışmasında karışıklığı önlemek için kristalit boyutu terimi kullanılmıştır.



Şekil 2.6. Partikül veya parçacık boyutu, tanecik boyutu ve kristalit boyutu terimlerinin birbiri ile karşılaştırması için verilen şema

Mekaniksel alaşımlama/öğütme tekniği ile Al-esaslı ikili, üçlü ve çok bileşenli alaşım sistemlerinde amorf ve nanoyapı elde edebilmek için birçok çalışma yapılmıştır. Takip eden sayfalarda son yıllarda yapılan bu çalışmalardan bazılarının ana hatları verilmiştir. Yapılan detaylı literatür taramalarında, bu tez çalışmasında mekaniksel alaşımlama ile üretilen Al-Co-Y üçlü ve $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ ($TM = Si, Ni, Nd$) dördümlü alaşımlarına dair hiçbir çalışma bulunmamaktadır. Bu yüzden, bu alaşım gruplarının yanı sıra, mekaniksel alaşımlama tekniği ile daha önce amorf olarak elde edilen $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$ alaşımını karşılaştırma yapmak için çalışılmıştır.

Börner ve Eckert [55], 2001 yılında yaptıkları çalışmada $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$ alaşımını ancak 280 saatlik mekaniksel alaşımlama sonunda amorf yapıda elde ettiklerini bildirmişleridir. Yaptıkları deneysel çalışmada, bilye-toz oranı, 13:1 olarak belirlenmiştir. Ayrıca mekaniksel alaşımlama cihazının dönüş hızı, 150 devir/dak olarak ayarlanmış olup, cihaz 15 dakika çalışıp 15 dakika durmak şartıyla programlanmıştır. Üretilen amorf yapıdaki toz alaşım XRD, TEM ve ICP ile incelenmiştir. Amorf yapıdaki alaşımın kimyasal kompozisyonu $Al_{82-84}Y_{10-12}Ni_{4-5}Co_{1.7-2}$ olarak ölçülmüştür. Yapılan DSC çalışmasında, amorf alaşım 617 K' de kristallenmeye başlamaktadır. Kristallenme sonucu alaşımın yapısında 10 nm boyutlu fcc-Al nanokristalleri oluşmuştur. Mikrosertlik ölçümleri için amorf yapıdaki toz alaşımlara sıcak pres uygulanarak tablet haline getirilmiştir. 0.2 N' luk yük altında yapılan ölçümlerde mikrosertlik değerleri 430-460 H_v olarak bulunmuştur.

Manna ve ark. [56], 2004 yılında yaptıkları çalışmada $Al_{65}Cu_{35-x}Zr_x$ ($x = 5, 15, 25$) alaşımlarını 50 saatlik alaşımlama sonunda amorf veya nanokristal yapıda elde etmişlerdir. Mekaniksel alaşımlama sonucu üretilen alaşımların mikroyapıları XRD ve TEM ile incelenmiştir. Bu farklı kompozisyonlara sahip alaşımlar içerisinde sadece $Al_{65}Cu_{20}Zr_{15}$ alaşımı amorf yapıda elde edilmiştir. Bunun yanı sıra $Al_{65}Cu_{10}Zr_{25}$ alaşımı nanokristal yapıda elde edilmiştir. $Al_{65}Cu_{30}Zr_5$ alaşımında ise amorf yapı içerisinde çözünmüş olan nanoyapılı intermetalik fazları oluşmuştur. Yapılan bu çalışmada, alaşımı oluşturan kimyasal kompozisyon oranlarının alaşımın mikroyapısında etkin bir rol oynadığı bildirilmiştir.

Calin ve ark. [57], aynı yıl $Al_{85}Ni_9Nd_4Co_2$ alaşımını mekaniksel alaşımlama ile üretmişler, fakat 140 saatlik öğütme sonucunda amorf yapı elde edilememiştir. Bunun nedeni olarak, Al toz elementinin öğütme süresince havanlara ve bilyelere yapışarak, kimyasal kompozisyonunun değişmesi olarak bildirilmiştir. Ayrıca bu çalışmada $Al_{85}Ni_9Nd_4Co_2$ alaşımı hızlı katılaştırma ile elde edilmiş ve elde edilen bu şerit alaşımlar, mekaniksel alaşımlama işlemine tabi tutulmuştur. Buradaki amaç ise, elde edilen amorf alaşımları ısısal olarak değil de mekaniksel olarak kristallendirebilmektir. Şerit alaşımların öğütülmesi sonucu elde edilen toz amorf alaşımlar, preslenip sertlikleri ölçülmüştür. Bulunan sertlik değerleri, amorf yapıli şerit alaşımlarda 382 H_v iken, öğütülmüş şerit alaşımların toz haldeki formlarında ise 380 H_v olarak bulunmuştur.

Wilson ve ark. [58], 2006 yılında yaptıkları çalışmada $Al_{85}Y_7Fe_5TM_3$ ($TM = Ni, Co, Cu, Fe$) alaşımlarını mekaniksel alaşımlama işlemi ile üretmişlerdir. Kompozisyon oranlarına bağlı olarak alaşımlar, amorf ve nanokristal faza sahip olarak elde edilmiştir. Alaşımların kristallenme kinetikleri DSC analizi yardımıyla hesaplanmıştır. $Al_{83}Y_7Fe_5Ni_5$ alaşımının DSC sonucunda, kristallenme sıcaklığı ve aktivasyon enerjisi sırasıyla 668 K ve 310 kJ/mol olarak elde edilmiştir.

Choi ve ark. [59], 2007 yılında yaptıkları çalışmalarında $Al_{82}La_{10}Fe_4Ni_4$, $Al_{85}La_9Fe_3Ni_3$ ve $Al_{85}La_6Fe_3Ni_3$ alaşımlarını mekaniksel alaşımlama tekniği ile üretmişlerdir. Çalışmada bilye-toz oranı 20:1 olup, öğütme hızı 300 devir/dak' dır. Üretilen alaşımlardan sadece $Al_{82}La_{10}Fe_4Ni_4$ alaşımı, 350 saatlik öğütme sonunda tamamen amorf yapıda elde edilebilmiştir. $Al_{85}La_9Fe_3Ni_3$ ve $Al_{85}La_6Fe_3Ni_3$ alaşımları ise 300 saatlik öğütme sonunda kısmi amorf yapıda elde edilebilmiştir. Amorf yapılu $Al_{82}La_{10}Fe_4Ni_4$ alaşımının DSC analizinde, 640 K ve 700 K sıcaklıklarında ekzotermik pikler ve 566 K' de camı geçiş sıcaklığı tespit edilmiştir.

Ouyang ve ark. [60], 2008 yılındaki çalışmalarında 200 saatlik öğütme sonunda elde edilen amorf yapılu $Al_{82}Fe_5Ni_5Ce_8$ alaşımının kristallenme çalışmasını yapmışlardır. Amorf yapılu toz alaşımın DTA analizinde sadece bir ekzotermik pik görülmüştür. Kissinger denklemi ile hesaplanan bu pikin aktivasyon enerjisi 165.4 ± 7.9 kJ/mol olarak bulunmuştur. Ayrıca, alaşım kristallenme işlemi sonrasında XRD ile incelenmiş olup yapıda $Al_{11}Ce_3$ ve $Al_3(Fe, Ni)$ intermetalik fazların oluştuğu görülmüştür.

Aynı yıl, Chen ve ark. [61], mekaniksel alaşımlama ile üretilen $Al_{90-x}Fe_5Ni_5Ce_x$ ($x = 0, 2, 5, 7, 8, 9, 10$) alaşımlarını incelemişlerdir. Mekaniksel alaşımlama sırasındaki mikroyapı değişimleri XRD, SEM ve DTA ile incelenmiştir. Ce elementinin oranı %5' den 9'a arttırıldığında 200 saatlik alaşımlama sonunda amorf fazın oluşumu meydana gelmektedir. Bununla birlikte Ce elementinin kompozisyon oranının artmasıyla alaşımların kristallenme sıcaklığı değerinin de arttığı görülmüştür.

Prashanth ve ark. [62], 2009 yılında yaptıkları çalışmada $Al_{70}Y_{16}Ni_{10}Co_4$ alaşımını 200 saatlik mekaniksel alaşımlama 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, Al_2Y , Al_5Co_2 ve Al_3Ni_2 fazları oluşmuştur.

2010 yılında Wei ve ark. [63], $\text{Al}_{75}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_{10}\text{Zr}_5$ alaşımını, aynı yıl diğer çalışmalarında [64] ise, $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_{10}\text{Zr}_5\text{Ta}_5$ alaşımlarını mekaniksel alaşımlama tekniği ile üretmişlerdir. Her iki alaşım da benzer olarak 120 saatlik öğütme sonunda amorf yapıda oluşmuştur. Amorf yapılu toz alaşımların Kissinger ve Ozawa denklemleriyle hesaplanan aktivasyon enerjileri, $\text{Al}_{75}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_{10}\text{Zr}_5$ için 252 ± 13 kJ/mol ve $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_{10}\text{Zr}_5\text{Ta}_5$ için 303 ± 17 kJ/mol olarak bildirilmiştir.

2011 yılında Liu ve ark. [65], gaz atomizasyon yöntemiyle tozlar halinde üretilen $\text{Al}_{85}\text{Ni}_{10}\text{La}_5$ alaşımını mekaniksel alaşımlama işlemine tabi tutup, bu alaşımların kristallenmelerini sağlamışlardır. Toz alaşımların farklı öğütme sonundaki mikroyapı değişimleri XRD ve TEM ile termal davranışları DSC ile incelenmiştir. Kristallenme işlemi sonucunda alaşımların yapısında fcc-Al nanokristallerin olduğu bildirilmiştir.

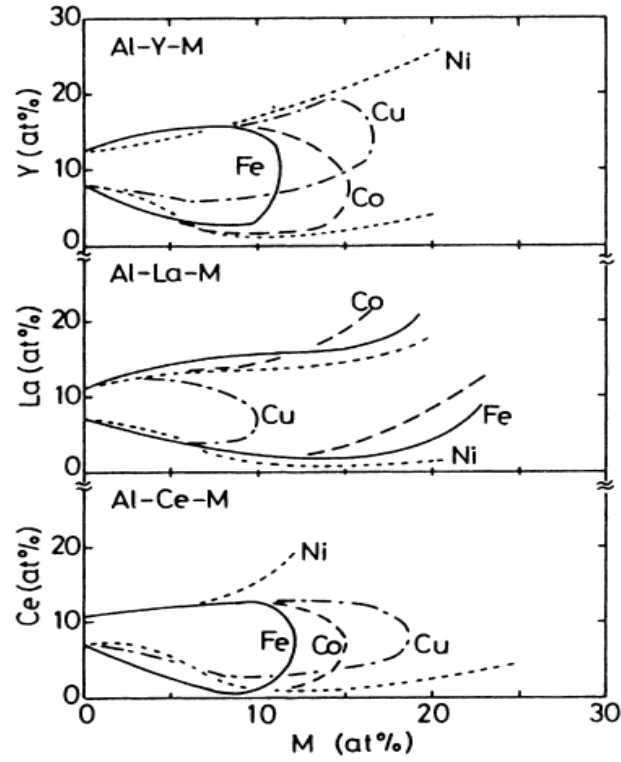
Bu tez çalışmasında, mekaniksel alaşımlama tekniği dışında Al-Co-Y üçlü alaşım sistemi ve bunlara dördüncü elementler eklenerek oluşturulan Al-Co-Y-TM alaşım sistemi, hızlı katılaştırma ile amorf veya nanokristal yapıda elde edilmiştir. Bu alaşımları oluşturan kimyasal kompozisyonlarının belirlenmesi için detaylı bir literatür taraması yapılmıştır. Ancak, hızlı katılaştırma ile üretilen Al-Co-Y alaşımları üzerine yapılan çalışmalar oldukça sınırlıdır. Bu çalışmalar aşağıda ana hatları ile özetlenmiştir.

Hızlı katılaştırma ile üretilen Al-Co-Y üçlü alaşımına ait ilk çalışma 1988 yılında Inoue ve ark. tarafından yapılmıştır [7]. Yapılan çalışmada eriyik döndürme (melt-spinning) metoduyla üretilen Al-Y-M, Al-La-M ve Al-Ce-M ($M = \text{Fe, Co, Ni, Cu}$) alaşımlarında amorf faz oluşumu araştırılmıştır. Şekil 2.7' de bu alaşım sistemlerinde amorf faz oluşumu için uygun olan kompozisyon aralıkları görülmektedir. Al-Y-M ve Al-Ce-M sistemleri içerisinde Al-Y-Ni ve Al-Ce-Ni sistemleri, amorf faz oluşumu için en geniş kompozisyon aralığına sahiptir. Bunun yanında Al-La-M sistemi içerisinde amorf faz oluşumu için en sınırlı aralığa Al-La-Cu alaşım sistemi sahiptir. Aynı çalışmada Al-Y-M, Al-La-M ve Al-Ce-M sistemlerinin termal kararlılıklarının kompozisyonlarına olan bağlılıkları da incelenmiştir. Bunun için alaşımlar DSC ile analiz edilip, kristallenme sıcaklıklarına T_x karşı, M ($M = \text{Fe, Co, Ni, Cu}$) ve R ($R = \text{Y, La, Ce}$) oranlarının grafiği çizilmiştir (Şekil 2.8 (a) ve (b)). Grafikten görüldüğü üzere Cu elementi hariç, Fe, Co, Ni, Y, La veya Ce elementlerinin oranı arttıkça T_x değerleri artmaktadır. Ayrıca Al-Y-M, Al-La-M ve Al-Ce-M alaşımları arasında T_x ' in kompozisyon değerlerine bağlılığının

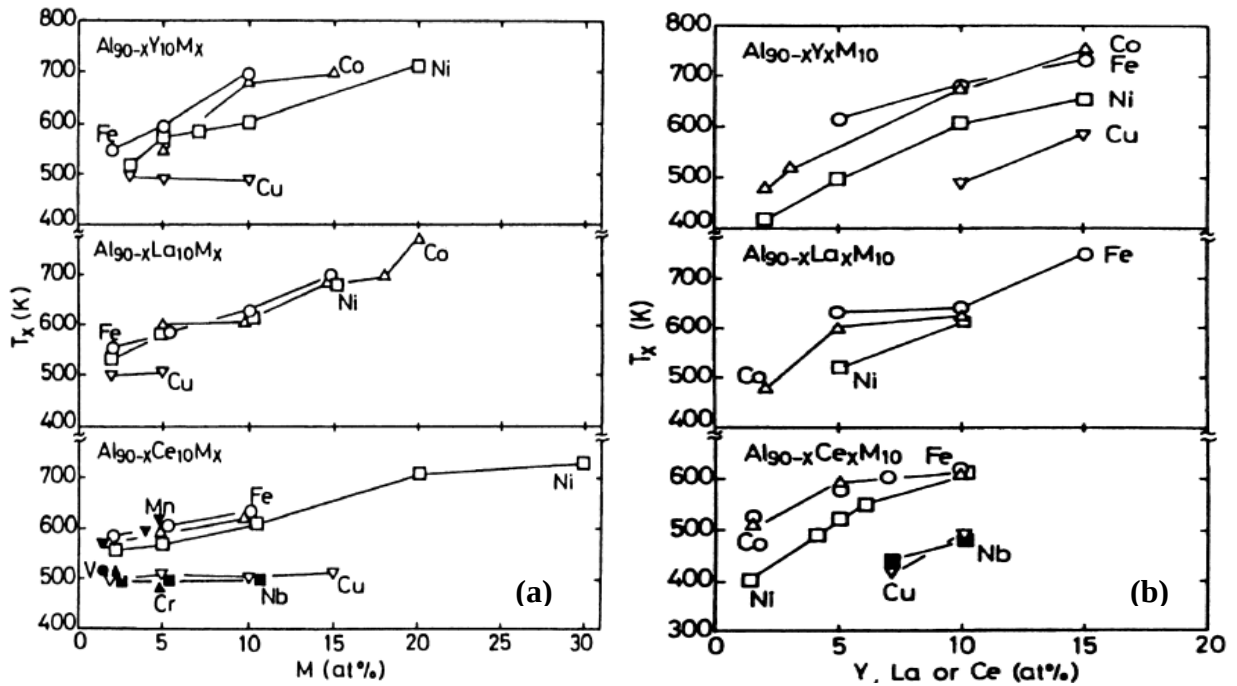
olmadığı görülmüştür. Üretilen bu alaşımların kristallenmesinde nanokristal fcc-Al fazları gözlemlenmiştir ve bu fazların aşırı doymuş yapıya sahip olduğu tespit edilmiştir.

1993 yılında Latuch ve Dmowski [66], hızlı katılaştırma ile üretilen $Al_{85}Y_{10}(Fe,Co,Ni,Cu)_5$ şerit alaşımlarında amorf yapının oluşumunu araştırmışlardır. Tamamen amorf yapıda elde edilen şerit alaşımlar XRD ve TEM ile incelenmiştir. Farklı geçiş metallerine sahip alaşımların DSC analizi sonucu, kristallenme aşamalarının birbirinden farklı olduğu görülmüştür. DSC grafiklerinde, $Al_{85}Y_{10}Cu_5$ alaşımında iki ekzotermik pik gözlenirken $Al_{85}Y_{10}Fe_5$ ve $Al_{85}Y_{10}Co_5$ alaşımlarında üç ekzotermik pik ve $Al_{85}Y_{10}Ni_5$ alaşımında beş ekzotermik pik görülmüştür. Ayrıca, geçiş metalleri amorf fazın kararlılığında farklılıklar göstermiştir. Özellikle kristallenme sıcaklıklarındaki azalma şu sıralamadaki gibidir: $Fe > Co > Ni > Cu$. Benzer durum, erime sıcakları T_m içinde aynıdır. Alaşımların ilk kristallenme sıcaklığından sonraki ısısal işlem sonrası, XRD grafikleri incelendiğinde fcc-Al fazı, ikinci pik sıcaklığından sonraki ısısal işlem sonrası, fcc-Al ve Al_3Y fazları görülmüştür. Ayrıca, alaşımlara bağlı olarak Al_9Co_2 ve Al_3Ni fazları da belirlenmiştir.

Yang ve ark. [67], 2007 yılında yaptıkları çalışmada hızlı katılaştırma tekniği ile elde edilen Al-Ni-Y ve Al-Co-Y üçlü alaşım sistemlerinde amorf oluşum kabiliyetini incelemiştir. Ni, Co ve Y elementinin camsı geçiş sıcaklığına ve kristallenme sıcaklığına olan etkisini incelemek için farklı kompozisyonlara sahip alaşımlar üretilmiştir. Üretilen şerit alaşımlar XRD ve DSC ile incelenmiştir. Çizelge 2.4' de Al-Ni-Y ve Al-Co-Y şerit alaşımlarının termal özellikleri verilmiştir. Bu sistemler içerisinde en iyi amorf olma özelliğine 200 μm kalınlığındaki $Al_{85}Ni_4Y_8$ ve $Al_{85}Co_4Y_8$ şerit alaşımları bulunmuştur.



Şekil 2.7. Al-Y-M, Al-La-M ve Al-Ce-M (M = Fe, Co, Ni, Cu) sistemlerinde amorf faz oluşumu için uygun olan kompozisyon aralıkları [7]



Şekil 2.8. (a) Al_{90-x}Y₁₀M_x, Al_{90-x}La₁₀M_x ve Al_{90-x}Ce₁₀M_x amorf alaşımlarında (M = Fe, Co, Ni, Cu) konsantrasyonuna karşın T_g 'deki değişim, (b) Al_{90-x}Y_xM₁₀, Al_{90-x}La_xM₁₀ ve Al_{90-x}Ce_xM₁₀ amorf alaşımlarında Y, La ve Ce konsantrasyonuna karşın T_g 'deki değişim [7]

Çizelge 2.4. Al-Ni-Y ve Al-Co-Y şerit alaşımlarının termal özellikleri [67]

Alaşımlar	T _g (K)	T _x (K)	T _m (K)	T _l (K)	ΔT _x (K)	T _{rg} (K)
Al _{89.5} Ni _{3.5} Y ₇	-	428	906	1146	-	0.37
Al ₈₈ Ni ₄ Y ₈	-	465	904	1189	-	0.39
Al _{86.5} Ni _{4.5} Y ₉	505	526	904	1222	21	0.41
Al ₈₅ Ni ₅ Y ₁₀	537	560	906	1249	24	0.42
Al _{89.5} Co _{3.5} Y ₇	-	460	911	1188	-	0.39
Al ₈₈ Co ₄ Y ₈	-	507	911	1189	-	0.43
Al _{86.5} Co _{4.5} Y ₉	543	563	911	1231	20	0.44
Al ₈₅ Co ₅ Y ₁₀	-	587	911	1232	-	0.48

Al-Co-Y üçlü alaşımları ile ilgili diğer çalışmalara ait bilgiler 2008 yılında Dong ve ark. tarafından bildirilmiştir [68, 69]. Bu çalışmalarda 230 µm kalınlığındaki Al₈₈Co₅Y₇ şerit alaşımının en iyi amorf olma özelliğine sahip olduğu bulunmuştur. Ayrıca amorf oluşum kabiliyetinin bu alaşım sistemi için tamamıyla kompozisyon oranlarına bağlı olduğu tespit edilmiştir. Şerit alaşımlardaki kristal fazları ile amorf fazı karşılaştırması XRD ve SEM ile yapılmıştır. Bunun sonucunda yapıda α-Al (fcc-Al), Al₃Y ve Al₉Co₂ fazları bulunmuştur.

Bahsedilen bu çalışmaların haricinde, Al- esaslı nanokristal alaşımlar birçok araştırmacı tarafından birçok farklı alaşım sistemlerinde çalışılmaktadır. Yapılan çalışmaların büyük bir kısmı, ilk olarak Inoue ve ark. tarafından keşfedilen Al-RE-TM (RE = nadir torak elementleri, TM = geçiş metalleri) alaşım sistemi üzerinedir. Bu alaşımlarda, Al oranı % 80 ve üzeri olduğunda amorf yapının plastiksi özellik gösterdiği bulunmuştur. Aynı zamanda bu alaşımların mekaniksel özellikleri, aynı kompozisyona sahip kristal yapıdaki alaşımların özelliklerinden daha yüksek olduğunu rapor edilmiştir. Örneğin Al- esaslı kristal yapıya alaşımların yüzey sertlikleri 500-600 MPa iken, Al- esaslı amorf alaşımlarda 900–1200 MPa kadar arttığı gözlenmiştir [6, 7]. Çizelge 2.5’ de bazı Al- esaslı amorf alaşımların tensal mukavemetleri σ ve yüzey sertlik değerleri H_v verilmiştir. Bu tür özelliklerinden dolayı amorf ve nanokristal alaşımlar geniş bir uygulama alanına sahiptir. Otomotiv sanayinden uçak sanayine kadar birçok alanda kullanılmaktadır. Aynı zamanda amorf yapının oluşma mekanizması, kristallenme mekanizması ve oluşan mikroyapının

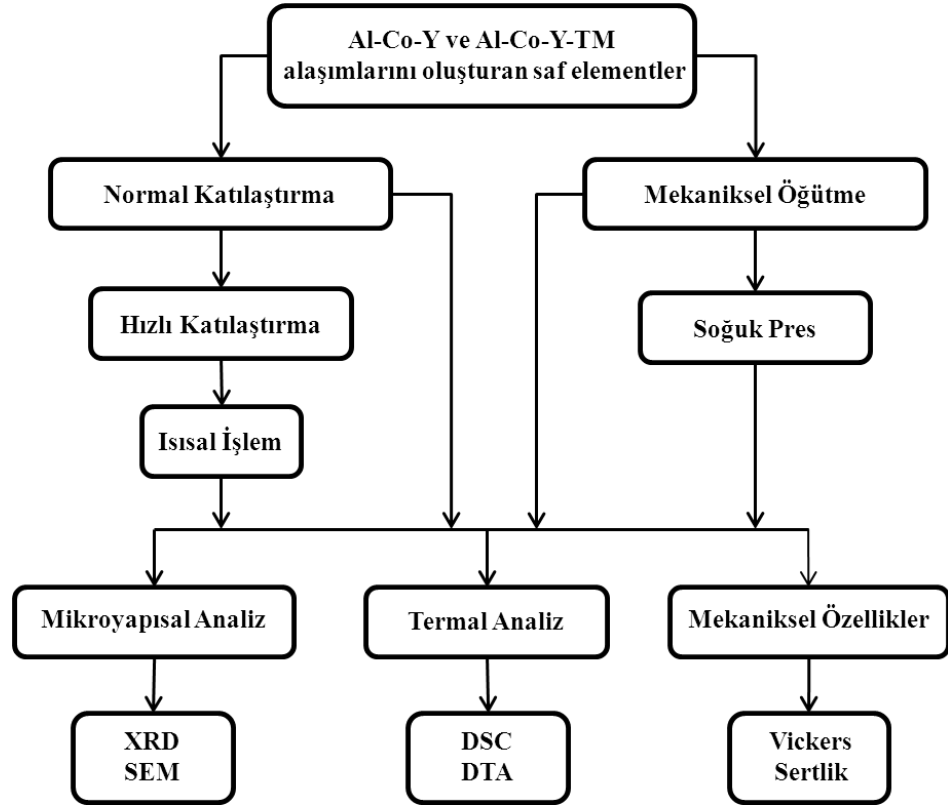
alaşımın özelliklerine etkisi bilimsel olarak önemlidir. Bu nedenlerden dolayı Al-esaslı amorf ve nanokristal alaşımlara olan ilgi her geçen gün artmaktadır.

Çizelge 2.5. Al- esaslı bazı amorf alaşımların tensal mukavemetleri σ ve yüzey sertlik değerleri H_v [70, 71]

Alaşımlar	σ (MPa)	H_v (kg/mm ²)
Al 7075	505	176
Al ₈₈ Ni _{7.5} Y _{7.5}	730	360
Al ₈₇ Ni ₃ Y ₁₀	770	300
Al ₈₈ Ni ₁₀ Y ₂	920	340
Al ₈₅ Ni ₅ Y ₁₀	920	380
Al ₈₇ Ni ₅ Y ₈	1140	300
Al ₈₅ Ni ₅ Y ₇ Co ₃	1140	340
Al ₈₅ Ni ₅ Y ₈ Co ₂	1250	350
Al ₈₈ Ni ₈ Y ₂ Fe ₂	1560	385

3. MATERYAL ve METOT

Bu tez çalışmasında incelenen alaşımlar iki ana gruptan oluşmaktadır. Bunlar; Al-Co-Y üçlü ve Al-Co-Y-TM dörtlü alaşımların üretilmesi ve üretilen bu alaşımların incelenmesidir. Bu çalışmada deneysel olarak izlenen yol Şekil 3.1’ de görülmektedir.



Şekil 3.1. Çalışmada izlenen deneysel prosedür

3.1. Alaşımların Üretilmesi

Tez çalışması için belirlenen Al-Co-Y üçlü ve Al-Co-Y-TM dörtlü alaşımları; normal katılaştırma (conventional solidification, CS), hızlı katılaştırma (rapid solidification, RS) ve mekaniksel alaşımlama (mechanical alloying, MA) teknikleri ile amorf ya da nanokristal yapıda üretilmiştir.

3.1.1. Başlangıç elementleri

Mekaniksel alaşımlama tekniği ile üretilen üçlü ve dörtlü alaşımları oluşturan elementlerin saflık dereceleri, boyutları ve temin edildiği firma bilgileri Çizelge 3.1’ de verilmiştir. Bu deneyde kullanılan elemental tozlar, maliyeti arttırmamak için piyasaya arz

edildikleri boyutları ile temin edilerek kullanılmıştır. Ayrıca, normal katılaştırma işlemi öncesinde Mn gibi bazı saf elementlerin üzerindeki oksit tabaka zımparalanarak kaldırılmıştır. Üretim işlemleri esasında elementlerin oksitlenmelerini önlemek amacıyla koruyucu atmosfer olarak yüksek saflıkta argon gazı kullanılmıştır. Bunların haricinde, tez çalışmasında kullanılan elementlere ait bazı temel özellikler Çizelge 3.2’ de verilmiştir. Çizelge 3.2’ deki elementlerin atomik çapları ile ilgili bilgiler [72] kaynağından, diğer bilgiler ise [73]’ den sağlanmıştır.

3.1.2. Alaşım kompozisyonları

Amorf ve nanokristal malzemeleri birçok farklı teknikle üretmek mümkündür. Bu tekniklerden en önemlileri ve en çok kullanılanları hızlı katılaştırma ve mekaniksel alaşımlama teknikleridir. Tez çalışması için belirlenen Al-Co-Y üçlü ve Al-Co-Y-TM dördümlü alaşımlarını amorf ve nanokristal yapıda üretmek için geniş literatür çalışması yapılmıştır ve en uygun kompozisyon oranları ve üretim teknikleri seçilmiştir. Bu amaçla seçilen alaşım kompozisyonları Çizelge 3.3’ de görülmektedir. Belirtilen kimyasal kompozisyonlardaki alaşımlar 0.0001 gr hassaslıktaki Shimadzu Ax200 marka terazide tartılarak üretim öncesi hazırlandı. Alaşımlar; normal katılaştırmayla külçeler halinde, hızlı katılaştırmayla şeritler halinde ve mekaniksel alaşımlama ile tozlar halinde üretilmiştir.

Çizelge 3.1. Mekaniksel alaşımlama tekniğinde kullanılan elemental tozlara ait bazı bilgiler

Element	Üretici firma	Saflık derecesi (%)	Parçacık boyutu $\leq$
Al	Alfa Aesar	99.5	45 μm
Co	ABCR	99.5	45 μm
Y	ABCR	99.9	400 μm
Si	ABCR	99	30 μm
Ni	Merck	99.5	40 μm
Nd	Aldrich	99	40 μm

Çizelge 3.2. Çalışılan alaşımlara ait elementlerin bazı fiziksel özellikleri

Sembol	Atomik ağırlık	Kristal yapı	Elektro-negatiflik	Atomik yarıçap (Å)	Erime noktası (K)	Yoğunluk (293 K) (gr/cm ³)	Vickers Sertlik (MPa)
Al	26.98154	FCC	1.61	1.43	933.57	2.7	167
Co	58.9332	HCP	1.88	1.25	1768	8.9	1043
Y	88.9059	HCP	1.22	1.80	1798	4.47	-
Si	28.0855	FCC	1.9	1.18	1687	2.33	-
Fe	55.845	BCC	1.83	1.26	1808.2	7.86	608
Cu	63.546	FCC	1.9	1.28	1357.77	8.96	369
Ni	58.6934	FCC	1.91	1.24	1728	8.9	638
Sn	118.71	Tetragonal	1.96	1.51	505.078	7.3	-
Mn	54.9309	BCC	1.55	1.27	1523	7.43	-
Nd	144.24	HCP	1.14	1.81	1289	7	343

Çizelge 3.3. Üretilen alaşımlara ait bilgiler

Alaşım sistemi	Çalışılan alaşımlar	Kompozisyon (at.%)	Üretim tekniği
Al-Co-Y	$Al_{85}Y_xCo_{15-x}$ $(x = 2, 5, 8, 10, 13)$	$Al_{85}Y_2Co_{13}$	CS, RS, MA*
		$Al_{85}Y_5Co_{10}$	
		$Al_{85}Y_8Co_7^*$	
		$Al_{85}Y_{10}Co_5$	
		$Al_{85}Y_{13}Co_2$	
	-	$Al_{86}Y_7Co_7$	
Al-Co-Y-TM	$(Al_{85}Y_8Co_7)_{98}TM_2$ $(TM = Si, Ni, Fe, Mn, Cu, Sn)$	$(Al_{85}Y_8Co_7)_{98}Si_2^*$	CS, RS, MA*
		$(Al_{85}Y_8Co_7)_{98}Ni_2^*$	
		$(Al_{85}Y_8Co_7)_{98}Fe_2$	
		$(Al_{85}Y_8Co_7)_{98}Mn_2$	
		$(Al_{85}Y_8Co_7)_{98}Cu_2$	
		$(Al_{85}Y_8Co_7)_{98}Sn_2$	
	-	$(Al_{85}Y_8Co_7)_{98}Nd_2^*$	
	-	$Al_{85}Y_8Ni_5Co_2^*$	
	$Al_{85}Y_5Co_5TM_5$ $(TM = Ni, Cu, Si)$	$Al_{85}Y_5Co_5Ni_5$	
		$Al_{85}Y_5Co_5Cu_5$	
		$Al_{85}Y_5Co_5Si_5$	

3.1.3. Normal katılaştırma tekniği (conventional solidification, CS)

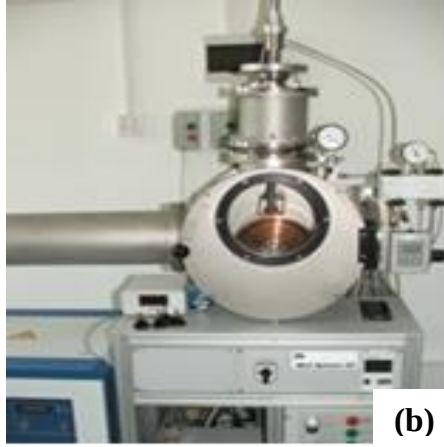
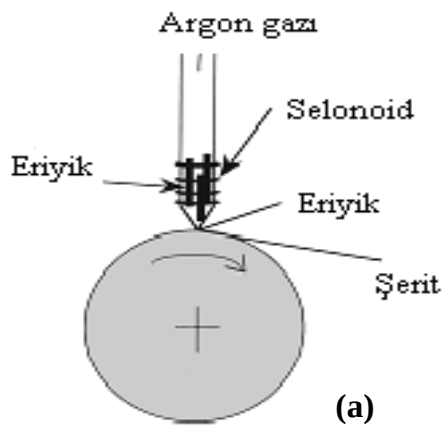
Normal katılaştırma tekniği ile alaşımların üretilmesinde ark fırını kullanılmıştır. Bu işlem için önce % 99 saflıkta metal parçaları, 0.0001 gr hassaslıktaki elektronik terazi ile tartılarak, ergitilecek olan alaşım bileşenleri hazırlanmıştır. Daha sonra hazırlanan bu metaller, Edmund-Bühler marka ark ergitme ünitesinin vakum haznesi içerisinde yer alan su soğutmalı yüksek saflıktaki bakır kalıplar içerisine yüklenmiştir. % 99.998 saflıkta argon gazı altında ark ergitme işlemi gerçekleştirilmiştir. Hazırlanan alaşımların homojenliğinden emin olabilmek için ergitme işlemi 4 kez tekrarlanmıştır. Üretilen külçe alaşımların ağırlıklarında % 1' den daha az kütle kaybı meydana gelmiştir. Şekil 3.2' de görüldüğü gibi 7cm x 1cm x 1cm boyutlarına sahip numuneler elde edilmiştir.



Şekil 3.2. Normal katılaştırma ile üretilen külçe alaşımlar

3.1.4. Hızlı katılaştırma tekniği (rapid solidification, RS)

Hızlı katılaştırma tekniği ile malzeme üretmek için, önce normal katılaştırma ile külçeler halinde üretilen alaşımlar küçük parçalar haline getirilir. Daha sonra bu numuneler, kuartz bir cam tüp içinde eriyinceye kadar ısıtılır. Külçe alaşımlar eridikten ve homojen hale geldikten sonra, ısı iletim katsayısı yüksek olan bir alt yüzeye (bakırdan yapılmış döner diske) püskürtülür. Sıvı hale gelen bu element karışımını alt yüzeye püskürtmek için genellikle yüksek sıcaklıkta hiçbir madde ile reaksiyona girmeyen Ar veya He gibi asal gazlar kullanılır. Bu şekilde alt yüzeye temas eden sıvı, ısını anı olarak kaybederek katı hale geçer. Sıvı haldeki eriyik çok kısa bir zaman içerisinde katılaştığı için atomlar periyodik hale geçme fırsatı bulamazlar ve sıvı durumdaki pozisyonlarını koruyarak katılaşırlar. Böylece kristal yapının oluşması önlenir ve alaşım; amorf, nanokristal, kuazikristal gibi yarı-kararlı yapıda oluşur. Bu çalışmada, Şekil 3.3’ de resmi görülen hızlı katılaştırma tekniklerinden eriyik döndürme (melt-spinning) metodu kullanılmıştır. Normal katılaştırma ile külçeler halinde üretilen Al-Co-Y ve Al-Co-Y-TM alaşımları, önce yaklaşık 5 gr’ lık küçük parçalara bölündü ve sonra yüksek vakum altında indüksiyon fırınında eritilerek 40 kPa’ lık argon basıncı ile 2000 dev/dak dönüş hızına sahip soğuk bakır disk yüzeyine püskürtülmüştür. Bu sayede sıvı haldeki eriyik, yaklaşık 10^6 K/dak’ lik soğuma hızıyla katılaşabilmektedir. Disk yüzeyinden uzun ve homojen metal şeritler elde edilmiştir. Şekil 3.4’ de eriyik döndürme metoduyla üretilen şerit alaşımlara örnekler verilmiştir. Ayrıca, üretilen bu alaşımların boyutlarına ait bilgiler Çizelge 3.4’ de sıralanmıştır.



Şekil 3.3. (a) Eriyik döndürme sisteminin şematik gösterimi (b) Edmund-Bühler marka eriyik döndürme sisteminin görünümü



Şekil 3.4. Aynı eriyik döndürme sisteminde üretilen farklı kompozisyonlara sahip şerit alaşımlar: (a) $(Al_{85}Y_8Co_7)_{98}Cu_2$ şerit alaşımı ve (b) $Al_{85}Y_5Co_5Ni_5$ şerit alaşımı

Çizelge 3.4. Hızlı katılaştırmayla üretilen şerit alaşımlara ait bazı bilgiler

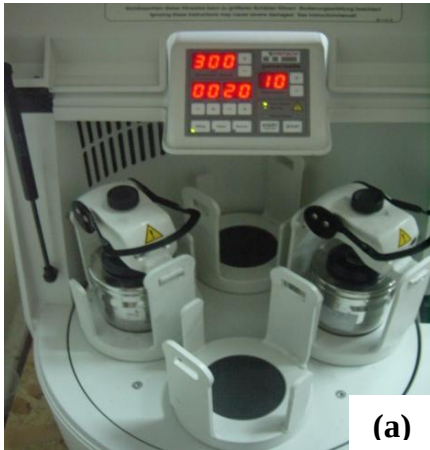
Alaşım (at.%)	Disk hızı (m/s)	Şerit kalınlığı (µm)	Şerit genişliği (mm)
$Al_{85}Co_{13}Y_2$	30	110-130	3.5-4.1
$Al_{85}Co_{10}Y_5$	30	110-140	3.5-4.2
$Al_{85}Co_7Y_8$	30	35-40	1.5-2.0
$Al_{86}Co_7Y_7$	30	100-150	2.0-3.0
$Al_{85}Co_5Y_{10}$	30	250-340	3.5-4.2
$Al_{85}Co_2Y_{13}$	30	800-900	1.5-2.2
$(Al_{85}Co_7Y_8)Si_2$	42	45-50	1.5-2.0
$(Al_{85}Co_7Y_8)Ni_2$	42	45-50	1.5-2.0
$(Al_{85}Co_7Y_8)Fe_2$	42	35-45	1.5-1.8
$(Al_{85}Co_7Y_8)Mn_2$	42	45-50	1.2-1.5
$(Al_{85}Co_7Y_8)Cu_2$	42	35-40	1.5-1.7
$(Al_{85}Co_7Y_8)Sn_2$	42	35-40	1.5-1.7
$Al_{85}Co_5Y_5Ni_5$	35	700-800	3.0-3.7
$Al_{85}Co_5Y_5Cu_5$	35	300-400	1.5-1.7
$Al_{85}Co_5Y_5Si_5$	35	450-550	2.0-3.0

3.1.5. Mekaniksel alaşımlama tekniği (mechanical alloying, MA)

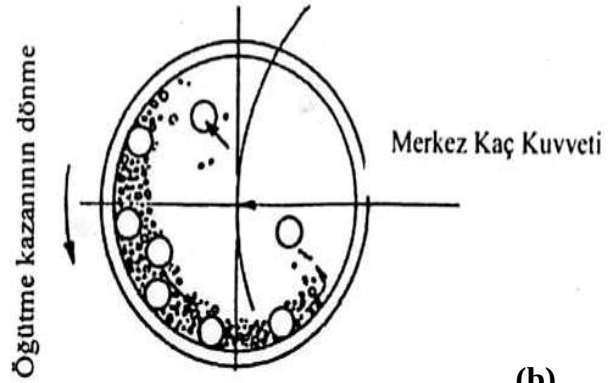
Amorf, nanokristal ve kuazikristal malzeme üretmek için geliştirilen en önemli tekniklerden biri de mekaniksel alaşımlama/öğütme tekniğidir. Bu teknikte alaşımların oluşum süreci kolayca kontrol edilebildiği için istenilen mikroyapıya sahip malzeme üretmek mümkün olmaktadır. Ayrıca, diğer teknikler kullanılarak üretilmesi olanaksız veya zor olan mikroyapılar bu teknikle elde edilebilir. Aynı zamanda bu teknikle, erime sıcaklıkları birbirinden oldukça farkı olan alaşımların homojen olarak karışma ve yüksek çözünürlük limitine ulaşılabilme zorluklarının üstesinden gelinebildiği gibi, diğer tekniklerle elde edilmesi zor olan bazı amorf ve nanokristal alaşımlar bu teknikle üretilmektedir. Bu çalışmada; $Al_{85}Co_7Y_8$, $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ (TM = Si, Ni, Nd) ve $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$ alaşımları Fritsch Pulverisette-5 marka mekaniksel alaşımlama cihazı kullanılarak tozlar halinde üretilmiştir. Şekil 3.5(a)' da bu cihazın görüntüsü ve Şekil 3.5(b)' de öğütme haznesinin ve bilyelerin hareketi görülmektedir. Mekaniksel alaşımlama cihazında kullanılan havanlar ve bilyeler paslanmaz çelikten yapılmıştır. Her bir havanın iç hacmi 250 mL' dir. Mekaniksel alaşımlama işleminde kullanılan havan ve bilyeler Şekil 3.6' da görülmektedir. Mekaniksel alaşımlama işleminde, önce malzemeyi oluşturan elemental tozların açık havada oksitlenmesini önlemek amacıyla, elemental tozlar Ar atmosferinde kapalı bir kutu içerisinde tartılarak hazırlandı. Hazırlanan elemental tozlar, öğütme haznesine konularak cihazın kapakları bükülebilir "O"-ringlerle kapatıldı. Mekaniksel alaşımlama cihazının hızı 150 devir/dak (rpm) olarak ayarlandı. Ayrıca, aşırı ısınmanın önlenmesi için cihaz 15 dakika çalışıp 15 dakika durmak şartıyla programlanmıştır. Tez çalışmasında, mekaniksel alaşımlama tekniği ile alaşım üretmede kullanılan deneysel parametreler ve deney koşulları Çizelge 3.5' de verilmektedir. $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımını mekaniksel alaşımlama tekniğinde üretmek için deneysel parametreler değiştirilmiş ve aynı alaşım dört farklı şekilde elde edilmiştir. Çizelge 3.5' de görüldüğü gibi bu alaşımlar; A1, A2, A3 ve A4 olarak adlandırılmıştır.

Çizelge 3.5. Mekaniksel alaşımlama işleminde uygulanan parametreler

Alaşımlar (at.%)	Öğütme hızı (dev/dak)	Bilye-Toz oranı	Bilye boyutu (mm)	İşlem kontrol elemanı	Öğütme süresi (saat)
$Al_{85}Co_7Y_8$ - A1	150	10:1	10	-	300
$Al_{85}Co_7Y_8$ - A2	150	10:1	10	Hekzan	300
$Al_{85}Co_7Y_8$ - A3	150	20:1	10	-	300
$Al_{85}Co_7Y_8$ - A4	150	20:1	2-20	Tolüen	300
$(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$	150	10:1	10	-	500
$(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$	150	10:1	10	-	500
$(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Nd_2$	150	10:1	10	-	500
$Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$	150	10:1	10	-	500

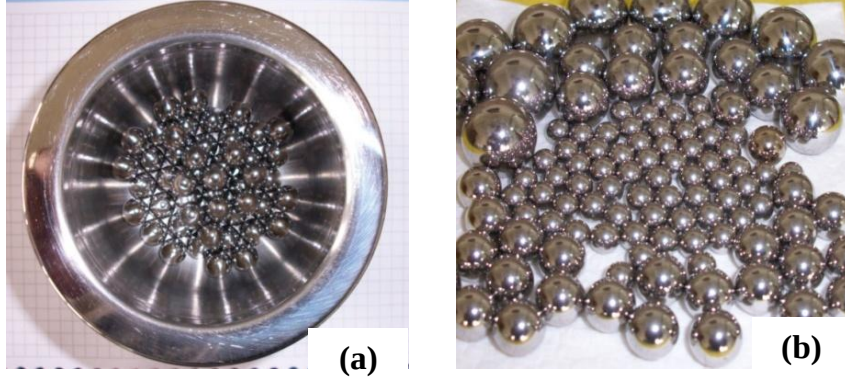


(a)



(b)

Şekil 3.5. (a) Fritsch Pulverisette-5 marka planeter tipi öğütücünün iç görüntüsü ve (b) öğütme haznesinin ve bilyelerin hareketinin şematik gösterimi



Şekil 3.6. Mekaniksel alaşımlama işleminde kullanılan (a) yüksek sertliğe sahip çelik havan ve (b) çeşitli boyutlardaki paslanmaz çelik bilyeler

3.1.6. Isısal işlem

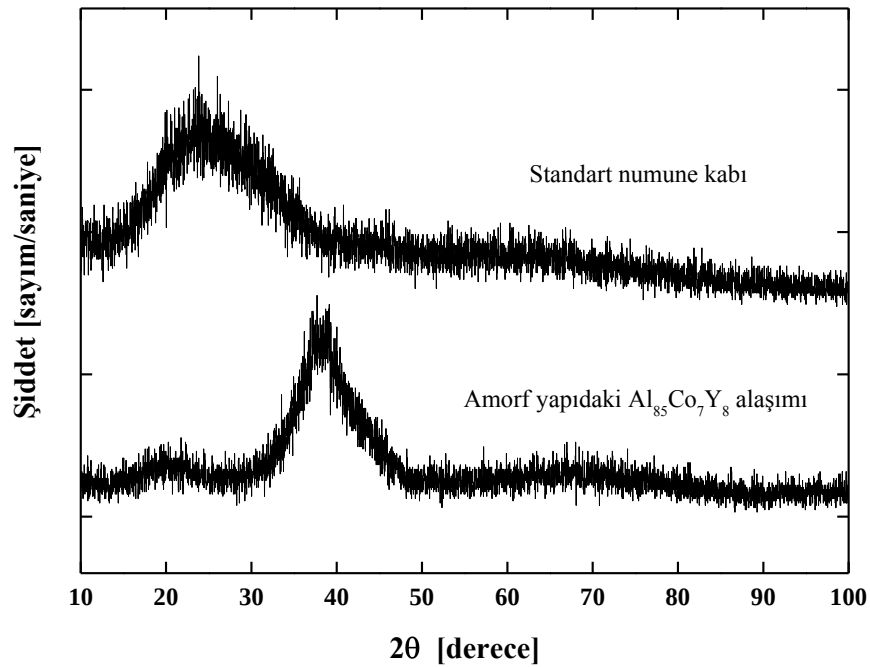
Hızlı katılaştırma tekniği ile üretilen alaşımların mikroyapılarının sıcaklıkla nasıl değiştiğini inceleyebilmek için numuneler farklı sıcaklıklarda ısısal işleme tabi tutuldular. Bu işlem için Perkin-Elmer DSC 8000 marka bir diferansiyel taramalı kalorimetre kullanılmıştır. Hızlı katılaşma tekniği ile elde edilen şerit alaşımlara 560-723 K aralığında ısısal işlem uygulanmıştır. Arzu edilen sıcaklıkta ısısal işlem uygulandıktan sonra, numuneler yaklaşık 100 K/dak soğuma hızında 323 K' e soğutulmuştur. Isısal işlem sonrası faz yapısı değişen bu alaşımların mikroyapısı XRD ile incelenmiştir. Bütün ısısal işlemlerde, numune kabı olarak ağzı açık Al kaplar kullanılmıştır. Isısal işlem süresince, DSC cihazının fırın kısmı, 20 ml/dak' lık sürekli devam eden N₂ atmosferi altında yapılmıştır.

3.2. Alaşımların İncelenmesi

3.2.1. X-ışını difraksiyonu (XRD) analizi

Bu çalışmada; normal katılaştırma, hızlı katılaştırma ve mekaniksel alaşımlama teknikleriyle üretilen alaşımların yapı analizi XRD ile yapıldı. Ayrıca ısısal işleme tabi tutulan numunelerde oluşabilecek fazlarda XRD ile incelendi. Bunun için Philips X'Pert PRO marka XRD cihazı, 40kV ve 30mA olarak ayarlı, monokromotik CuK α radyasyonu

($\lambda = 0.154056$ nm) altında kullanıldı. XRD analizleri tüm numuneler için; 293 K' de 20° den 120° ye kadar 0.02° adım aralığında ve her adımda 1 s bekletilerek ölçümler alındı. Hızlı katılaştırma ile elde edilen şerit alaşımların XRD ölçümleri için numune kabı olarak cam altlık kullanıldı. Şerit alaşımlar birbirlerine paralel olarak bu cam numune kabının üzerine yerleştirilerek ölçümler alınmıştır. Şekil 3.7' de görüldüğü gibi standart numune kabının XRD sonucunda $2\theta = 24^\circ$ de yayvan bir pik görülmektedir. Buna karşın, amorf yapıdaki $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımının XRD sonucunda ise, $2\theta = 20^\circ$ ve $2\theta = 38^\circ$ lerde pikler görülmektedir. Böylece, Al-esaslı amorf alaşımların XRD sonuçlarındaki bu pikler, altlık olarak kullanılan numune kabından değil, alaşımın kendisinden yansıdığı anlaşılmaktadır.

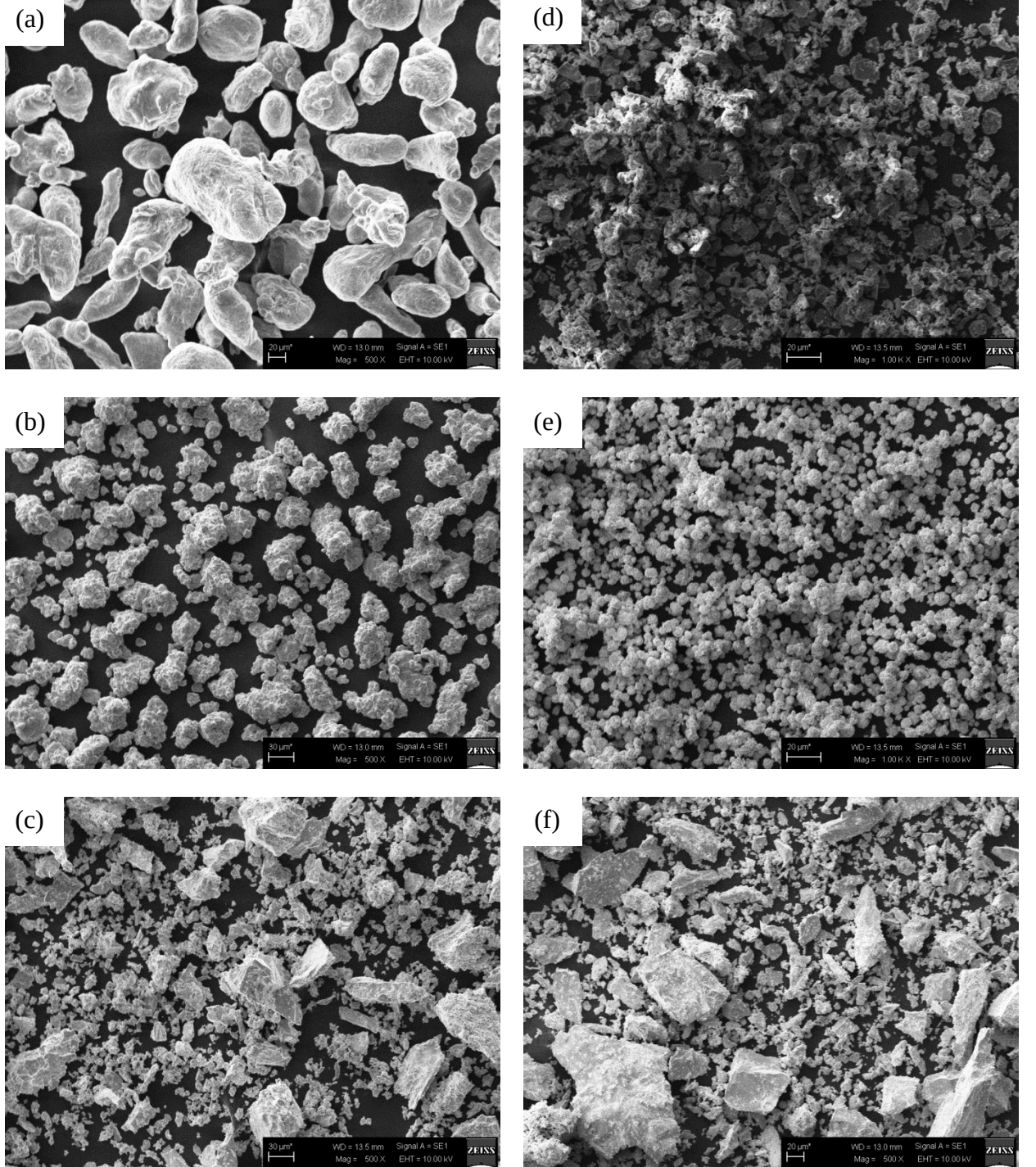


Şekil 3.7. Standart numune kabı ve $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ amorf alaşımının XRD sonuçları

3.2.2. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) analizi

Normal katılaştırma, hızlı katılaştırma ve mekaniksel alaşımlama teknikleriyle üretilen alaşımların SEM incelemeleri, LaB_6 filamentli takılı ZEISS EVO LS10 marka SEM cihazında 10 keV potansiyeli altında alındı. Ayrıca üretilen alaşımların kompozisyon oranları, SEM cihazına bağlı olan Bruker Quantax 200 marka enerji dağılım spektroskopisi (energy dispersive spectrometer, EDS) ile belirlenmiştir. Numuneler, elektron mikroskobun tablasına yatay olarak yerleştirildi, vakum çalıştırılarak detektör ve numune bölümündeki

hava boşaltıldı. Bütün analizlerde, elektron demeti ile numune yüzeyi arasındaki açı 90° olacak şekilde tutuldu. Elektron tabancası çalıştırılarak numune elektron bombardımanına tutuldu. Numuneden gelen elektronlar detektörde toplanıp görüntüler dijital olarak elde edildi. Örnek olarak, mekaniksel alaşımlama işleminde kullanılan saf haldeki başlangıç toz metallerinin SEM görüntüleri Şekil 3.8’ de görülmektedir.



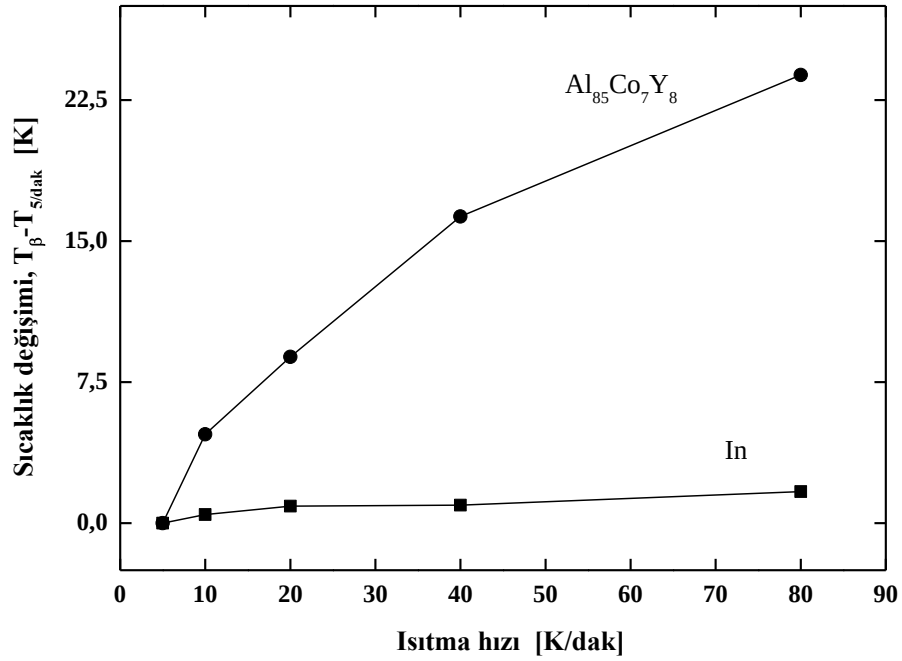
Şekil 3.8. Mekaniksel alaşımlama işleminde kullanılan elemental toz metallerin SEM görüntüleri; (a) Al, (b) Co, (c) Y, (d) Si, (e) Ni ve (f) Nd

3.2.3. Diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) analizi

Bu çalışmada, hızlı katılaştırma ile üretilen şerit alaşımların termal analizleri Perkin-Elmer DSC 8000 cihazı ile yapılmıştır. Buradaki deneylerde numunelerdeki faz dönüşümlerini, kararlı ve yarı-kararlı fazları belirlemek için, ölçümler yaklaşık 10 mg ağırlığında numuneler kullanılarak 363–773 K arasında 5, 10, 20, 40 ve 80 K/dak gibi farklı ısıtma hızlarında ve 20 ml/dak'lık sürekli devam eden N₂ atmosferi altında yapıldı. Numunelerin DSC ölçümleri sonucunda camsı geçiş sıcaklığı (T_g), kristallenme sıcaklığı (T_x) ve ekzotermik pik sıcaklığı (T_p) gibi termal özellikleri belirlenmiştir. Ayrıca, hızlı katılaştırma ile üretilen şerit alaşımların aktivasyon enerjileri ve avrami sabitleri DSC analizleri sonucunda hesaplanmıştır. Bunun için, uygulanan farklı ısıtma hızlarında, cihazdan kaynaklanan etkiden ziyade numuneden kaynaklanan etki sonucu pik sıcaklıklarında kaymalar meydana gelecektir. Bu durum, Çizelge 3.6' da sonuçları görülen In elementinin erime sıcaklığı, farklı ısıtma hızlarında ölçülerek test edilmiştir. Bu sonuçla kıyaslama için Al₈₅Co₇Y₈ amorf alaşımının kristallenme sıcaklığının (T_x) farklı ısıtma hızlarıyla değişimi verilmiştir. Şekil 3.9, uygulanan farklı ısıtma hızlarında cihazdan kaynaklanan etkinin numuneden kaynaklanan etkiye kıyasla oldukça küçük olduğunu göstermektedir. Ayrıca, tüm ölçümleri için DSC cihazı, In ve Zn elementlerinin erime sıcaklıkları ile kalibre edilmiştir. Numune kabı olarak ağzı açık Al kaplar kullanılmıştır.

Çizelge 3.6. Farklı ısıtma hızlarıyla birlikte In elementinin erimeye başladığı sıcaklığın değişimi ve Al₈₅Co₇Y₈ amorf alaşımının kristallenme sıcaklığının değişimi

Isıtma oranı (K/dak)	In (K)	Al ₈₅ Co ₇ Y ₈ (K)
5	429.64	579.72
10	430.10	584.45
20	430.55	588.56
40	430.60	596.03
80	431.32	603.55



Şekil 3.9. Uygulanan farklı ısıtma hızıyla gözlenen sıcaklığın değişimi

3.2.4. Diferansiyel termal analiz (DTA)

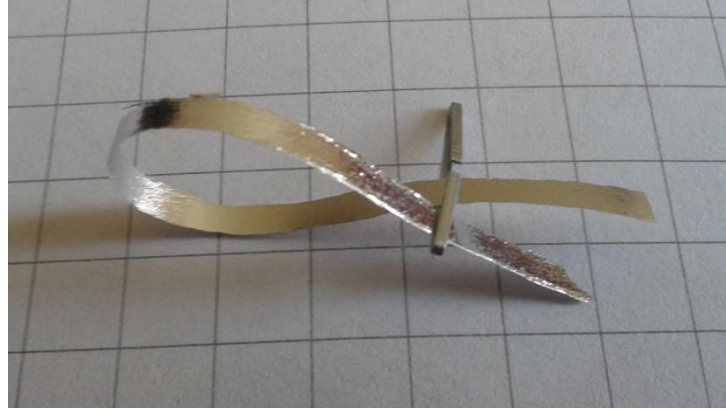
Normal katılaştırma, hızlı katılaştırma ve mekaniksel alaşımlama teknikleriyle üretilen alaşımların DTA ölçümleri, Perkin-Elmer Diamond TG/DTA cihazında yapıldı. Benzer şekilde DTA ölçümleri, yaklaşık 10 mg ağırlığında 373–1473 K arasında 20 K/dak’lık ısıtma hızında ve 40 ml/dak’lık sürekli devam eden N₂ atmosferi altında yapıldı. Numune kabı olarak yüksek sıcaklığa dayanan seramik kaplar kullanılmıştır. DTA ölçümleri sonucu numunelerdeki erime sıcaklığı (T_m) ve liküdü sıcaklığı (T_l) gibi termal özellikler belirlenmiştir.

3.2.5. Mekaniksel özelliklerin incelenmesi

3.2.5.1. Esneklik testi

Hızlı katılaştırılmış bütün şerit alaşımların esnekliği, basit bir 180° bükülme testiyle yapılmıştır. Test sonucunda, Al₈₅Co₇Y₈, (Al₈₅Co₇Y₈)₉₈TM₂ (TM = Si, Ni, Fe, Mn, Cu, Sn, Zr, Nd) ve Al₈₅Co₅Y₅TM₅ (TM = Ni, Cu, Fe, Si) alaşımlarının iyi bir esnekliğe sahip olduğu görülmüştür. Alaşımların yüzeylerinde hiçbir kırılma olmadan 180° derece bükülebilen bir esnekliğe sahiptir. Şekil 3.10’da Al₈₅Co₅Y₅Si₅ amorf alaşımının bükülebilir, esnek oluşu görülmektedir. Buna karşın Al₈₅Co₁₃Y₂, Al₈₅Co₁₀Y₅, Al₈₆Co₇Y₇,

$\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_{10}$, $\text{Al}_{85}\text{Co}_2\text{Y}_{13}$, $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{TM}_5$ (TM = Nd, Zr) alaşımlarının ise kırılkan yapıda olduğu belirlenmiştir.



Şekil 3.10. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$ amorf alaşımının esneklik davranışı

3.2.5.2. Mikrosertlik analizi

3.2.5.2.1. Sertlik testi için numunelerin hazırlanması

Mekaniksel alaşımlama ile üretilen toz numunelerin mikrosertlik ölçümleri öncesi, el yapımı bir kalıp içerisine yerleştirilip, tek eksenli hidrolik pres kullanımı ile 15 MPa basınç altında 5 dak bekletilerek soğuk preslenmiştir. Preslenen numuneler, ayrıca normal ve hızlı katılaştırma ile elde edilen numuneler, mikrosertlik testi için öncelikle epoksi-resin malzemesiyle tabletler halinde kalıplandı. Zımparalama ve parlatma işlemlerinde Presi-Mecapol marka cihaz kullanıldı. Numuneler sırasıyla 1000, 1200, 2400 ve 4000 mesh' lik zımparalar ile zımparalandı ve daha sonra 3, 1, 0.25 μm boyutlarındaki elmas süspansiyon sıvıları kullanılarak parlatıldı. Her parlatma işleminden sonra, numune yüzeyinde kalan parçacıkların bir sonraki kademedeki çizici etkisini engellemek için, numuneler bol suyla yıkandı. Farklı tekniklerle üretilen alaşımların ve ısısal işleme tabi tutulan alaşımların yüzey sertliklerini ölçmek için, Vickers uçlu Shimadzu HVM-2 model mikrosertlik cihazı kullanılmıştır. Ölçümler, 298 K de 98.07 mN ($\text{Hv}0.01$) yükte 10 s bekletilerek gerçekleştirilmiştir. Yüzey sertlik değerleri aşağıdaki formül ile hesaplanmıştır.

$$\text{Hv} = \frac{2P \sin \frac{\theta}{2}}{d^2} = \frac{1.854P}{d^2} \quad (3.1)$$

Burada; P uygulanan yük, d uygulanan yük sonucu oluşan izin köşegen uzunluğu, θ ise elmas ucun zıt yüzeyleri arasındaki açı olup, 136° dir. Ölçüm yapılan numunelerin her birinden en az 10 adet ölçüm alınmış ve ölçüm sonuçlarının ortalamaları ve standart sapmaları hesaplanmıştır.

4. BULGULAR VE TARTIŞMA

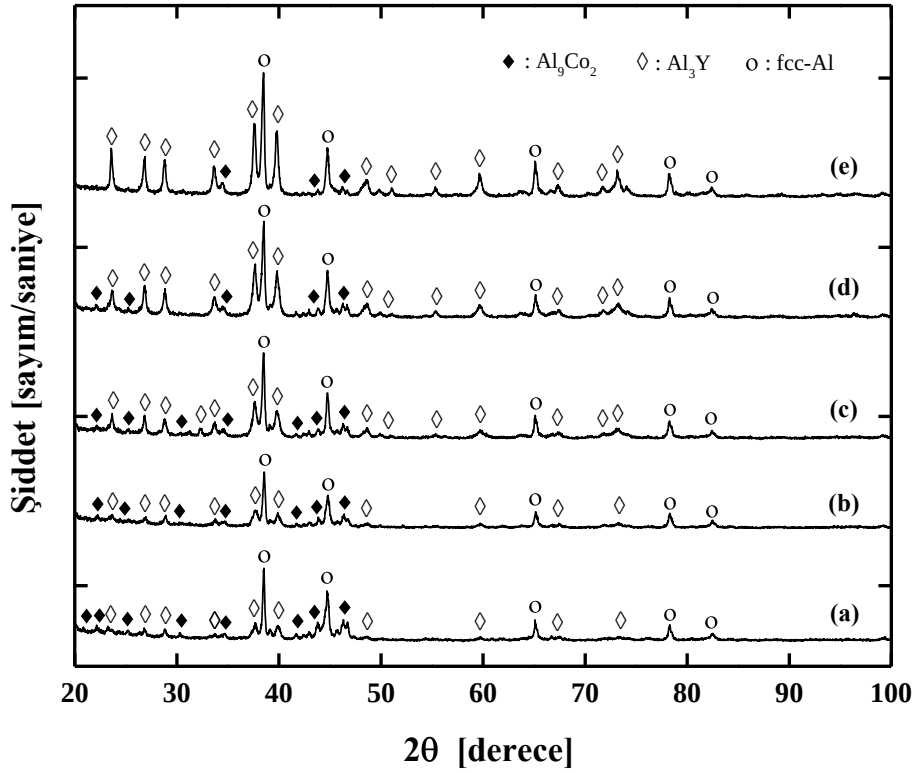
Bu çalışmada, Al-Co-Y üçlü ve Al-Co-Y-TM dörtlü alaşımları normal katılaştırma ile külçeler halinde, hızlı katılaştırma ile şeritler halinde ve mekaniksel alaşımlama ile toz halinde üretilmiştir. Üretilen alaşımların mikroyapısal özellikleri XRD ve SEM ile, ısısal davranışları DSC ve DTA ile incelenmiştir. Alaşımların mekaniksel özellikleri ise Vickers mikrosertlik testi ile yüzey sertlikleri ölçülerek belirlenmiştir. Alaşımların incelenmesi ile elde edilen sonuçlar, bu bölümde sunulmuştur.

4.1. Normal Katılaştırma İşlemi Sonuçları

4.1.1. $Al_{85}Co_{15-x}Y_x$ ($x = 2, 5, 8, 10, 13$) alaşımları

Hızlı katılaştırma işlemi için alaşımların öncelikle normal katılaştırma ile külçeler (ingot) halinde üretilmesi gereklidir. Bu nedenle $Al_{85}Co_{15-x}Y_x$ ($x = 2, 5, 8, 10, 13$) alaşımları normal katılaştırma ile külçeler halinde üretilmiş ve üretilen alaşımlar XRD ve SEM ile incelenmiştir. Şekil 4.1' de normal katılaştırma ile üretilen bu alaşımlarının XRD sonuçları görülmektedir. Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{85}Co_{15-x}Y_x$ ($x = 2, 5, 8, 10, 13$) alaşımlarının XRD analizinde fcc-Al fazı, Al_3Y fazı ve Al_9Co_2 fazı gözlenmiştir. Çizelge 4.1' de bu fazların kristal sistemleri, örgü parametreleri ve uzay grubu bilgileri listelenmiştir. Şekil 4.1' de görüldüğü gibi, Al-Co-Y alaşım sisteminde Y konsantrasyonu arttıkça Al_3Y intermetalik fazına ait piklerin şiddetleri artmaktadır. Benzer şekilde, Al-Co-Y alaşım sisteminde Co konsantrasyonu arttıkça Al_9Co_2 intermetalik fazına ait piklerin sayısı artmaktadır. Ancak fcc-Al fazına ait piklerde herhangi bir değişim görülmemektedir. Ayrıca, Şekil 4.2' de $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımının SEM fotoğrafında bu intermetalik fazların fcc-Al ana fazı içerisinde düzgün bir şekilde dağıldığı görülmektedir. Bunun yanı sıra $Al_{85}Co_{15-x}Y_x$ ($x = 2, 5, 8, 10, 13$) alaşımlarının XRD grafiklerinde $2\theta \approx 44.74^\circ$ de görülen fcc-Al fazına ait (200) pikinin örgü parametresi hesaplanmıştır. Şekil 4.3' de görüldüğü gibi $Al_{85}Co_{15-x}Y_x$ ($x = 2, 5, 8, 10, 13$) alaşımlarında artan Y konsantrasyonuyla birlikte örgü parametresi de artmaktadır. Örgü parametrelerindeki bu artışın nedeni, atomik yarıçapı daha büyük olan Y elementinin Al içerisinde çözünmesidir. Y elementinin Al içerisindeki oranı arttıkça, fcc-Al fazının kafes yapısı genişlemekte ve örgü parametresi, a' yı arttırmaktadır. Bu sonuçlar doğrultusunda normal katılaştırma tekniği ile $Al_{85}Co_{15-x}Y_x$ ($x = 2, 5, 8, 10, 13$) alaşımlarının doğru konsantrasyonlarda ve homojen bir şekilde üretildiği

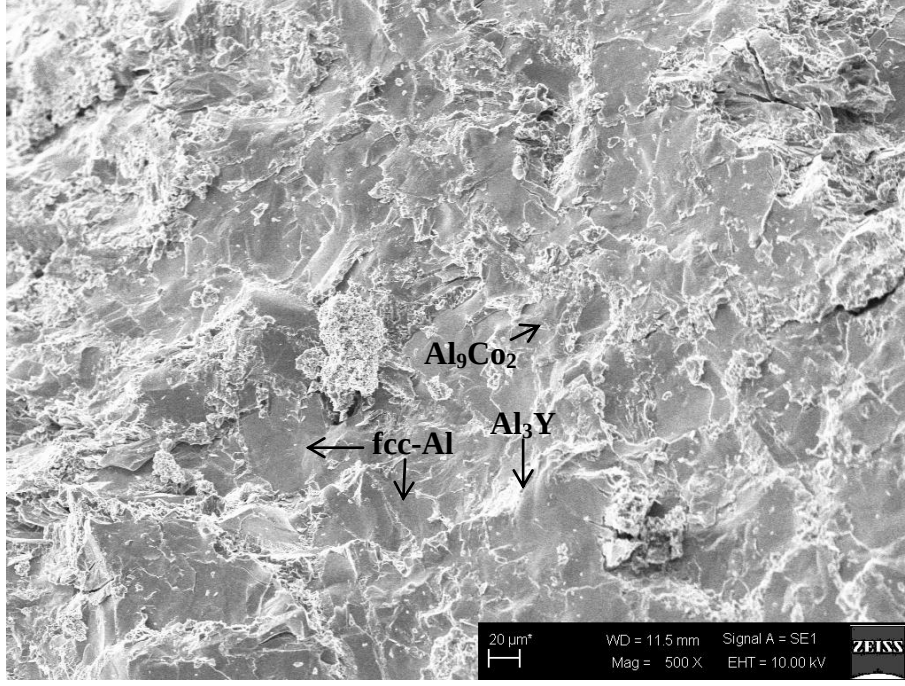
anlaşılmaktadır. Benzer özellikler Al-Ni-La, Al-Ni-Mm ve Al-Ni-Y-Co alaşımları için de rapor edilmiştir [74-77].



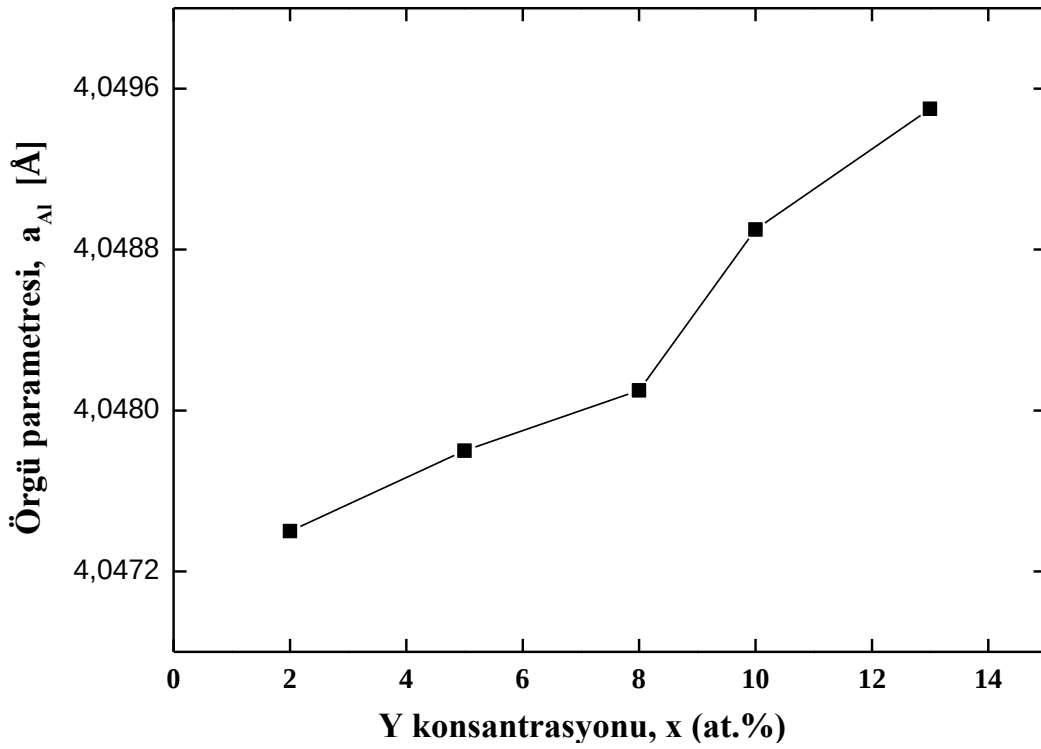
Şekil 4.1. Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{85}Co_{15-x}Y_x$ ($x = 2, 5, 8, 10, 13$) alaşımların XRD grafiği: (a) $Al_{85}Co_{13}Y_2$, (b) $Al_{85}Co_{10}Y_5$, (c) $Al_{85}Co_7Y_8$, (d) $Al_{85}Co_5Y_{10}$ ve (e) $Al_{85}Co_2Y_{13}$

Çizelge 4.1. $Al_{85}Co_{15-x}Y_x$ ($x = 2, 5, 8, 10, 13$) alaşımlarında görülen kristal fazlara ait bilgiler

Faz	Kristal sistem	Örgü parametreleri			Uzay grubu	Kaynak
		a (Å)	b (Å)	c (Å)		
fcc-, α -Al	Kübik	4.0494	4.0494	4.0494	Fm-3m	[78]
Al_3Y	Rombohedral	6.2040	6.2040	21.1840	R-3m	[79]
Al_9Co_2	Monoklinik	8.5565	6.2900	6.2130	P21/a	[80]



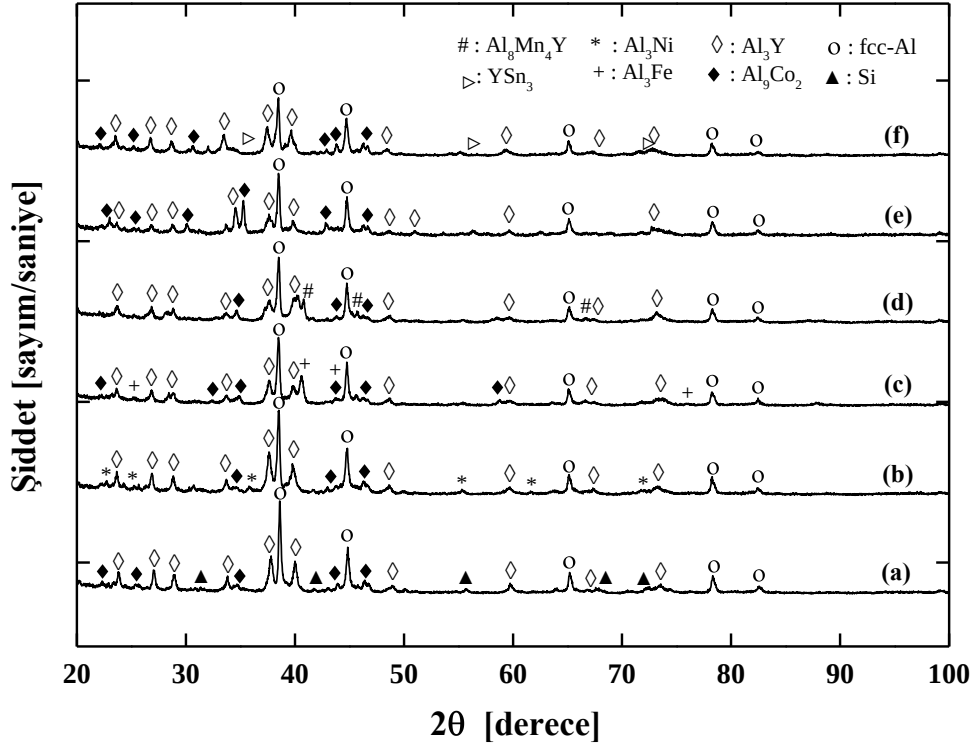
Şekil 4.2. Normal katılaştırma ile üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımının SEM görüntüsü



Şekil 4.3. $\text{Al}_{85}\text{Co}_{15-x}\text{Y}_x$ ($x = 2, 5, 8, 10, 13$) alaşımlarında örgü parametresi değişimi

4.1.2. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ (TM = Si, Ni, Fe, Mn, Cu, Sn) alaşımları

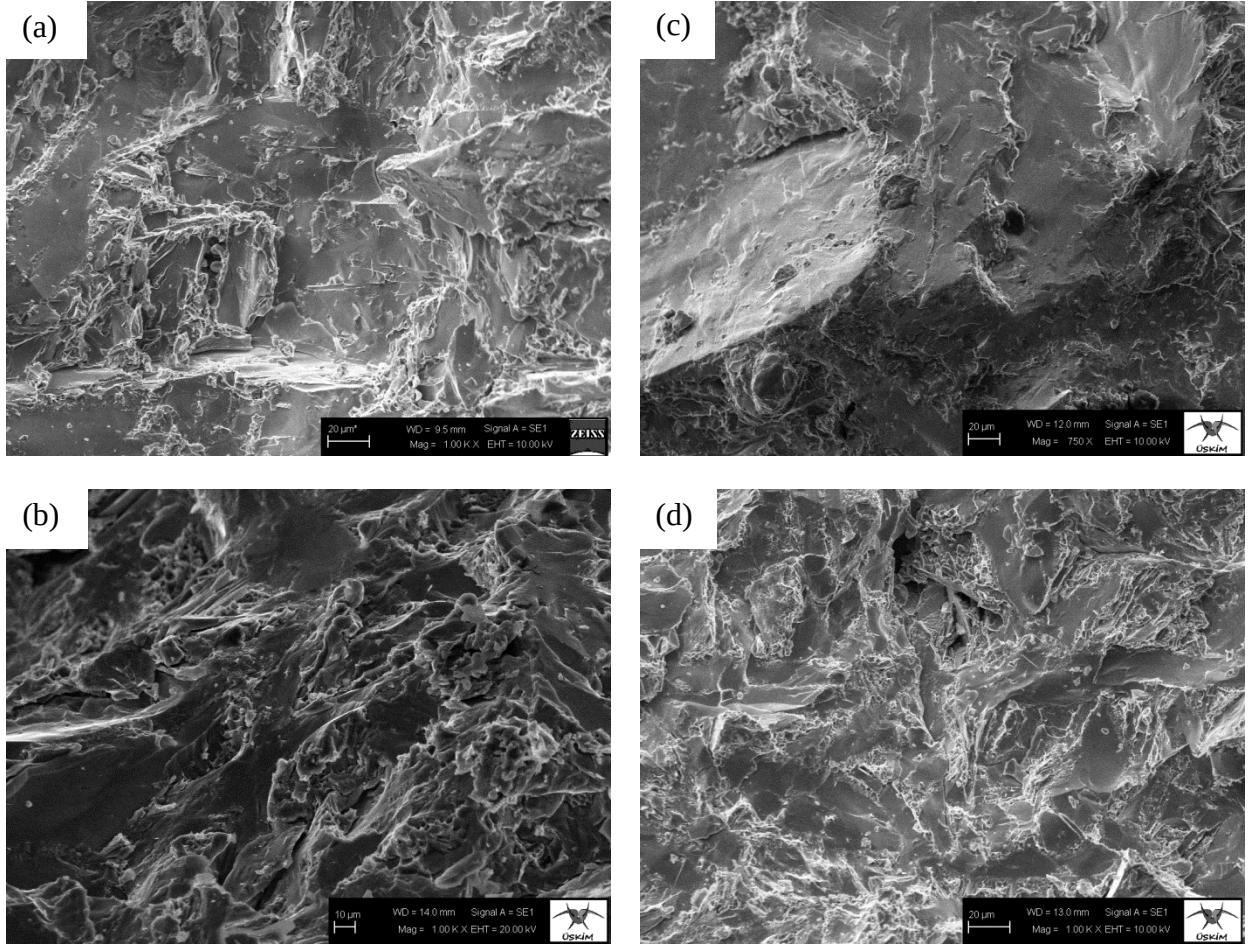
şekil 4.4' de normal katılaştırma ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ (TM = Si, Ni, Fe, Mn, Cu, Sn) alaşımların XRD grafiği görölmektedir. Grafikten göröldüğü gibi, alaşımlar genel olarak kristal yapılı fcc-Al, Al_3Y ve Al_9Co_2 fazlarından oluşmaktadır. Bu fazların yanı sıra Al-Co-Y alaşımına sonradan % 2 at. oranında eklenen TM elementlerinin oluşturduğu intermetalik fazlar da alaşımların yapısında görölmektedir. Çizelge 4.2' de bu fazların kristal sistemleri, örgü parametreleri ve uzay grubu gibi bilgileri listelenmiştir. Ayrıca, şekil 4.5' deki SEM fotoğraflarından göröldüğü gibi, alaşım içerisindeki intermetalik fazlar fcc-Al ana fazının içerisinde dağılmış haldedir. Burada gri ve siyah renkte olan tabakalı kısımlar fcc-Al fazını göstermektedir. Normal katılaştırma ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ (TM = Si, Ni, Fe, Mn, Cu, Sn, Zr, Nd) alaşımların erime sıcaklıkları DTA ile belirlenmiştir. şekil 4.6' da normal katılaştırmayla üretilen alaşımların DTA grafiklerinde 873 K ile 933 K arasında görölen endotermik pikler fcc-Al fazının erimesini temsil etmektedir. Ek şekil 1-8' de Al-TM (Co, Y, Si, Ni, Fe, Mn, Cu, Sn) ikili faz diyagramları verilmiştir. Bu faz diyagramlarından yararlanarak alaşımın yapısında oluşan intermetalik fazların dönüşüm ve erime sıcaklıkları belirlenebilir. Buna göre $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ (TM = Si, Ni, Fe, Mn, Cu, Sn) alaşımların erime sıcaklıkları, yapı içerisinde fcc-Al ana fazıyla birlikte diğer fazların miktarına bağlı olarak değişmektedir.



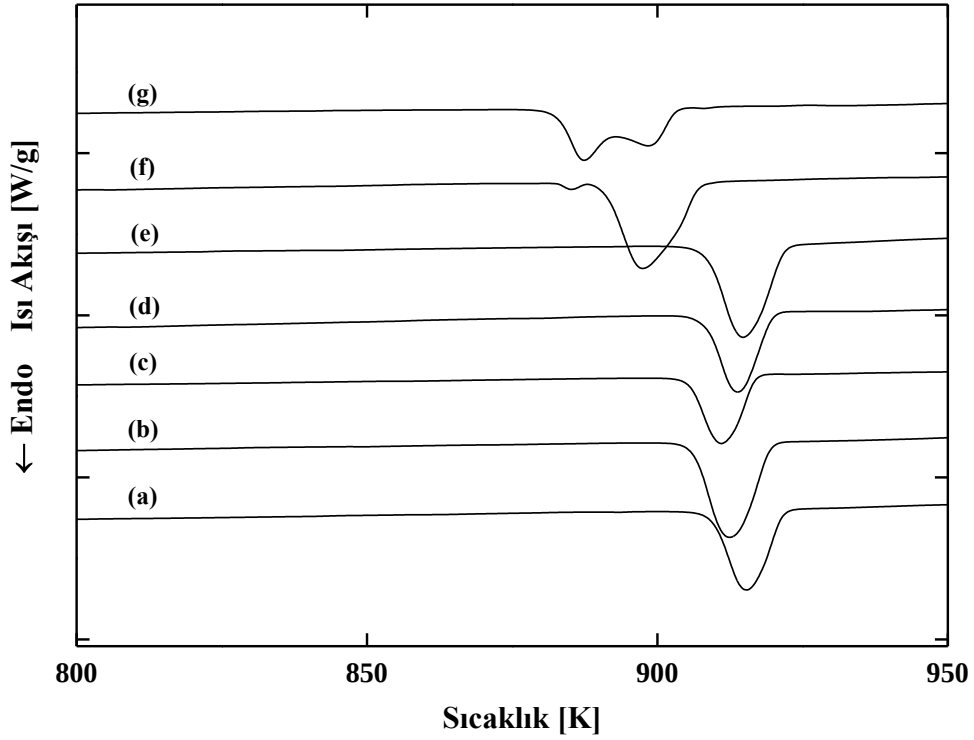
Şekil 4.4. Normal katılaştırma ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ (TM = Si, Ni, Fe, Mn, Cu) alaşımların XRD grafiği: (a) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$, (b) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$, (c) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Fe_2$, (d) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Mn_2$, (e) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Cu_2$ ve (f) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$

Çizelge 4.2. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ (TM = Si, Ni, Fe, Mn, Cu, Sn) alaşımlarında görülen kristal fazlara ait bilgiler

Faz	Kristal sistem	Örgü parametreleri			Uzay grubu	Kaynak
		a (Å)	b (Å)	c (Å)		
fcc-, α -Al	Kübik	4.0494	4.0494	4.0494	Fm-3m	[78]
Al_3Y	Rombohedral	6.2040	6.2040	21.1840	R-3m	[79]
Al_9Co_2	Monoklinik	8.5565	6.2900	6.2130	P21/a	[80]
Si	Hekzagonal	6.6000	6.6000	4.0400	P63mc	[81]
Al_3Ni	Ortorombik	6.6114	7.3662	4.8112	Pnma	[82]
Al_3Fe	-	-	-	-	Bildirilmemiş	[83]
Al_8Mn_4Y	Tetragonal	8.8560	8.8560	5.1120	I4/mmm	[84]
YSn_3	Kübik	4,6660	4,6660	4,6660	Pm3m	[85]



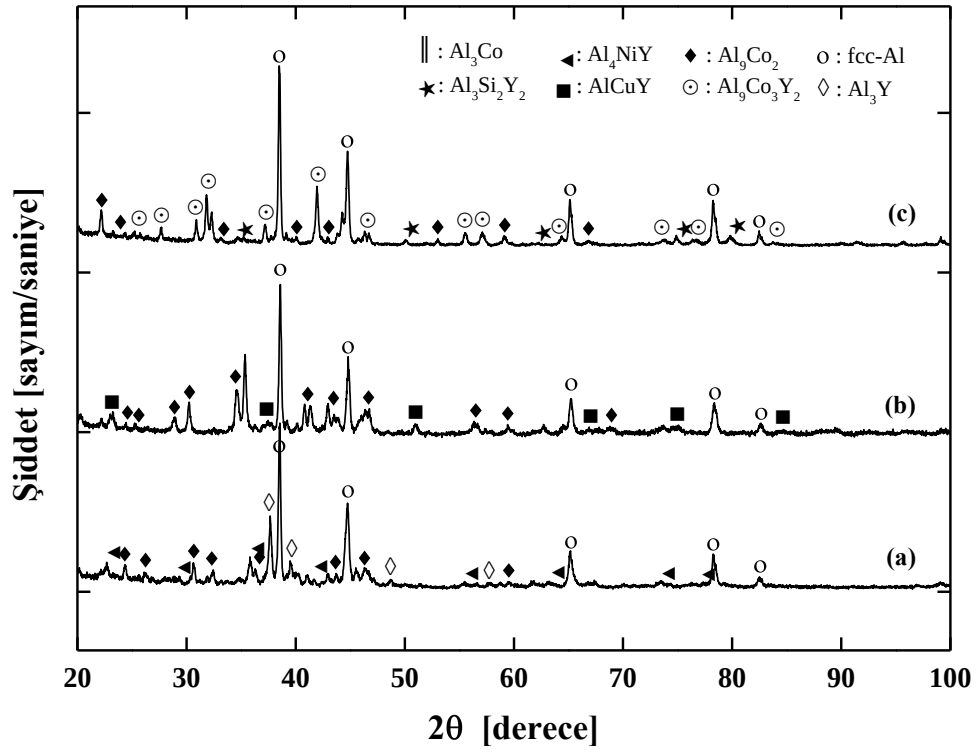
Şekil 4.5. Normal katılaştırma ile üretilen (a) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$, (b) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Fe_2$, (c) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Mn_2$ ve (d) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$ alaşımların SEM görüntüleri



Şekil 4.6. Normal katılaştırma ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ (TM = Si, Ni, Fe, Mn, Cu, Sn) alaşımların DTA grafiği: (a) $Al_{85}Co_7Y_8$, (b) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$, (c) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$, (d) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Fe_2$, (e) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Mn_2$, (f) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Cu_2$ ve (g) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$

4.1.3. $Al_{85}Co_5Y_5TM_5$ (TM = Ni, Cu, Si) alaşımları

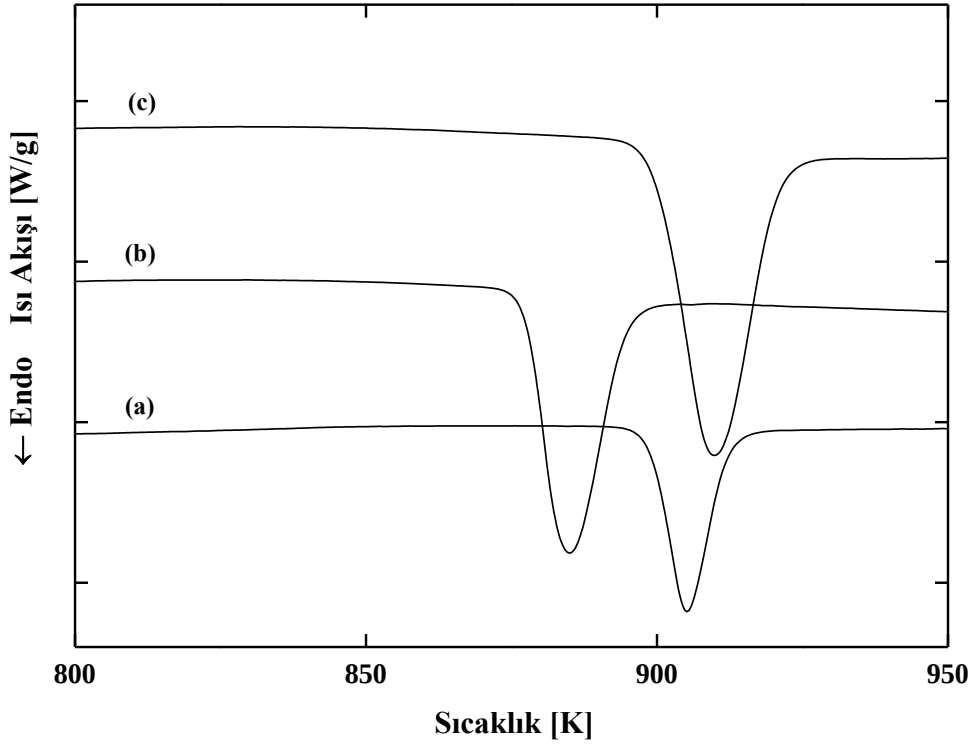
Bu tez çalışmasında Al-Co-Y alaşım sistemine dördüncü elementin etkisini araştırmak amacıyla, üretilecek alaşımlardaki Al oranı sabit tutularak TM oranı arttırılmıştır. Bunun için $Al_{85}Co_5Y_5TM_5$ (TM = Ni, Cu, Si) alaşım sistemi oluşturulmuştur. Şekil 4.7’ de normal katılaştırma ile üretilen $Al_{85}Co_5Y_5TM_5$ (TM = Ni, Cu, Si) alaşımların XRD grafiği görülmektedir. Alaşımlar genel olarak $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ alaşım sistemine benzer olarak fcc-Al, Al_3Y ve Al_9Co_2 fazlarından oluşmaktadır. Bunların yanı sıra alaşımların yapısında Çizelge 4.3’ de listelenmiş olan ikli ve üçlü intermetalik fazlar da bulunmaktadır. Şekil 4.8’ de aynı alaşımların DTA grafikleri görülmektedir. Şekilde görülen 870 K ile 930 K arasında görülen endotermik pik fcc-Al fazının erimesini temsil etmektedir.



Şekil 4.7. Normal katılaştırma ile üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{TM}_5$ (TM = Ni, Cu, Si) alaşımların XRD grafiği: (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$, (b) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ ve (c) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$

Çizelge 4.3. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{TM}_5$ (TM = Ni, Cu, Si) alaşımlarında görülen kristal fazlara ait bilgiler

Faz	Kristal sistem	Örgü parametreleri			Uzay grubu	Kaynak
		a (Å)	b (Å)	c (Å)		
fcc-, α -Al	Kübik	4.0494	4.0494	4.0494	Fm-3m	[78]
Al_3Y	Kübik	4.8180	4.8180	4.8180	Pm3m	[86]
Al_9Co_2	Monoklinik	8.5565	6.2900	6.2130	P21/a	[80]
Al_4NiY	Ortorombik	4.0572	15.3860	6.6340	Cmcm	[87]
AlCuY	Hekzagonal	7.0360	7.0360	4.0300	P-62m	[88]
Al_3Co	Monoklinik	39.8400	8.1480	32.2300	C	[89]
$\text{Al}_9\text{Co}_3\text{Y}_2$	Ortorombik	12.7400	7.4635	9.3210	Cmcm	[90]
$\text{Al}_3\text{Si}_2\text{Y}_2$	Monoklinik	10.2200	4.0354	6.6170	C2/m	[91]



Şekil 4.8. Normal katılaştırma ile üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{TM}_5$ (TM = Ni, Cu, Si) alaşımların DTA grafiği: (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$, (b) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ ve (c) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$

4.2. Hızlı Katılaştırma İşlemi Sonuçları

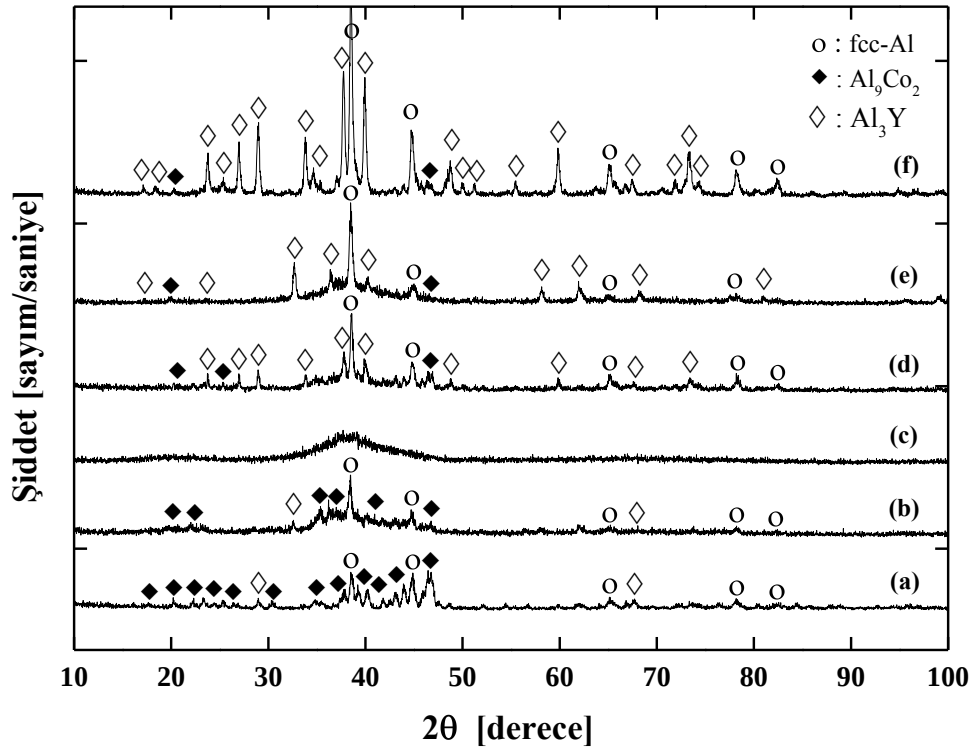
4.2.1. $\text{Al}_{85}\text{Co}_{15-x}\text{Y}_x$ (x = 2, 5, 8, 10, 13) alaşımları

Normal katılaştırma ile külçeler halinde üretilen alaşımlar yaklaşık 5 gr'lık küçük parçalara bölünerek, hızlı katılaştırma tekniklerinden eriyik döndürme (melt-spinning) metodu ile şeritler halinde üretilmiştir. Üretilen alaşımların kompozisyon oranları, enerji dağılım spektroskopisi (EDS) ile belirlenmiştir. Çizelge 4.4' de görüldüğü gibi EDS kullanılarak ölçülen kompozisyon değerleri ile bu çalışma için amaçlanan nominal kompozisyon değerleri, birbirine oldukça yakındır. Bu durum, şerit alaşımların üretilmesi sırasında çok az miktarda kompozisyon sapması olduğunu göstermektedir. Bunun yanı sıra, hızlı katılaştırma ile üretilen alaşımların mikroyapısı ve morfolojik özellikleri XRD ve SEM ile incelenmiştir. Şekil 4.9' daki XRD sonuçlarından $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımı haricinde diğer alaşımların çoğunlukla fcc-Al, Al_3Y ve Al_9Co_2 kristal fazlarından oluştuğu görülmektedir. $\text{Al}_{85}\text{Co}_{13}\text{Y}_2$, $\text{Al}_{85}\text{Co}_{10}\text{Y}_5$, $\text{Al}_{86}\text{Co}_7\text{Y}_7$, $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_{10}$ ve $\text{Al}_{85}\text{Co}_2\text{Y}_{13}$ alaşımlarının XRD sonuçlarında, ortak özellik olarak $2\theta \approx 38.5^\circ, 44.75^\circ, 65^\circ, 78.2^\circ, 82.5^\circ$

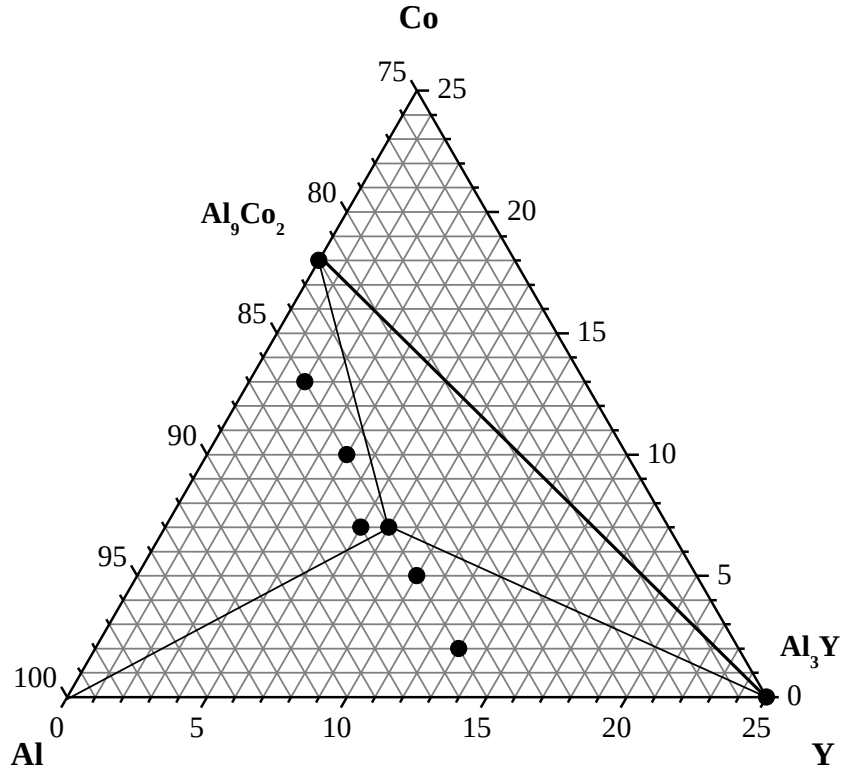
yansıma açılarında fcc-Al fazını temsil eden pikler bulunmaktadır. Ayrıca, grafikten görüldüğü gibi Al-Co-Y alaşım sistemi içerisinde Y veya Co konsantrasyonu arttıkça sırasıyla, Al_3Y fazına veya Al_9Co_2 fazına ait piklerin sayısı artmaktadır. Bu durum, Şekil 4.10' daki Al-Co-Y üçlü faz diyagramında da açıkça görülmektedir. Böylece, Al- Al_9Co_2 - Al_3Y üçgeni içerisindeki kompozisyonlardan $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımı, en iyi amorf olabilme eğilimine sahip alaşım olarak belirlenmiştir.

Çizelge 4.4. Hızlı katılaştırma ile üretilen Al-Co-Y şerit alaşımların EDS yöntemi ile ölçülen kompozisyon oranlarının karşılaştırılması

Nominal kompozisyon (at. %)	Ölçülen kompozisyon (at. %)
$\text{Al}_{85}\text{Co}_2\text{Y}_{13}$	$\text{Al}_{85.62}\text{Co}_{2.15}\text{Y}_{12.23}$
$\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_{10}$	$\text{Al}_{85.79}\text{Co}_{4.86}\text{Y}_{9.35}$
$\text{Al}_{86}\text{Co}_7\text{Y}_7$	$\text{Al}_{86.53}\text{Co}_{6.75}\text{Y}_{6.72}$
$\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$	$\text{Al}_{84.91}\text{Co}_{7.30}\text{Y}_{7.79}$
$\text{Al}_{85}\text{Co}_{10}\text{Y}_5$	$\text{Al}_{85.39}\text{Co}_{9.55}\text{Y}_{5.06}$
$\text{Al}_{85}\text{Co}_{13}\text{Y}_2$	$\text{Al}_{85.82}\text{Co}_{12.73}\text{Y}_{1.45}$

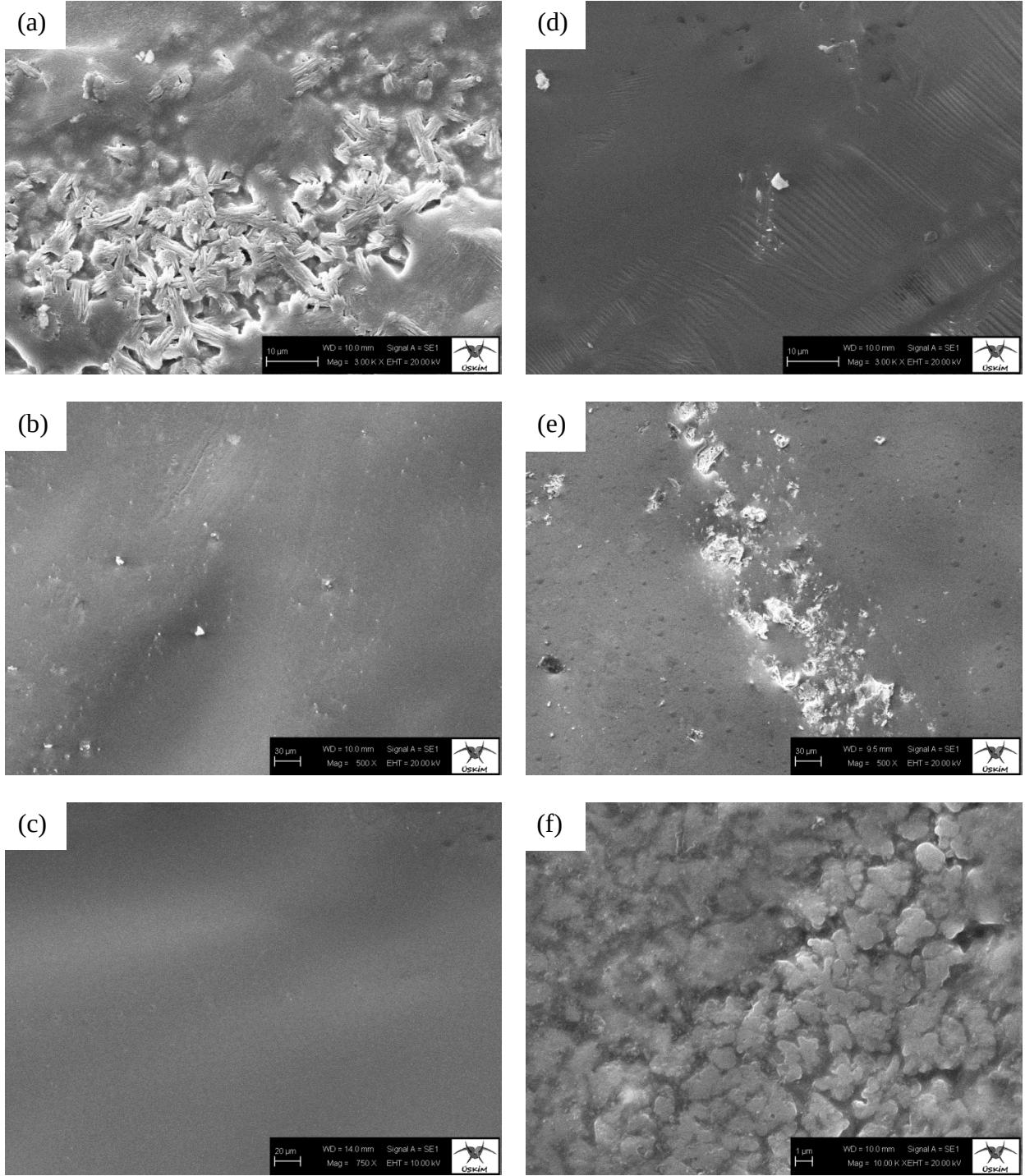


Şekil 4.9. Hızlı katılaştırma ile üretilen Al-Co-Y şerit alaşımların XRD grafiği: (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_{13}\text{Y}_2$, (b) $\text{Al}_{85}\text{Co}_{10}\text{Y}_5$, (c) $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$, (d) $\text{Al}_{86}\text{Co}_7\text{Y}_7$, (e) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_{10}$ ve (f) $\text{Al}_{85}\text{Co}_2\text{Y}_{13}$



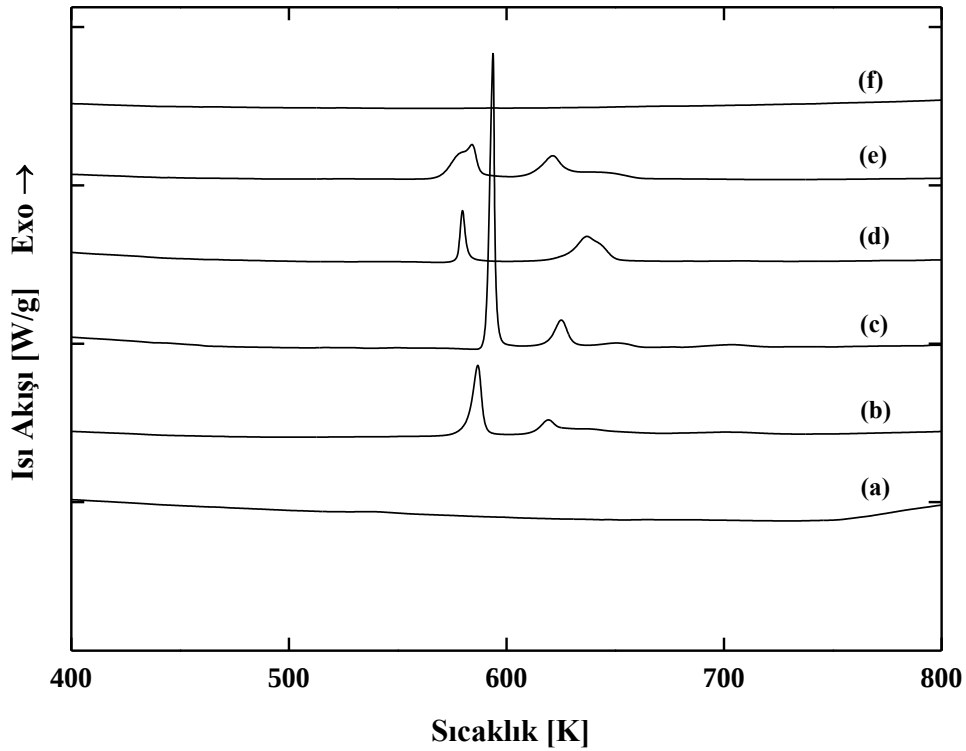
Şekil 4.10. Bu tez çalışması için belirlenen alaşım kompozisyonlarının Al-Co-Y üçlü faz diyagramındaki konumları

Ayrıca bu alaşımların SEM sonuçları, XRD sonuçları ile uyum içerisindedir. Şekil 4.11(a)' da $\text{Al}_{85}\text{Co}_{13}\text{Y}_2$ şerit alaşımının SEM sonucunda beyaz kristal parçacıklar görülmektedir. EDS ile yapılan ölçümlerde bu parçacıkların Al_9Co_2 fazına sahip olduğu belirlenmiştir. Alaşımlarda Y oranının artmasıyla birlikte Şekil 4.11(b) ve (c)' de görüldüğü gibi, kristal fazların oranı da giderek azalmaktadır. Amorf yapıda elde edilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_{13}\text{Y}_2$ şerit alaşımının SEM sonucundan pürüzsüz bir yüzey morfolojisine sahip olduğu görülmektedir. Buna karşın Şekil 4.11(d), (e) ve (f)' de bu kristal fazların, alaşımların kompozisyon oranlarına bağlı olarak arttığı görülmektedir. $\text{Al}_{85}\text{Co}_2\text{Y}_{13}$ şerit alaşımının SEM sonucu, XRD sonucuyla uyumlu olarak tamamen kristal fazlardan oluşmaktadır. Bu parçacıkların EDS analizi sonucunda Al_3Y fazı olduğu belirlenmiştir.

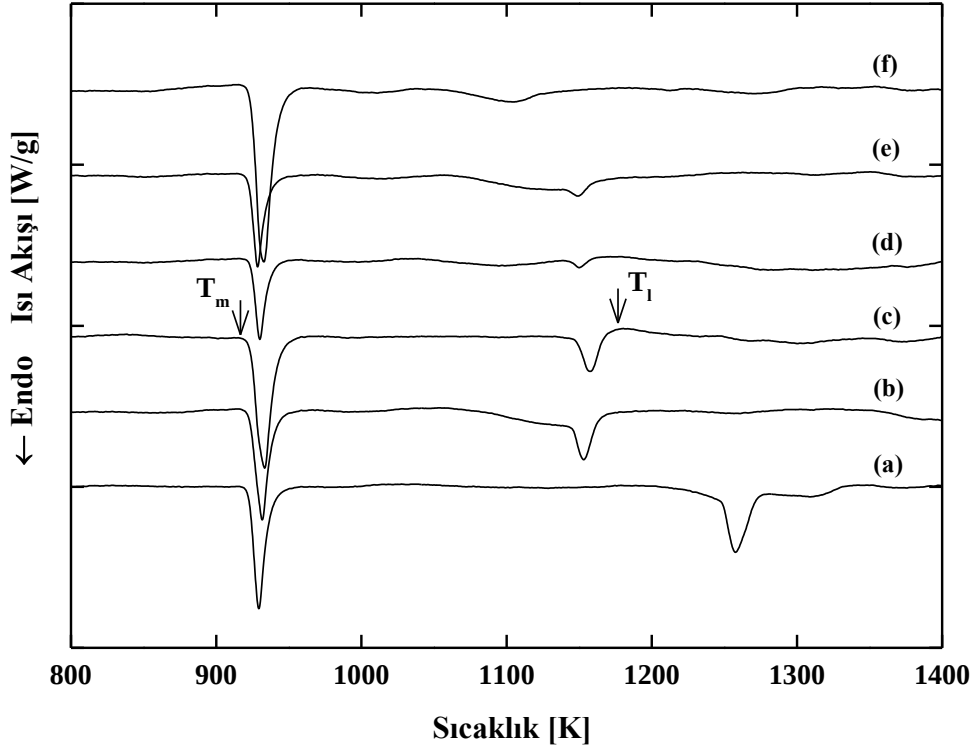


Şekil 4.11. Hızlı katılaştırma ile üretilen Al-Co-Y şerit alaşımların SEM görüntüleri:
 (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_{13}\text{Y}_2$, (b) $\text{Al}_{85}\text{Co}_{10}\text{Y}_5$, (c) $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$, (d) $\text{Al}_{86}\text{Co}_7\text{Y}_7$, (e)
 $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_{10}$ ve (f) $\text{Al}_{85}\text{Co}_2\text{Y}_{13}$

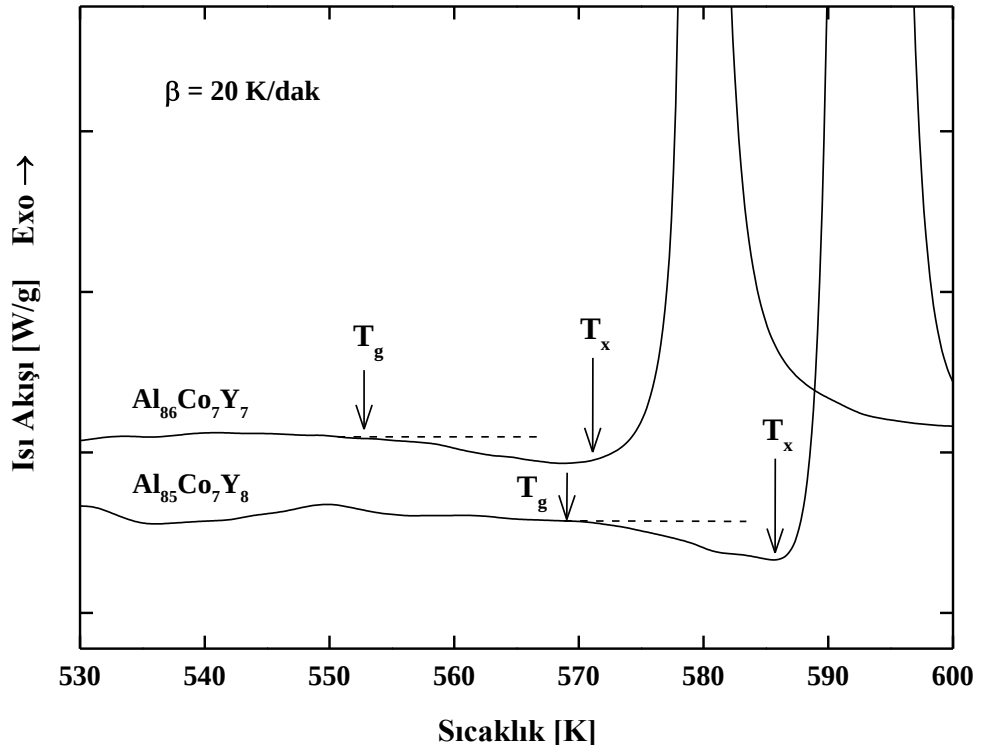
Hızlı katılaştırma ile üretilen şerit alaşımların faz dönüşümleri ve erime sıcaklıkları 800 K' e kadar DSC ile, 800-1400 K arasında da DTA ile incelenmiştir. Şekil 4.12 ve Şekil 4.13' de sırasıyla alaşımların DSC ve DTA sonuçları görülmektedir. Ayrıca Çizelge 4.5' de bu grafiklerden elde edilen sonuçlar listelenmiştir. Şekil 4.12' de görüldüğü gibi, kristal yapıdaki $\text{Al}_{85}\text{Co}_{13}\text{Y}_2$ ve $\text{Al}_{85}\text{Co}_2\text{Y}_{13}$ şerit alaşımların DSC sonuçlarında herhangi bir ekzotermik pik gözlenmezken, yapısında amorf + intermetalik fazlar bulunan $\text{Al}_{85}\text{Co}_{10}\text{Y}_5$, $\text{Al}_{86}\text{Co}_7\text{Y}_7$ ve $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_{10}$ alaşımları ile tamamen amorf yapıda elde edilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımında ekzotermik pikler gözlenmiştir. Bu pikler, fcc-Al fazıyla birlikte sırasıyla Al_9Co_2 fazını ve Al_3Y fazının oluşumunu temsil etmektedir. Bununla birlikte sadece $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ ve $\text{Al}_{86}\text{Co}_7\text{Y}_7$ şerit alaşımlarında camsı geçiş sıcaklığı gözlenmiştir (Şekil 4.14). Ayrıca, 586 K' de gözlenen $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ şerit alaşımının kristallenme sıcaklığı T_x , diğer alaşımlara göre daha yüksektir. Kristallenme sıcaklığı yüksek olan alaşımların termal veya faz kararlılığı yüksektir. Ayrıca, camsı geçiş sıcaklığı, her amorf alaşımda görülmemekle birlikte, amorf olma eğilimi ve faz kararlılığı fazla olan alaşımlarda gözlenir [6, 7].



Şekil 4.12. Hızlı katılaştırmayla üretilen Al-Co-Y şerit alaşımların DSC sonuçları:
 (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_{13}\text{Y}_2$, (b) $\text{Al}_{85}\text{Co}_{10}\text{Y}_5$, (c) $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$, (d) $\text{Al}_{86}\text{Co}_7\text{Y}_7$, (e)
 $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_{10}$ ve (f) $\text{Al}_{85}\text{Co}_2\text{Y}_{13}$

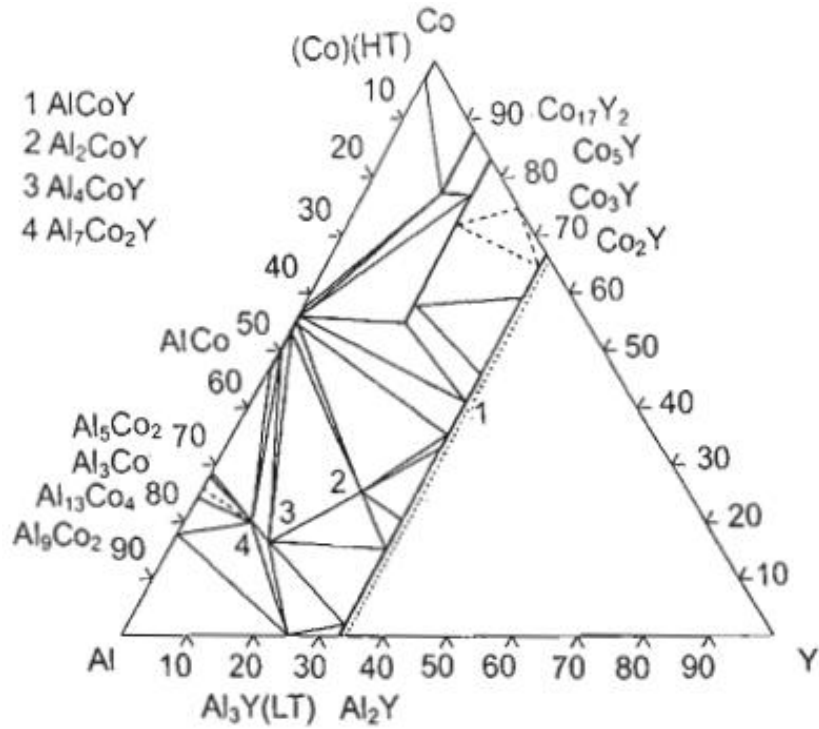


Şekil 4.13. Hızlı katılaştırmayla üretilen Al-Co-Y şerit alaşımların DTA sonuçları:
 (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_{13}\text{Y}_2$, (b) $\text{Al}_{85}\text{Co}_{10}\text{Y}_5$, (c) $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$, (d) $\text{Al}_{86}\text{Co}_7\text{Y}_7$, (e)
 $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_{10}$ ve (f) $\text{Al}_{85}\text{Co}_2\text{Y}_{13}$



Şekil 4.14. Hızlı katılaştırmayla üretilen amorf yapı $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımının camı geçiş sıcaklığı T_g ve kristallenme sıcaklığını T_x gösteren DSC grafiği

Şekil 4.13' de görüldüğü gibi, alaşımların DTA sonuçlarında ise iki adet endotermik pik görülmektedir. 930 K civarında görülen ilk endotermik pik, fcc-Al fazının erime sıcaklığını temsil etmektedir. Ayrıca grafikte alaşımın erimeye başladığı sıcaklık, okla T_m olarak belirtilmiştir. Daha yüksek sıcaklıkta görülen diğer endotermik pik ise, Al_3Y fazıyla birlikte Al_9Co_2 fazının erimesini temsil etmektedir. Bu erimeden sonra alaşım tamamen sıvı halde bulunmaktadır. Bu sıcaklık, grafikte okla T_1 olarak belirtilmiştir. Bununla birlikte yapısında büyük oranda Al_9Co_2 fazı bulunduran $Al_{85}Co_{13}Y_2$ şerit alaşımının T_1 sıcaklığı daha yüksek sıcaklıkta gözlenirken, yapısında büyük oranda Al_3Y fazı bulunduran $Al_{85}Co_2Y_{13}$ şerit alaşımının T_1 sıcaklığı daha düşük sıcaklıkta gözlenmiştir. Bu durum, Ek Şekil 1 ve 2' deki faz diyagramlarından görüldüğü gibi Al_9Co_2 ve Al_3Y fazlarının bu alaşımların erimelerinden kaynaklandığı göstermektedir. Ayrıca, alaşımların 600 °C' deki üçlü faz diyagramı incelendiğinde (Şekil 4.15), bu tez çalışması için seçilen alaşımların, α -Al- Al_3Y - Al_9Co_2 üçgeni içerisinde kaldığı anlaşılmaktadır.



Şekil 4.15. Al-Co-Y üçlü faz diyagramının 600 °C' deki durumu [92]

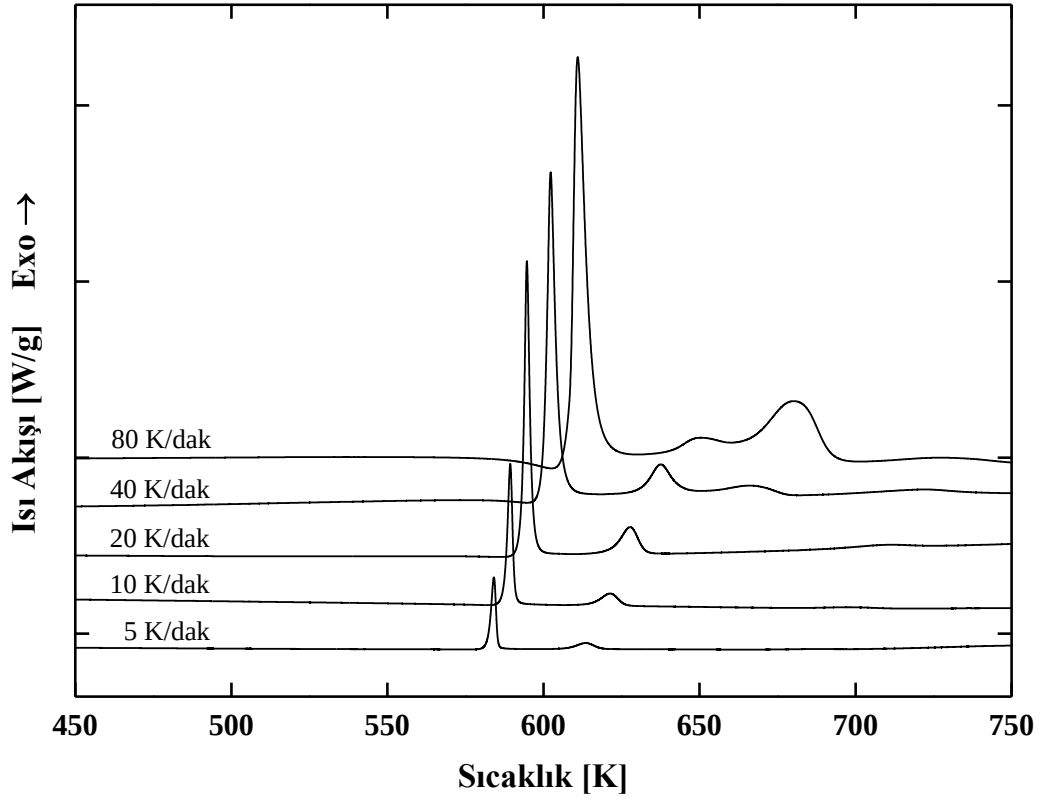
Şimdiye kadar amorf oluşum kabiliyetini (GFA) belirlemek için bir çok kriter geliştirilmiştir. Bu kriterlerden, indirgenmiş camsı geçiş sıcaklığı (T_{rg}) ve aşırı soğutulmuş sıvı bölgesi ($\Delta T_x = T_g - T_x$) kriterleri, genel olarak kullanılmaktadır. Çizelge 4.5' de görüldüğü gibi, tüm alaşım kompozisyonlarında başlangıç erime sıcaklığı T_m değişmemektedir. Ancak son erime noktası olan T_l yani alaşımın sıvı hale geçtiği sıcaklık, Co miktarı arttıkça artmaktadır. Bu değerlerden, indirgenmiş camsı geçiş sıcaklığı $T_{rg} = T_g / T_l$ ile hesaplanmıştır. Bazı amorf alaşımlarda camsı geçiş sıcaklığı T_g görülmediği için, T_g yerine T_x değerleri kullanılmıştır. Bu çalışmadaki T_{rg} değerleri 0.47-0.49 aralığında değişmektedir ve en iyi amorf olma eğilimine sahip alaşım olarak $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımı belirlenmiştir. Diğer bir kriter olan ΔT_x ise, $Al_{86}Co_7Y_7$ alaşımından daha büyük bulunmuştur. Buna karşın $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımının T_x değeri yani termal kararlılığı daha yüksektir. Bu değerler, Al-Co-Y alaşımı üzerine yapılan önceki çalışmalarla [67-69] karşılaştırılmış ve Çizelge 4.5' de gösterilmiştir. Benzer şekilde, tamamen amorf yapıda üretilmiş olan $Al_{85}Co_7Y_8$ şerit alaşımının T_x değeri, diğer birçok Al-esaslı amorf alaşımlar için rapor edilen değerlerden daha yüksek bulunmuştur [15, 96-105]. Ayrıca, bu çalışmada hızlı katılaştırma ile üretilmiş olan alaşımların XRD analizlerinde $2\theta \approx 38.5^\circ$ yansıma açısında görülen fcc-Al (111) piki Scherrer formülüyle hesaplanmış ve alaşımların kristalit boyutları nano mertebesinde bulunmuştur.

Çizelge 4.5. Hızlı katılaştırmayla üretilen Al-Co-Y şerit alaşımların termal özellikleri

Alaşım	T _g	T _{x1} (K)	T _m (K)	T _l (K)	$\Delta T_x = T_x - T_g$	T _{rg}	D (nm)	Faz	Kaynak
Al ₈₅ Co ₁₃ Y ₂	-	-	916	1277	-	-	28.7	α -Al + Al ₉ Co ₂ + Al ₃ Y	Bu çalışma
Al ₈₅ Co ₁₀ Y ₅	-	573	917	1170	-	0.49	32.7	amorf + α -Al + Al ₉ Co ₂ + Al ₃ Y	Bu çalışma
Al ₈₅ Co ₁₀ Y ₅	-	593	910	1358	-	0.44	-	amorf + α -Al + Al ₉ Co ₂	[68]
Al ₈₅ Co ₇ Y ₈	569	586	916	1174	17	0.48	-	amorf	Bu çalışma
Al ₈₆ Co ₇ Y ₇	553	570	916	1163	17	0.47	50.7	amorf + α -Al + Al ₃ Y + Al ₉ Co ₂	Bu çalışma
Al ₈₆ Co ₇ Y ₇	543	563	910	1282	20	0.44	-	amorf + Al ₉ Co ₂	[68]
Al ₈₅ Co ₅ Y ₁₀	-	564	916	1161	-	0.48	33.1	amorf + α -Al + Al ₃ Y + Al ₉ Co ₂	Bu çalışma
Al ₈₅ Co ₅ Y ₁₀	-	587	911	1232	-	0.48	-	amorf + α -Al + Al ₃ Y	[67, 68]
Al ₈₅ Co ₂ Y ₁₃	-	-	917	1123	-	-	40.5	α -Al + Al ₃ Y + Al ₉ Co ₂	Bu çalışma

4.2.1.1. $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ amorf alaşımının kristallenme davranışı

Hızlı katılaştırma ile amorf yapıda elde edilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımının termal kararlılığını incelemek için, Şekil 4.16' da görülen DSC analizinde her bir pike karşılık gelen fazın aktivasyon enerjisi hesaplanmıştır. Bir fazın aktivasyon enerjisi, o fazın sıcaklığa karşı duyarlılığının bir ölçüsüdür. Aktivasyon enerjisini hesaplamak   in alaşım, DSC   inde farklı ısıtma hızlarında ısıtılır. Isıtma hızlarının, fazların başlama sıcaklığına etkisi belirlenir. Faz sıcaklıklarının ısıtma hızları ile değişiminden elde edilen verilerden her faz   in aktivasyon enerjisi, çeşitli denklemler kullanılarak hesaplanabilir. $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımının aktivasyon enerjisini hesaplamak   in Şekil 4.16' da görüldüğü gibi alaşım, 5-80 K/dak gibi farklı ısıtma hızlarında DSC ile incelenmiştir. Alaşımın DSC grafiklerinde sürekli ısıtma esnasında    ekzotermik pik gözlenmiştir. Artan ısıtma hızlarıyla beraber bu ekzotermik piklerin sıcaklıkları daha yüksek sıcaklıklara kaymış ve giderek genişlemiştir. Isıtma hızının artması ile pik sıcaklıklarındaki bu artış tüm amorf alaşımlarda gözlenen karakteristik bir durumdur. Ayrıca, yüksek ısıtma hızlarında (40-80 K/dak) birinci ve ikinci piklerin arasında fazlardan bir ekzotermik g r lmektedir. Bu durum, DSC cihazının yüksek ısıtma hızlarında art arda gelen pikleri ayırmadaki zorluğundan kaynaklandığı d ş n lmektedir. Çizelge 4.6' da $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ şerit alaşımının farklı ısıtma hızlarında (β) elde edilen kristallenme sıcaklıkları (T_x) ve    ekzotermik reaksiyon   in görülen pik sıcaklıkları (T_1, T_2, T_3) listelenmiştir.



Şekil 4.16. Hızlı katılaştırma ile üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ şerit alaşımının 5-80 K/dak ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri

Çizelge 4.6. $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ şerit alaşımının farklı ısıtma hızlarında (β) elde edilen kristallenme sıcaklıkları (T_x) ve üç ekzotermik reaksiyon için görülen pik sıcaklıkları (T_1 , T_2 , T_3)

β (K/dak)	T_x (K)	T_1 (K)	T_2 (K)	T_3 (K)
5	579	584	613	687
10	584	589	621	698
20	589	595	628	710
40	596	602	637	721
80	603	611	649	728

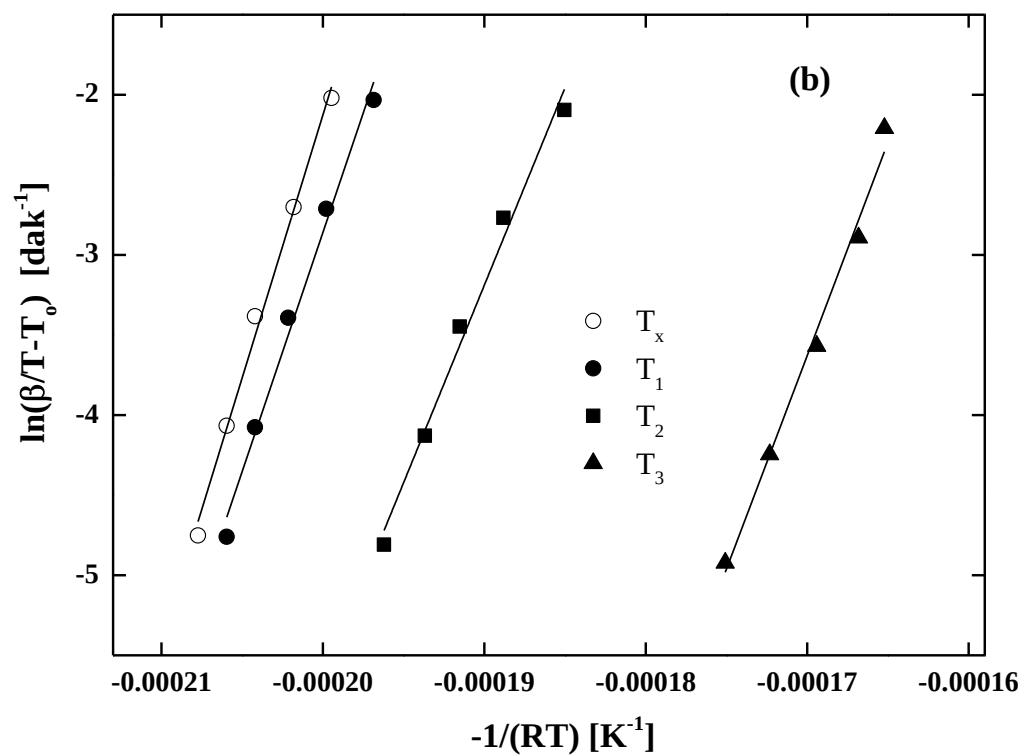
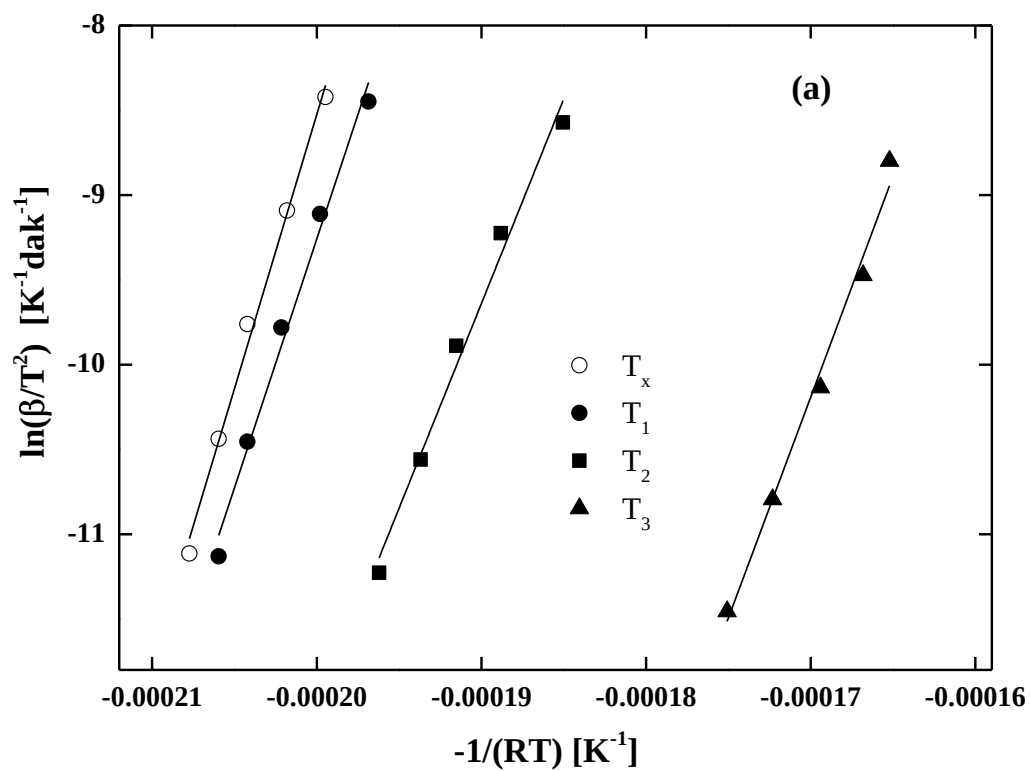
Çizelge 4.6' da farklı ısıtma hızlarıyla beraber görülen bu sıcaklıklardaki değişim Kissinger, Augis-Bennett ve Ozawa denklemleriyle [93-95] açıklanmıştır. Bu denklemler sırasıyla;

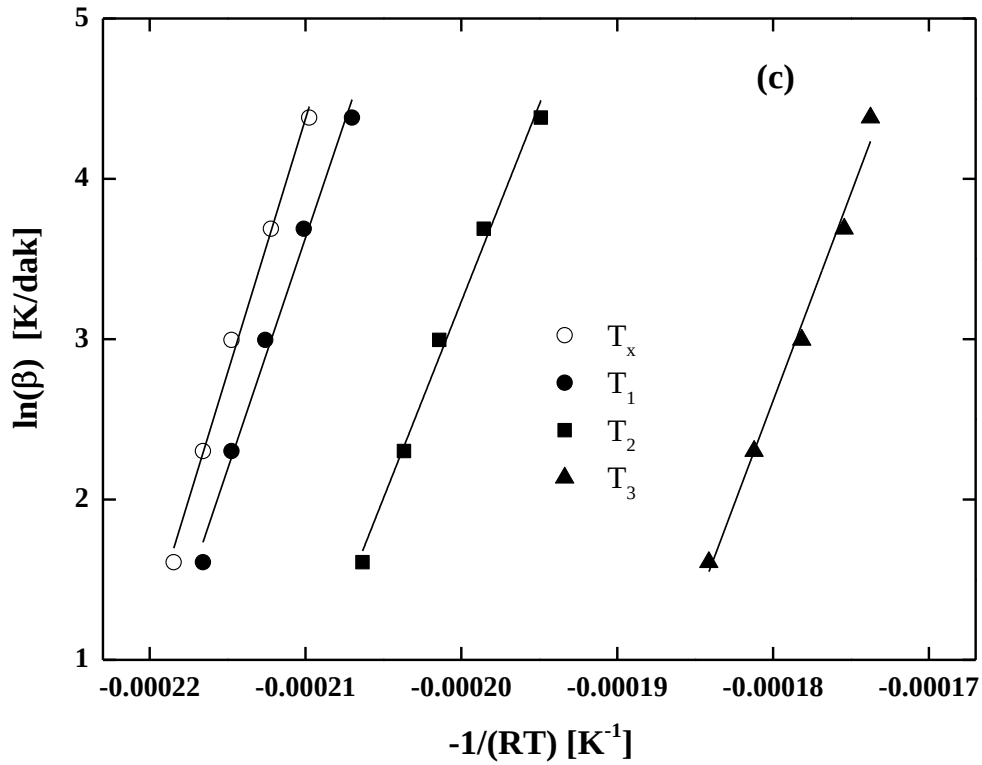
$$\ln\left(\frac{\beta}{T^2}\right) = -\frac{E_k}{RT} + \text{sabit} \quad (4.1)$$

$$\ln\left(\frac{\beta}{T - T_o}\right) = -\frac{E_{ab}}{RT} + \text{sabit} \quad (4.2)$$

$$\ln \beta = -1.0516 \frac{E_o}{RT} + \text{sabit} \quad (4.3)$$

şeklindedir. Burada β ısıtma oranı, R gaz sabiti (8.314 J/molK), T ise kristallenme sıcaklığı (T_x) veya pik sıcaklıklarını (T_1 , T_2 , T_3) tanımlayan ifadedir. Aktivasyon enerjisi, Kissinger denkleminde (4.1) E_k , Augis-Bennett denkleminde (4.2) E_{ab} ve Ozawa denkleminde E_o olarak gösterilmiştir. Ayrıca, Augis-Bennett denklemindeki T_o mutlak sıcaklık veya DSC analizindeki başlama sıcaklığı alınabilir. $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımının aktivasyon enerjileri, Şekil 4.17' de görüldüğü gibi her üç metot için sırasıyla $\ln\left(\frac{\beta}{T^2}\right)$ ile $\left(-\frac{1}{RT}\right)$, $\ln\left(\frac{\beta}{T - T_o}\right)$ ile $\left(-\frac{1}{RT}\right)$ ve $\ln \beta$ ile $\left(-\frac{1}{RT}\right)$ doğrularının eğimlerinden hesaplanmıştır. Sonuçlar, Çizelge 4.7' de verilmiştir.





Şekil 4.17. Al₈₅Co₇Y₈ alaşımlarının kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklıkları (T_1 , T_2 , T_3) için çizilen (a) Kissinger, (b) Augis-Bennett ve (c) Ozawa doğruları

Çizelge 4.7. Al₈₅Co₇Y₈ alaşımlarının farklı metotlarla hesaplanan aktivasyon enerjileri

Method	E_x (kJ/mol)	E_1 (kJ/mol)	E_2 (kJ/mol)	E_3 (kJ/mol)
Kissinger	323 ± 14	293 ± 17	241 ± 15	260 ± 15
Augis-Bennett	328 ± 14	298 ± 17	246 ± 15	266 ± 15
Ozawa	317 ± 14	288 ± 16	245 ± 12	258 ± 14

Kristallenme sıcaklığı (T_x) için hesaplanan aktivasyon enerjileri E_x ve pik sıcaklıkları (T_1 , T_2 , T_3) için hesaplanan aktivasyon enerjileri ise E_1 , E_2 ve E_3 olarak gösterilmiştir. Her üç metotta E_x değerleri (317, 323 ve 328 kJ/mol), E_1 , E_2 ve E_3 değerlerinden yüksek bulunmuştur. Bu durum, amorf yapının kristallenmeye karşı yüksek termal kararlılığa ve dirence sahip olduğunu göstermektedir. Kristallenme sıcaklığı, devam eden büyüme ve diğer kristal fazların oluşumu ile kıyaslandığında, başlangıçta çekirdeklenme için büyük bir enerji bariyeri olduğunu göstermektedir. Yani, alaşımların amorf yapıdan kristal hale dönüşebilmesi için büyük enerjiler gerektiği anlaşılmaktadır. Ayrıca DSC analizinde görülen ekzotermik piklerin hangi fazları temsil ettiğini belirlemek için alaşımlar, ekzotermik piklerin bitiş sıcaklıklarında ısıtıldıktan sonra XRD analizi yapılmış ve sonuçlar, devam

eden sayfalarda açıklanmıştır. Buna göre, fcc-Al, yarı-kararlı ve intermetalik fazları içeren ötektik benzeri kristallenmeyi temsil eden birinci ekzotermik pikin aktivasyon enerjisi E_1 , 288-298 kJ/mol aralığındadır. Bu değer, Al_9Co_2 fazını temsil eden ikinci pikin aktivasyon enerjisinden E_2 ve Al_3Y fazını temsil eden üçüncü pikin aktivasyon enerjisinden E_3 büyüktür. Literatürde Al-Co-Y alaşımları için aktivasyon enerjisi ve kristallenme çalışmaları yapılmadığı için herhangi bir sonuca ulaşılamamıştır. Bunun için $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımı, bazı Al-esaslı amorf alaşımlarla kıyaslandığında E_x ve E_1 değerleri daha yüksek bulunmuştur [96, 101, 106-111]. Bu durum, $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımının termal olarak daha kararlı yapıda olduğunu ve çekirdeklenme ve büyüme işlemi sonucu kristallenmenin meydana geldiğini belirtmektedir.

Hızlı katılaştırma ile üretilen $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımının kristallenme kinetiği hakkında daha fazla bilgi edinebilmek için alaşım, başlangıç kristallenme sıcaklığının 15-25 K aşağısındaki belirli sıcaklıklara kadar ısıtılmıştır. Daha sonra bu sıcaklıklarda belirli bir süre beklenerek tavlama işlemi gerçekleştirilmiştir. Bu süre zarfında alaşımın yapısında çekirdeklenme ve/veya büyüme işlemi meydana gelir. Bu işlem izotermal ısıtma veya sabit sıcaklıkta ısıtma olarak bilinir ve kristallenme reaksiyonunun türü hakkında detaylı bilgi verir. Bunun için $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımı DSC ile ilk kristallenme sıcaklığından (T_x) daha düşük sıcaklıklarda ısıtılarak, reaksiyonun oluşup oluşmadığı gözlenmiştir. Oluşan reaksiyon sonucu elde edilen pikler, Johnson-Mehl-Avrami (JMA) denklemi [112] ile analiz edilmiştir. Bu denklem;

$$X = 1 - \exp \left[- \left[K (t - \tau) \right]^n \right] \quad (4.4)$$

şeklindedir. Burada X , t anındaki kristallenme oranıdır. τ , numunenin izotermal sıcaklıkta tutulmaya başlandığı süreden sonra, kristallenmenin ilk olarak başladığı süredir. Bu ana kadar geçen süre, kulukça süresi olarak belirtilmektedir. n , faz dönüşümü süresince çekirdeklenme ve büyüme mekanizmasını yansıtan Avrami sabitidir. K ise, reaksiyon sabitidir. Ayrıca K , tavlama sıcaklığının bir fonksiyonudur ve Arrhenius bağıntısıyla tanımlanır.

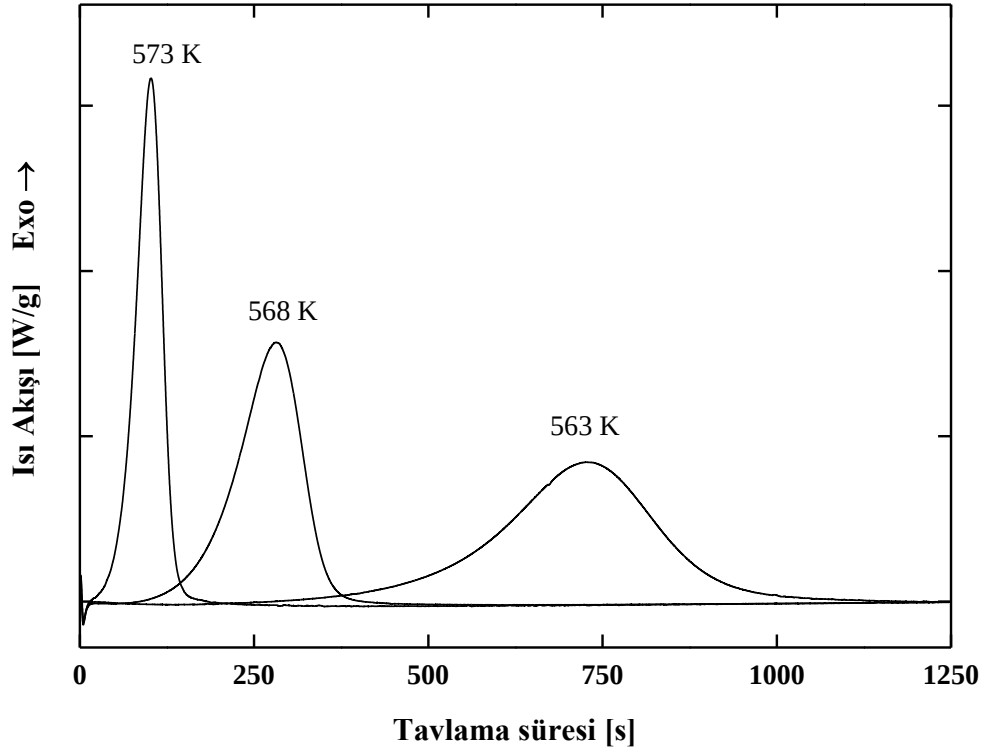
$$K = K_o \exp \left[- \frac{E_a}{RT} \right] \quad (4.5)$$

Denklem 4.4' den K ve n değerleri şu denklemi kullanarak elde edilebilir.

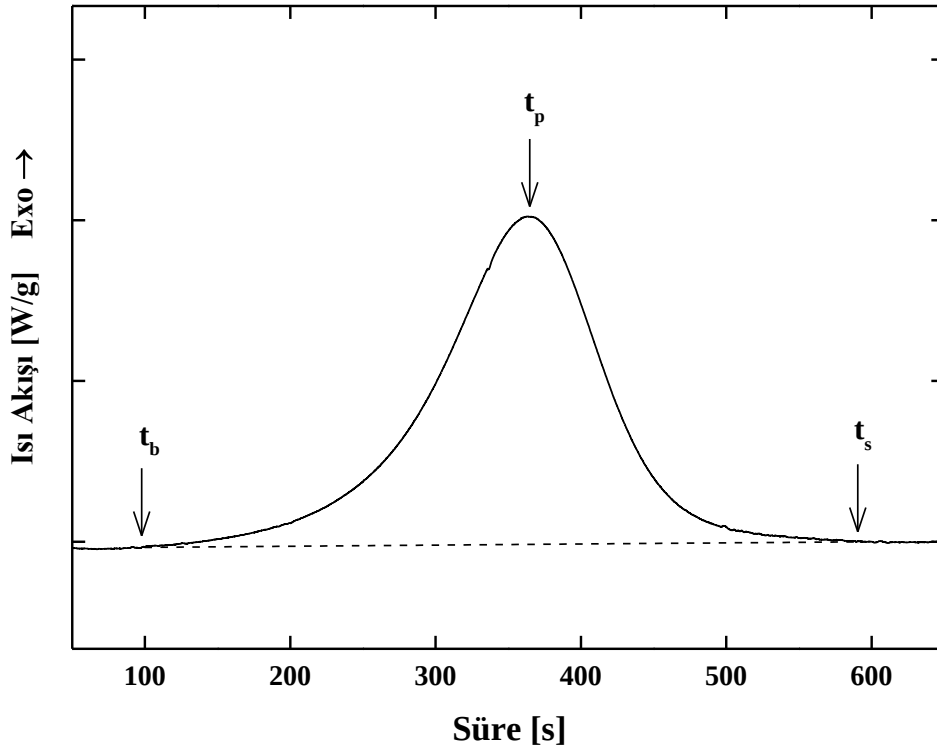
$$\ln[-\ln(1-X)] = n \ln K + n \ln(t - \tau) \quad (4.6)$$

Farklı tavlama sıcaklıkları için $\ln[-\ln(1-X)]$ ' e karşı $\ln(t - \tau)$ doğruları çizildiğinde JMA doğruları elde edilir. Bu doğruların eğimi, Avrami sabitini, n verir.

Şekil 4.18' de $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımının 563 K, 568 K ve 573 K tavlama sıcaklıklarındaki izotermal DSC grafikleri görülmektedir. Her bir DSC grafiği, bir kuluçka süresi τ , ve bunu takiben amorf fazın kristallenmesini belirten bir ekzotermik pik göstermektedir. Grafiklerden görüldüğü gibi, kuluçka süresi τ , tavlama sıcaklığı azaldıkça artmaktadır. Bu durum, çekirdeklenme ve büyüme dönüşüm mekanizmasının belirgin bir şeklidir. İzotermal DSC grafiklerinden hesaplanan dönüşüm süreleri; başlangıç süresi t_b , pik süresi t_p ve bitiş süresi t_s , Şekil 4.19' da gösterilmiştir. Burada başlangıç süresi t_b , kuluçka süresine τ karşılık gelmektedir. Pik süresi t_p , ekzotermik pikin maksimumdaki değeridir. Bitiş süresi t_s ise, maksimum durumdaki pikin hızlı bir düşüş gösterdiği değerdir. Şekil 4.18' deki izotermal DSC grafiklerinden elde edilen dönüşüm süreleri, Çizelge 4.8' de sıralanmıştır. Ayrıca, Şekil 4.20' de $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımı için hesaplanan sıcaklık-zaman-dönüşüm (temperature-time-transformation, TTT) diyagramı gösterilmiştir. TTT diyagramı genel olarak, bir izotermal sıcaklıkta dönüşümün başladığı ve bittiği anı belirlemede kullanılır. Burada görüldüğü gibi, dönüşüm süreleri birbirlerine paralel olarak lineer bir doğru şeklindedir ve bu süreler arttıkça tavlama sıcaklıkları azalmaktadır. Bu durum, $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımının çekirdeklenme ve büyüme mekanizması ile kristallendiğini desteklemektedir.



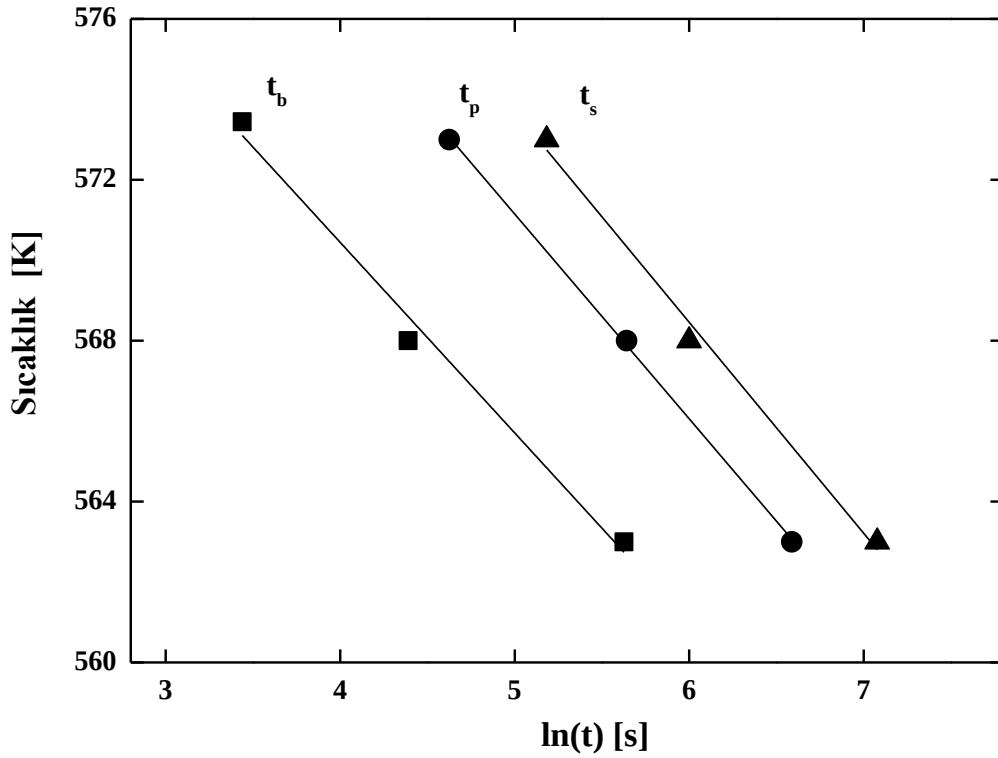
Şekil 4.18. $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımının farklı tavlama sıcaklıklarındaki izotermal DSC grafikleri



Şekil 4.19. Spesifik dönüşüm sürelerinin (t_b : başlangıç süresi, t_p : pik süresi ve t_s : bitiş süresi) belirlenmesi

Çizelge 4.8. $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımasının farklı tavlama sıcaklıkları (T) için belirlenen dönüşüm süreleri

T (K)	t_b (s)	t_p (s)	t_s (s)
563	277.2	726.5	1185.2
568	80.6	282	403.2
573	15.8	102	178.33



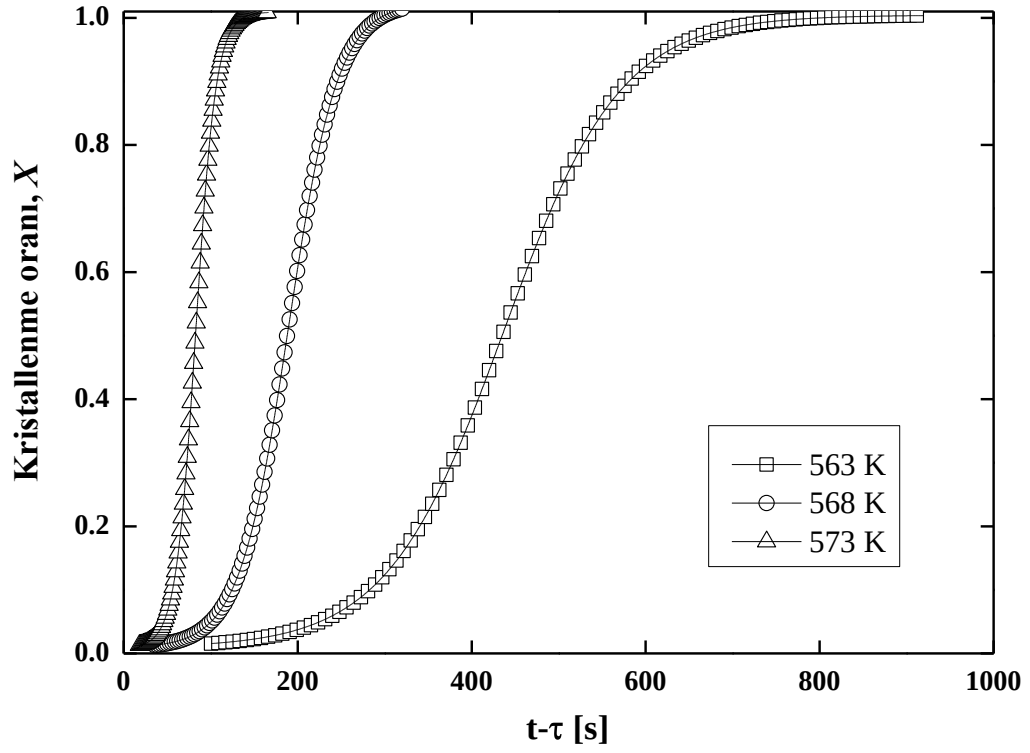
Şekil 4.20. $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımasının sıcaklık-zaman-dönüşüm, TTT diyagramı

JMA doğrularını çizebilmek için, bir t anındaki kristallenme oranının (X) bilinmesi gereklidir. Bu oran çeşitli başlangıç (t_b) ve bitiş (t_s) sürelerinde DSC eğrisinin altında kalan alan alınarak hesaplanır. Farklı sıcaklıklarda izotermal olarak tavlanan $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımı için hesaplanan kristallenme oranının zamana bağlı grafiği Şekil 4.21’ de görülmektedir. Şekilden görüldüğü gibi eğriler, sigmoidal şekildedir. Benzer eğriler, farklı alaşım sistemlerinde de görülmektedir [100, 113, 114]. Elde edilen $X = 0.02-0.98$ arasındaki değerler, Denklem 4.6’ da yerine konularak ve Şekil 4.22’ de görülen $\ln[-\ln(1-X)]$ ’ e karşı $\ln(t - \tau)$ ’ nin çizilen doğrularının eğimlerinden Avrami sabitleri n hesaplanmıştır ve

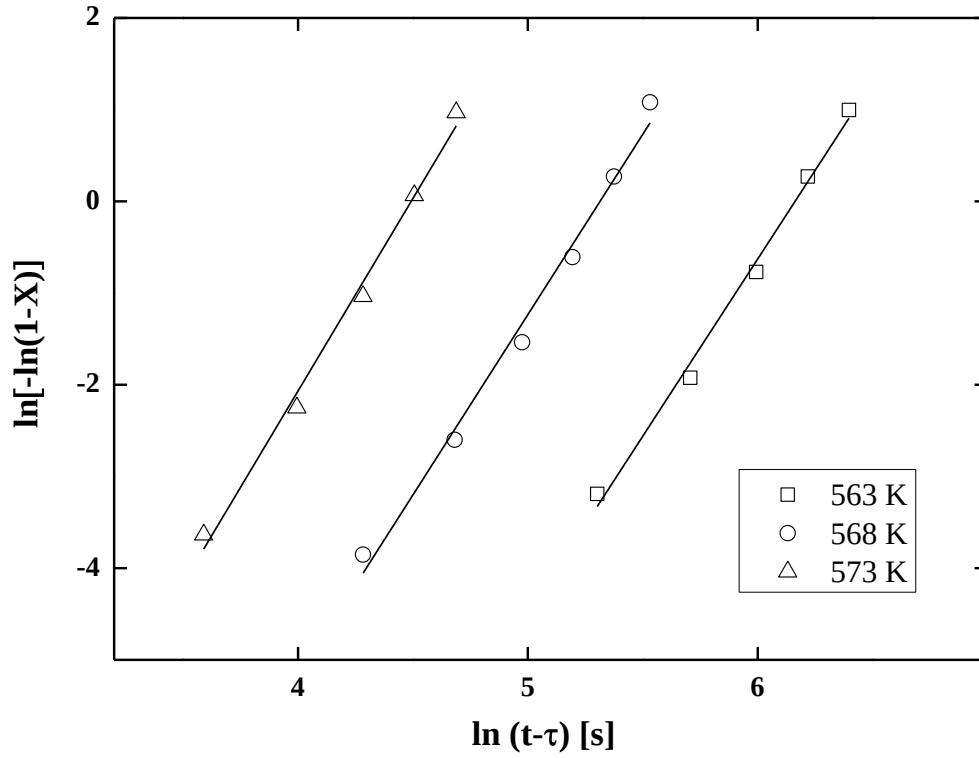
bu değerler, Çizelge 4.9' da verilmiştir. $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımı için farklı tavlama sıcaklıklarındaki Avrami sabiti değerleri 3.86, 3.93 ve 4.2 olarak bulunmuştur. Ortalama Avrami sabiti $n = 4$, kristallenmenin çekirdeklenme ve üç-boyutlu difüzyon kontrollü büyüme ile olduğunu göstermektedir [115]. Ayrıca Şekil 4.22' deki eğrilerden reaksiyon sabiti K değerleri elde edilmiştir. Bu değerler, Çizelge 4.9' da görülmektedir. Arrhenius bağıntısıyla (denklem 4.5), Şekil 4.23' deki doğru çizilmiştir. Bu doğrunun eğiminden aktivasyon enerjisi $E_a = 447 \pm 3$ kJ/mol bulunmuştur. Denklem 4.5' in yanı sıra, aktivasyon enerjisi Arrhenius denklemiyle de belirlenebilir [116].

$$t(X) = t_o \exp\left(\frac{E_c}{RT}\right) \quad (4.7)$$

Burada, t_o bir sabittir. E_c ise, lokal aktivasyon enerjisidir. İzotermal işlem süresince kristallenme oranı X ve dönüşüm süresi $t(X)$ ' dir. Şekil 4.24' de izotermal tavlama süresince $\ln[t - X]$ ' in $1/T$ ' ye karşı olan doğruları çizilmiştir. Bu doğruların eğiminden elde edilen ortalama aktivasyon enerjisi $E_c = 440$ kJ/mol bulunmuştur. İzotermal metotla elde edilen bu aktivasyon enerjisi değerleri (440-447 kJ/mol), Çizelge 4.7' deki sürekli ısıtma ile elde edilen değerlerden (Kissinger, Augis-Bennett ve Ozawa metotları) yüksektir. Bunun nedeni ise, sürekli ısıtma işlemi sırasında, izotermal ısıtma işlemine göre daha yüksek sıcaklıklara çıkılmaktadır ve böylece, yarı-kararlı durumdan kararlı duruma (amorf yapıdan kristal hale) geçiş daha kolaydır. Bu nedenle, izotermal ısıtma işlemindeki enerji bariyeri, sürekli ısıtma işlemine göre daha yüksektir [116]. Ayrıca Şekil 4.25' de kristallenme oranı X ' e göre aktivasyon enerjisinin E_c değişimi görülmektedir. Amorf alaşımların kristallenme işleminde tek bir aktivasyon enerjisi değeri yoktur. Kesin bir dönüşüm oranında X , lokal bir aktivasyon enerjisi değeri vardır. Tüm kristallenme işleminde değişkenlik gösteren aktivasyon enerjisi, çekirdeklenme ve büyüme mekanizmasındaki değişimi yansıtmaktadır [117]. Şekil 4.25' de görüldüğü gibi lokal aktivasyon enerjisi değeri, tüm kristallenme işlemi süresince 434 kJ/mol ($X = 0.1$)' den 452 kJ/mol ($X = 0.9$)' e artmıştır. Lokal aktivasyon enerjisindeki bu değişime benzer olarak $Al_{88}Ni_6Sm_6$ alaşımında bu değer 233 kJ/mol ($X = 0.05$)' den 269 kJ/mol ($X = 0.95$)' e kadar arttığı görülmüştür [117]. Ancak bu çalışmada elde edilen aktivasyon enerjisi değerleri daha yüksek bulunmuştur. Bunun nedeni ise alaşımların farklı kompozisyona sahip olmasıdır. Çünkü Al içerisinde çözünen elementler, kristallenme işleminde önemli bir rol oynamaktadır.



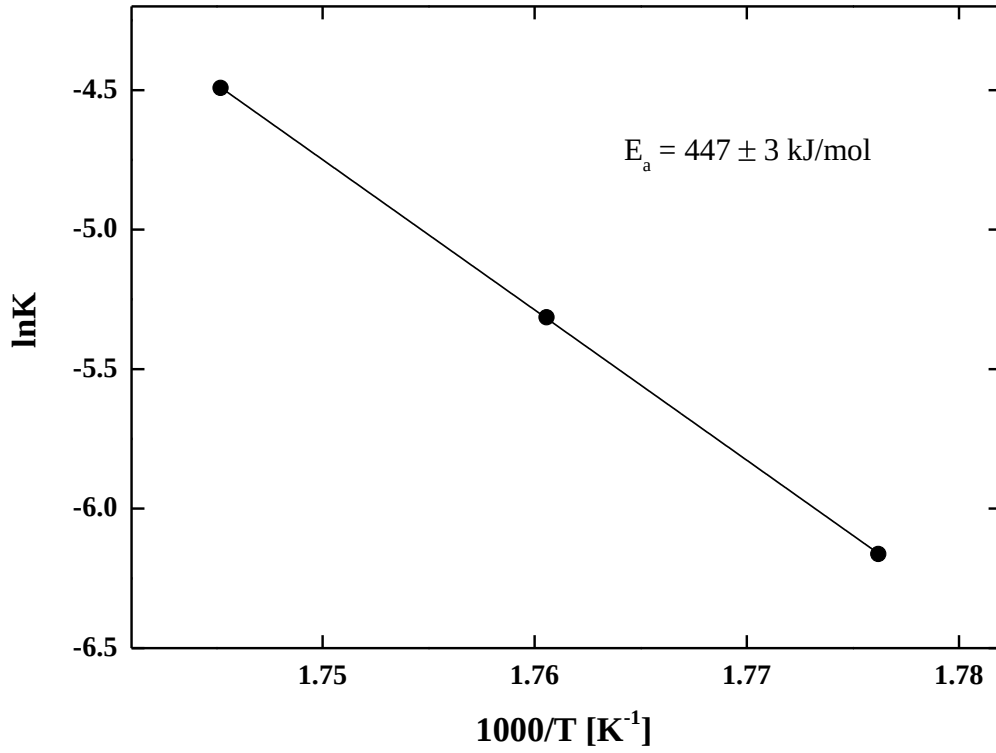
Şekil 4.21. Kristallenme oranı ile farklı sıcaklıklardaki tavlama süresi arasındaki ilişki



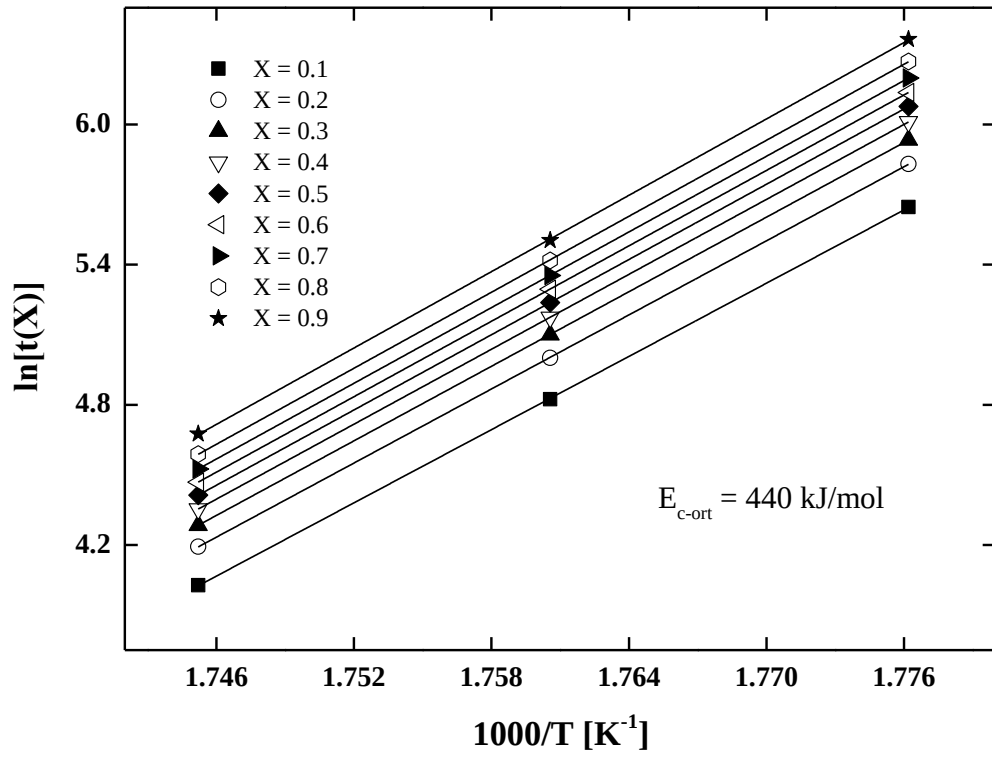
Şekil 4.22. $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımının farklı tavlama sıcaklıklarındaki kristallenmeleri için çizilen JMA doğruları

Çizelge 4.9. Al₈₅Co₇Y₈ alaşıminın izotermal kinetik parametreleri

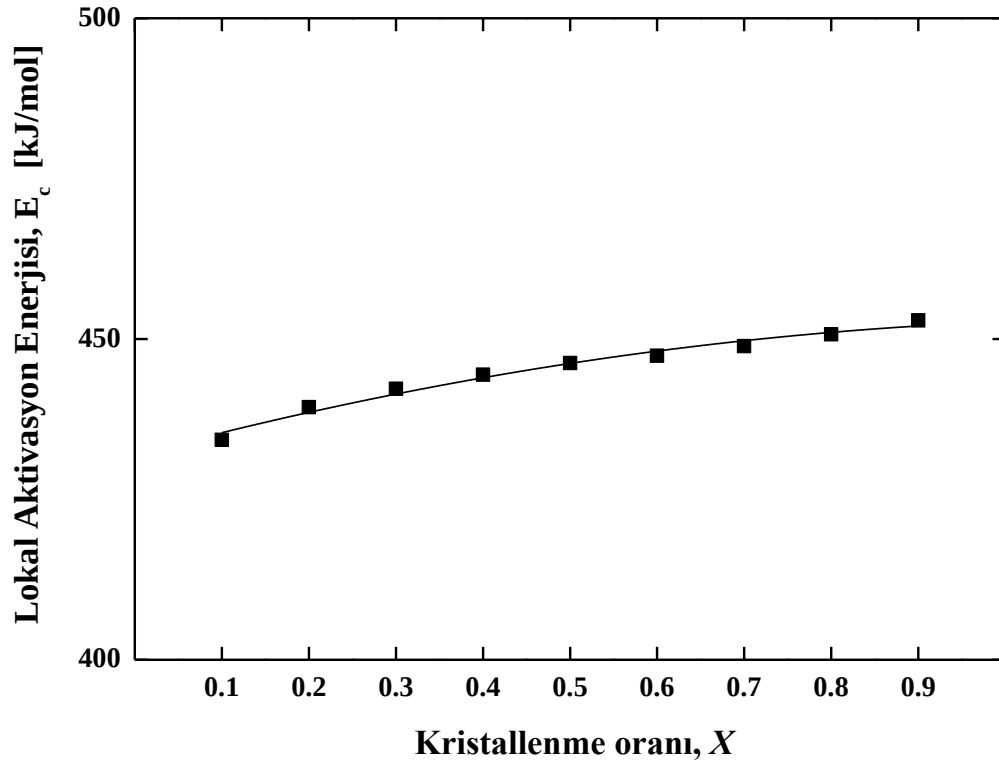
Tavlama Sıcaklığı, T (K)	563	568	573
Kuluçka süresi, τ (s)	277	81	16
Avrami sabiti, n	3.86	3.93	4.2
Reaksiyon sabiti, K (s ⁻¹)	0.002	0.004	0.011



Şekil 4.23. Al₈₅Co₇Y₈ alaşıminın kristallenme sıcaklığı veya birinci pik sıcaklığı için Arrhenius denkleminle elde edilen doğru grafiği

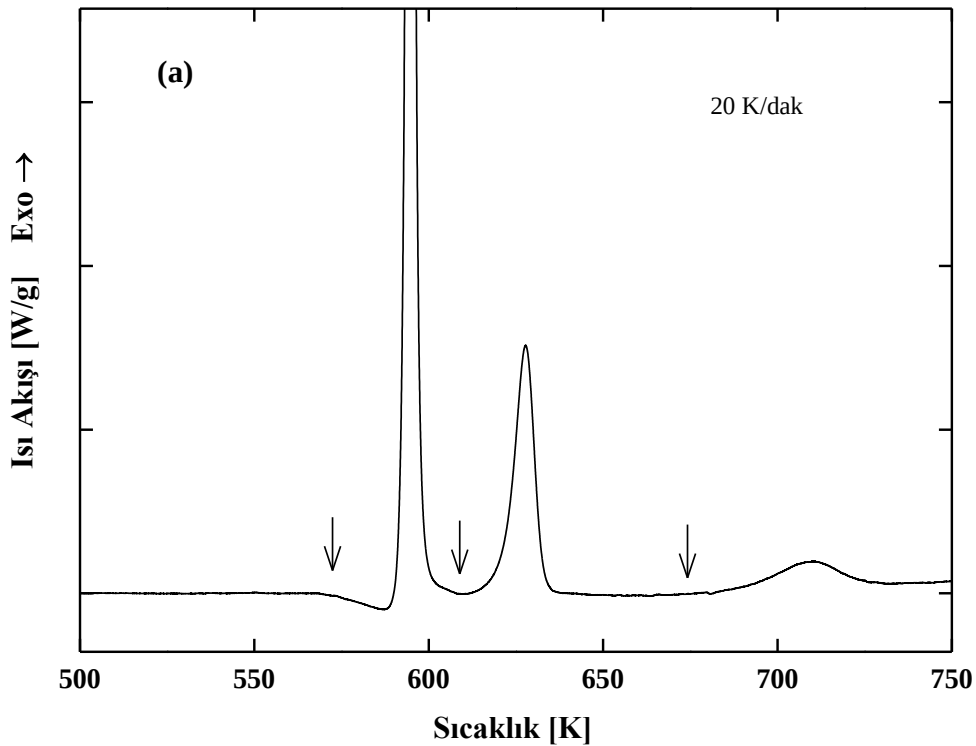


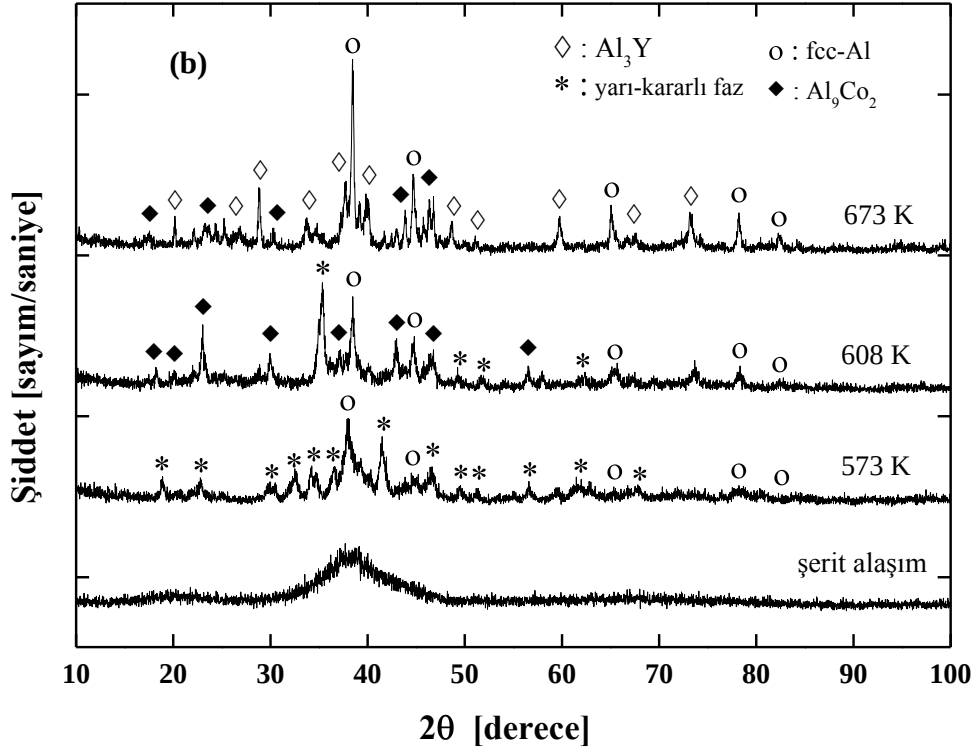
Şekil 4.24. $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımasının Arrhenius denklemiyle elde edilen lokal aktivasyon enerjisi



Şekil 4.25. $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımasının kristallenme oranına bağlı olarak aktivasyon enerjisi değişimi

$\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımasının kristallenme işlemi sonucunda oluşan fazlarını belirleyebilmek için ısısal işlem uygulanmış olan numuneler XRD ile analiz edilmiştir. Şekil 4.26(b)' de $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımasının farklı sıcaklıklardaki ısısal işlem sonrasındaki ve öncesindeki XRD grafikleri görülmektedir. Isısal işlem sıcaklıkları için Şekil 4.26(a)' da oklarla belirtilen yerlerdeki sıcaklıklar (573 K, 608 K ve 673 K) seçilmiş olup tavlama süresi 10' ar dakika olarak belirlenmiştir. Şekil 4.26(b)' den görüldüğü gibi 573 K' de ısısal işlem uygulanmış olan alaşımın XRD sonucunda, fcc-Al fazıyla birlikte yar-kararlı fazlar görülmektedir. Bu durum, ötektik tipi bir kristallenmeyi göstermektedir. Bilindiği gibi, amorf alaşımlarda üç farklı şekilde kristallenme işlemi meydana gelir. Bunlar; polimorfik, primer ve ötektik kristallenmelerdir [6, 21, 43]. Polimorfik tipi kristallenmede; amorf alaşımlar, kimyasal kompozisyonunda herhangi bir değişim olmadan sadece bir kristal faza dönüşürler. Primer kristallenme durumu ise, amorf faz öncelikle çözücü metalce esas olan bir katı çözelti fazına dönüşür. Yani alaşımı oluşturan ana elementin esas olduğu faza dönüşür ($\alpha\text{-Al}$, $\alpha\text{-Fe}$ gibi). Geri kalan amorf faz, daha sonra polimorfik durumda bir kristal faza veya ötektik durumda iki kristal fazdan oluşan yapıya dönüşebilir. Ötektik kristallenme durumu, amorf fazın aynı anda iki kristal faza dönüşmesidir. Hatta bir katı fazın, aynı anda iki katı faza dönüşmesi durumu, ötektoid reaksiyon olarak adlandırılır.





Şekil 4.26. (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımının 20 K/dak sürekli ısıtma ile elde edilen DSC grafiği, (b) 573-673 K aralığında uygulanan ısısal işlem öncesi ve sonrasındaki XRD grafikleri

$\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ şerit alaşımı, 608 K' de ısısal işleme tabi tutulduğunda, fcc-Al fazının pik genişlikleri küçülmüş ve şiddetleri artmıştır. Bununla birlikte geriye kalan amorf faz, Al_9Co_2 intermetalik fazı ile yarı-kararlı faza dönüşmüştür. Alaşım 673 K' de ısısal işleme tabi tutulduğunda ise, tüm kristallenme işlemi gerçekleşmiş olur. Alaşımın yapısında fcc-Al, Al_9Co_2 ve Al_3Y fazları görülmektedir. Sonuç olarak, $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ amorf alaşımın kristallenme işlemi üç aşamada meydana gelmektedir.

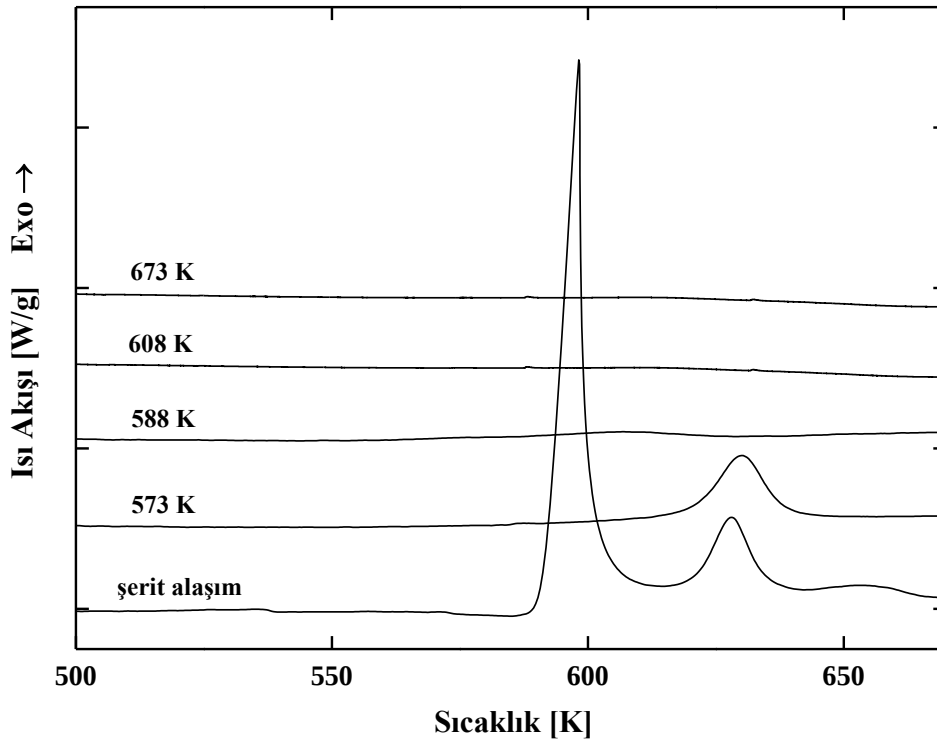
- i) Amorf faz $\rightarrow$ fcc-Al + yarı-kararlı faz + amorf faz'
- ii) Amorf faz' $\rightarrow$ fcc-Al + Al_9Co_2 + yarı-kararlı faz
- iii) Yarı-kararlı faz $\rightarrow$ fcc-Al + Al_9Co_2 + Al_3Y

Bu açıklamadaki «amorf faz'», ilk durumdaki «amorf faz»' dan farklı bir kompozisyona sahiptir. Alaşım, 573 K' e ısıtıldığında amorf matris içerisinde fcc-Al ve yarı-kararlı fazlar bulunduğu için alaşımın kompozisyonu değişmiştir. Diğer taraftan, kristallenme işleminde fcc-Al fazıyla birlikte öncelikle Al_9Co_2 fazı oluşmuştur. Bu durum, Co ve Y elementlerinin atomik yarıçaplarıyla ilgilidir. Y elementinin atomik yarıçapı, Al elementinden % 20.6, Ni elementinden ise % 31 oranında daha büyüktür. Buradan, Al-Co-Y alaşım sistemi

içerisinde Y elementinin difüzyonunun, Al ve Co elementlerine göre daha düşük olduğu anlaşılmaktadır. Kristallenme işleminde, fcc-Al fazından Co ve Y' nin ayrılması sırasında, sadece Y elementi fcc-Al/amorf ara-yüzeyinde çoğalmaktadır. Böylece, fcc-Al parçacıklarının büyümesi sırasında, fcc-Al fazından ayrılan Y atomları, fcc-Al/amorf ara-yüzeyinde bulunmaktadır ve Y elementinin oluşturacağı faz daha ileriki aşamaya kaymaktadır [118]. Farklı sıcaklıklarda ısısal işleme tabi tutulan alaşımların ortalama kristal boyutları Scherrer denklemi ile belirlenmiştir. Bunun için, $2\theta = 38.5^\circ$ de görülen fcc-Al fazına ait pikler öncelikle Vogit profil analizi ile fit edilmiştir. Daha sonra, XRD cihazından kaynaklanan pik genişlemesini hesaba katmak için, ısısal işlem uygulanmış saf Al toz metalleri kullanılmıştır. fcc-Al piklerinin Scherrer analizi sonucunda, 573 K' deki numunenin kristal boyutları 18 nm bulunurken, 608 K ve 673 K' deki numunelerin kristal boyutları sırasıyla, 32 nm ve 54 nm olarak bulunmuştur. Isısal işlem süresince nanokristal boyutlardaki bu artışın nedeni, yapı içerisinde oluşan intermetalik fazlardır. İlk kristallenme işleminde amorf yapı içerisinde çözünmüş halde bulunan nanoboyutlu fcc-Al fazının miktarı, devam eden kristallenme süresince amorf yapının bozunmasıyla beraber kristal yapılu intermetalik parçacıklar büyümektedir.

Şekil 4.27' de sırasıyla 573 K, 588 K, 608 K ve 673 K sıcaklıklarında 10' ar dakika ısısal işleme tabi tutulan şerit alaşımların DSC grafikleri görülmektedir. 573 K' de ısısal işleme tabi tutulan alaşımın DSC grafiğinde birinci ekzotermik pik kaybolmuş ve 610-645 K arasında bir ekzotermik pik meydana gelmiştir. Şekil 4.26(b)' de görüldüğü gibi, birinci kristallenme sonucu alaşımın yapısında fcc-Al ve yarı-kararlı fazlar oluşmuştur. Kaybolan ekzotermik pik, fazların oluşumunu temsil etmektedir. Böylelikle, ilk kristallenmenin tamamlanmış olduğu anlaşılmaktadır. Şerit alaşım, 588 K'de ısısal işleme tabi tutulduğunda, önceki sıcaklıklarda ısısal işleme tabi tutulan alaşımlarda gözlenen ekzotermik piklerin şiddeti oldukça azalmıştır. Takip eden ısısal işlemlerde (608 K ve 673 K) ise alaşımların DSC grafiklerinde herhangi bir ekzotermik pik görülmemektedir. Bu durum, kristallenmenin tamamlandığını belirtmektedir. Isısal işlem süresince ekzotermik piklerin büyüklüğündeki azalma, Şekil 4.26(b)' den görüldüğü gibi amorf faz miktarının azalmasını belirtmektedir. Isısal işleme tabi tutulmuş olan bu alaşımların DSC analizleri sırasında görülen ekzotermik piklerin entalpi değişimleri hesaplanmıştır. Kaynak [103]' de açıklandığı gibi, alaşımlar arasındaki entalpi oranından, ısısal işlem sonrası meydana gelen kristal fazların hacimsel oranı elde edilmiştir. 573 K ve 588 K' de ısısal işleme tabi tutulmuş olan alaşımlardaki kristal fazların oranı yaklaşık olarak sırasıyla, % 65 ve % 88

olarak bulunmuştur. Bu sonuç 588 K ve aşağısındaki sıcaklıklarda ısısal işlem sonucu amorf fazla birlikte nanokristal fazların oluşabileceğini göstermektedir.

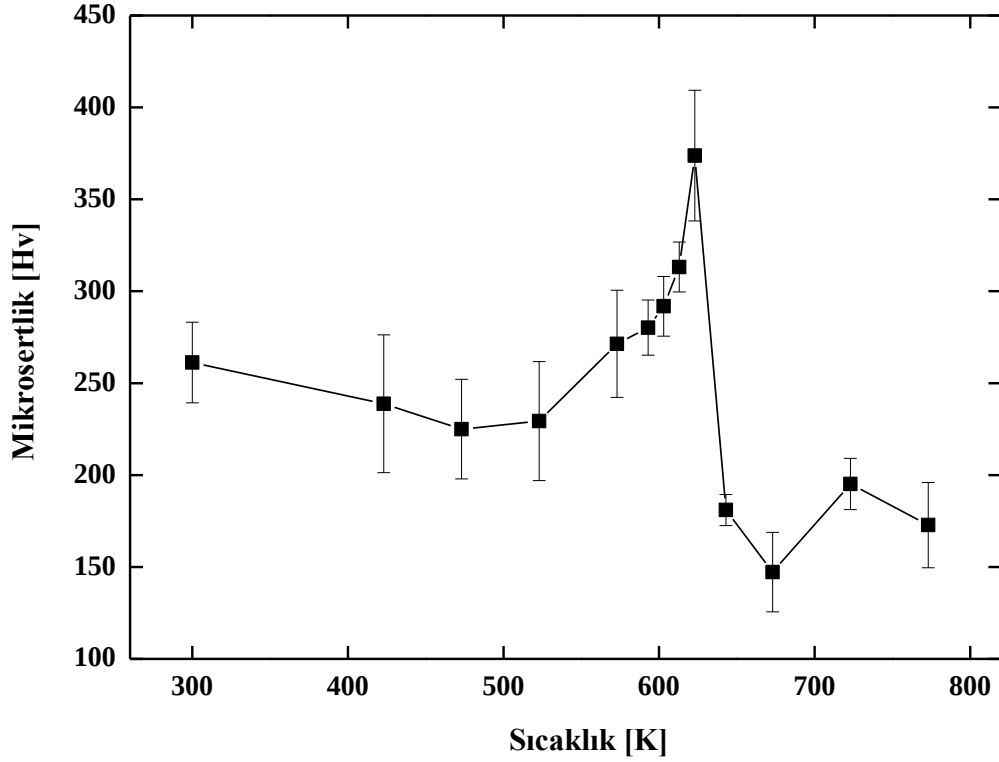


Şekil 4.27. $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ şerit alaşımın farklı sıcaklıklarda ısısal işleminden sonraki DSC grafikleri

4.2.1.2. $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ amorf alaşımının mekaniksel özellikleri

Şekil 4.28' de $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımının sıcaklığa bağlı olarak mikrosertlik değişimi görülmektedir. Her bir şerit alaşıma oda sıcaklığından 773 K' e kadar olan farklı sıcaklıklarda 10' ar dakika ısısal işlem uygulanmıştır. Sertlik değerleri, Şekil 4.28' de görüldüğü gibi her bir numuneden yaklaşık 10 ölçümün ortalaması alınarak hesaplanmıştır. Ayrıca, her bir ölçüm için hesaplanan standart sapma değerleri de grafikte görülmektedir. Isısal işlem süresince, yaklaşık 500 K' e kadar mikrosertlik değerlerinde belirgin bir değişiklik görülmemiştir. Bu durum, alaşımın mikroyapısının değişmemesi ve termal olarak bu sıcaklık aralığında kararlı halde bulunması olarak açıklanabilir. Bu aşamadan sonra artan sıcaklıkla birlikte sertlik değerleri de artmaktadır. Bu durum, Şekil 4.26(b)' de görüldüğü gibi, ilk kristallenme sıcaklığından sonra fcc-Al ve yarı-kararlı fazların oluşması ve böylelikle amorf yapı içerisinde oluşan nanokristal parçacıklar, alaşımın dayanıklılığını arttırmıştır. En yüksek mikrosertlik değeri 623 K' de elde edilmiştir. Bu sıcaklıktaki şerit

alaşımlar, ısısal işlem uygulanmamış olan hallerine kıyasla oldukça kırılgan yapıdadırlar. Daha yüksek sıcaklıklarda amorf fazın bozunarak yerini intermetalik parçacıklara bırakmasıyla mikrosertlik değerlerinde ani bir düşüş görülmüştür. Devam eden ısısal işlemle birlikte sertlik değerlerinde görülen küçük bir artış, alaşımın yapısındaki intermetalik fazların miktarının artmasının bir sonucudur. Daha sonra, bu intermetalik parçacıkların kristal boyutlarındaki artış sonucu sertlik değerinde bir azalma görülmüştür.



Şekil 4.28. $Al_{85}Co_7Y_8$ şerit alaşımının farklı sıcaklıklardaki ısısal işleminden sonra ölçülen mikrosertlik değişimi

4.2.2. Al-Co-Y-TM alaşım sistemi

Hızlı katılaştırma tekniği ile Al-Co-Y alaşım sistemi içerisinde $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımı amorf yapıda elde edilmiştir. Üretim koşulları sabit tutularak, bu alaşıma farklı elementler eklenerek alaşımın yapısı ve özellikleri geliştirilmeye çalışılmıştır. Bunun için, öncelikle $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımı esas alınarak geçiş metallerinin bu alaşıma ve amorf yapıya etkisinin incelenmesi amaçlanmıştır. Bunun için ilk olarak $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ (TM = Si, Ni, Fe, Mn, Cu, Sn) alaşım grubu ve daha sonra $Al_{85}Co_5Y_5TM_5$ (TM = Ni, Cu, Si) alaşım grubu hızlı katılaştırma tekniğiyle üretilmiştir. Bir alaşımın geliştirilebilmesi ve amorf olma kabiliyetine sahip alaşım elde edilebilmesi için Inoue [21], üç empirik kural önermişlerdir.

Bunlar; (i) alaşım sistemi üçten fazla element içermelidir (karışım prensibi), (ii) alaşımı oluşturan ana elementler arasında, yaklaşık % 12' nin üstünde atomik boyut farkı olmalıdır ve (iii) negatif karışma entalpisi (ΔH^{mix}) göstermelidir. Bu çalışmada, üçlü ve dörtlü alaşım sistemleri oluşturularak, ilk kural sağlanmıştır. Çizelge 4.10' da incelenen alaşım sistemlerini oluşturan elementler arasındaki atomik yarıçap farkı (%) ve negatif karışım entalpisi gösterilmiştir.

Çizelge 4.10. Farklı elementlerin karışım entalpisi değerleri ve birbirleri arasındaki % atomik yarıçap farkları

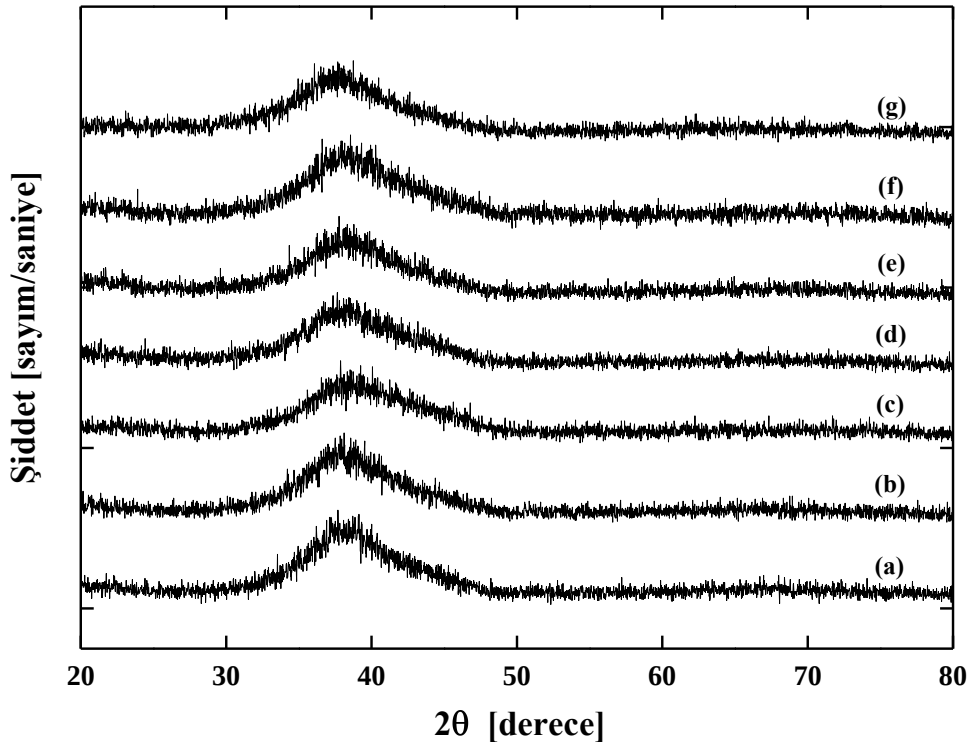
	Atomik yarıçap farkı (%)									
		Al	Co	Y	Si	Fe	Cu	Ni	Sn	Mn
Karışım entalpisi, ΔH^{mix} (kJ/mol)	Al		12.6	20.6	17.5	11.9	10.5	13.3	5.3	11.2
	Co	-19		31	5.6	0.8	2.3	0.8	17.22	1.6
	Y	-38	-22		34.4	30	28.9	31.1	16.1	29.4
	Si	-19	-38	-73		6.3	7.8	4.8	21.9	7.1
	Fe	-11	-1	-1	-35		1.6	1.6	16.6	0.8
	Cu	-1	6	-22	-19	13		3.1	15.2	0.8
	Ni	-22	0	-31	-40	-2	4		17.9	2.4
	Sn	4	0	-51	-11	11	7	-4		15.9
	Mn	-19	-5	-1	-45	0	4	-8	-7	

Çizelge 4.10' da görüldüğü gibi, Al-Co-Y-TM alaşım sistemlerinde, ana element olan Al ile diğer elementler arasındaki atomik yarıçap farkı, % 12 civarında ve üzerindedir. Sn elementinin Al ile arasındaki atomik yarıçap farkı, % 5 civarındadır. Ancak Çizelge 4.10'da görüldüğü gibi, Sn elementi, Co ve Y elementleri ile belirgin atomik yarıçap farkına sahiptir (sırasıyla, % 17.22 ve % 16.1). Bununla birlikte Sn elementi, Co ve Y elementleri ile de yüksek oranda negatif karışım entalpisine sahiptir. Aynı şekilde diğer elementlerin Al ile arasındaki negatif karışım entalpileri incelendiğinde, sadece Cu elementinde ΔH^{mix} değerinin düşük olduğu görülmektedir. Ancak Cu, Y ile yüksek ΔH^{mix} değerine sahip ve atomik yarıçap farkı % 28.9' dur. Bu değerler göz önünde bulundurularak, dörtlü alaşım sistemlerinde amorf oluşum kabiliyetine (GFA) sahip olan alaşımlar incelenmiştir. Aynı zamanda hızlı katılaştırma ile üretilen bu alaşımların kontrollü kristallendirilmesi sonucu, amorf yapı içinde nanoboyutlu parçacıkların oluşması

sağlanmıştır. Bu amaçla, nano-boyutlu parçacıkların oluştuğu bu kristallenme işleminin faz dönüşüm kinetiği (aktivasyon enerjileri ve Avrami parametreleri) her bir alaşım için incelenmiştir. Sonuçlar, aşağıda sunulmuştur.

4.2.2.1. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ (TM = Si, Ni, Fe, Mn, Cu, Sn) alaşımları

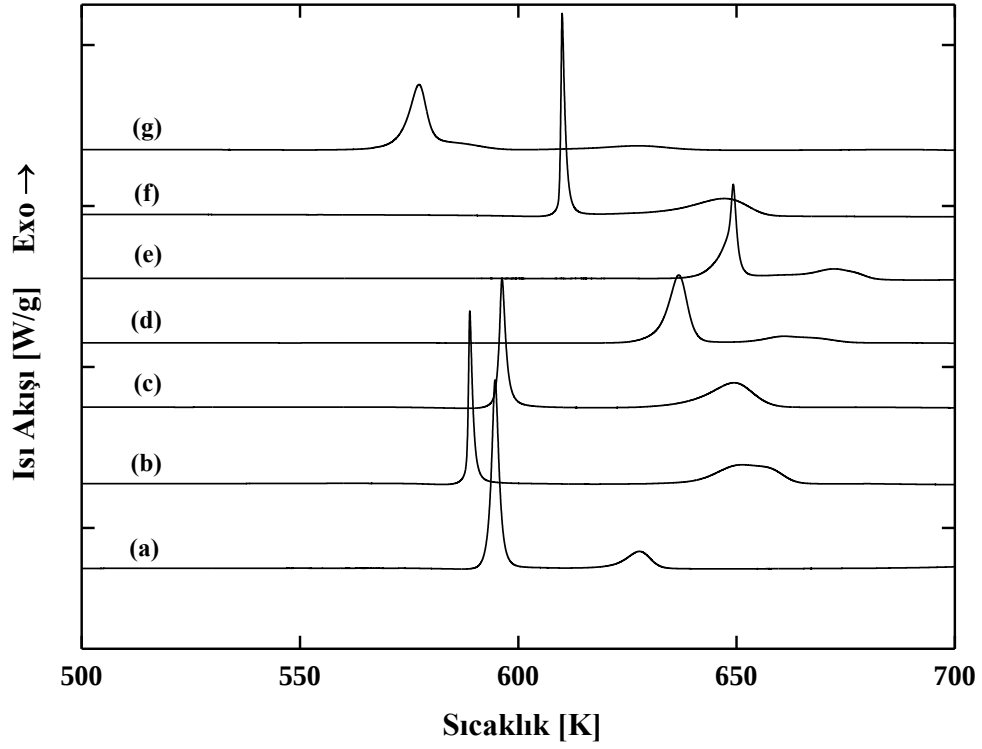
Şekil 4.29’ da hızlı katılaştırma ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ (TM = Si, Ni, Fe, Mn, Cu, Sn) dörtlü alaşımların XRD grafikleri görülmektedir. Tüm XRD grafiklerinde $2\theta = 30-50^\circ$ arasındaki yansıma açılarında, amorf yapının karakteristik bir özelliği olan geniş yayvan bir pik gözlenmiştir. Bunun yanı sıra, bir kristal fazı temsil eden herhangi bir keskin difraksiyon pikine rastlanmamıştır. Bu sonuç, $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımına % 2 at. oranında dördüncü elementlerin eklenmesinin amorf yapıda herhangi bir değişim oluşturmadığını göstermiştir. Çünkü Çizelge 4.10’ daki değerlerden görüldüğü gibi, çok bileşenli alaşım sistemi, alaşımı oluşturan elementler arasındaki belirgin atomik yarıçap farkı ve geniş bir negatif karışım entalpisi kriterleri, amorf oluşum kabiliyetini tanımlamaktadır.



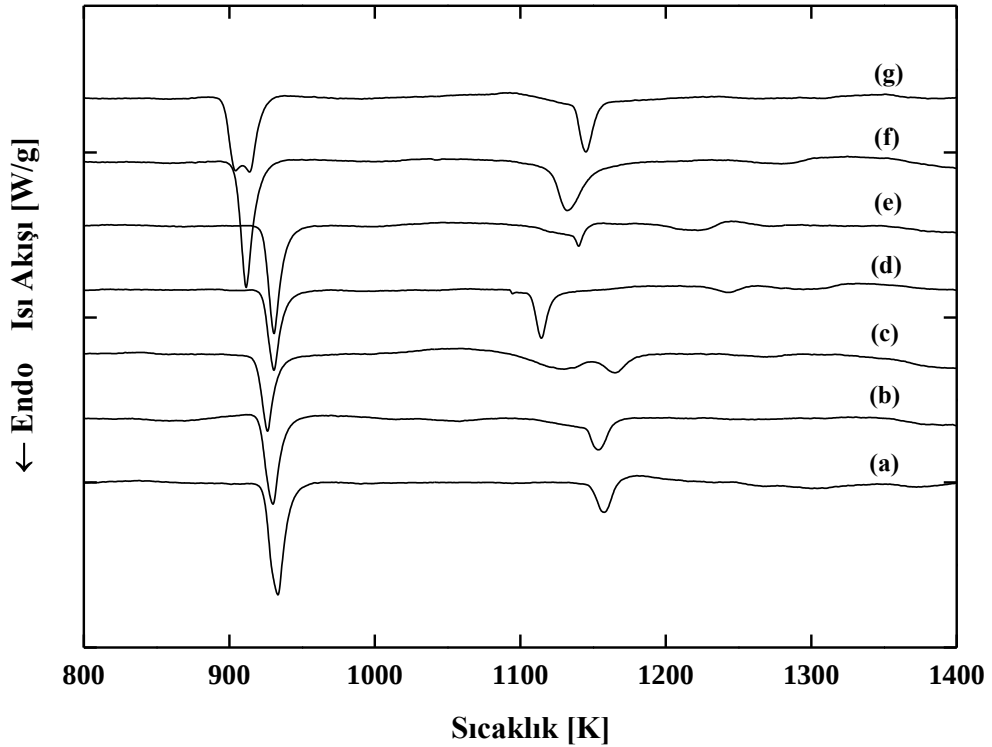
Şekil 4.29. Hızlı katılaştırmayla üretilen Al-Co-Y-TM şerit alaşımların XRD sonuçları: (a) $Al_{85}Co_7Y_8$ ve $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$: (b) Si, (c) Ni, (d) Fe, (e) Mn, (f) Cu ve (g) Sn

(Al₈₅Co₇Y₈)₉₈TM₂ (TM = Si, Ni, Fe, Mn, Cu, Sn) dörtlü alaşımların DSC ve DTA grafikleri sırasıyla, Şekil 4.30 ve 4.31’ de grlmektedir. Alaşımların DSC ve DTA grafiklerinde, faz dönüşümlerini temsil eden ekzotermik ve bu fazların erimelerini gösteren endotermik pikler grlmektedir. Çizelge 4.11’ de bu grafiklerden elde edilen sonuçlar listelenmiştir. Çizelge 4.11’ de görüldüğü gibi, sadece (Al₈₅Co₇Y₈)₉₈Si₂, (Al₈₅Co₇Y₈)₉₈Ni₂ ve (Al₈₅Co₇Y₈)₉₈Cu₂ alaşımlarında camsı geçiş sıcaklığı, T_g görülmüştür. Bununla birlikte kristallenme sıcaklığı, T_x 586 K olan Al₈₅Co₇Y₈ alaşımına, erime sıcaklığı yüksek olan elementlerin eklenmesiyle T_x sıcaklıkları da artmıştır. Ancak Al, Co ve Y elementlerine göre daha düşük erime sıcaklığına sahip Sn elementinin eklenmesiyle T_x değeri Al₈₅Co₇Y₈ alaşımına göre daha düşük sıcaklıkta gözlenmiştir. Alaşımların erimeye başladıkları sıcaklıkları gösteren T_m değerleri tüm alaşımlar için hemen hemen aynıdır. Sadece, (Al₈₅Co₇Y₈)₉₈Cu₂ ve (Al₈₅Co₇Y₈)₉₈Sn₂ alaşımları nispeten daha düşük sıcaklıkta erimeye başlamışlardır. Bu durum, Cu ve Sn elementlerinin Al içerisindeki çözünme oranına bağlı olarak, aşırı doymuş α -Al fazının değişen kompozisyonundan kaynaklandığı dşnlmektedir. Bununla birlikte, alaşımın tamamen eriyip sıvı hale geçtiği sıcaklığı gösteren T_l değerleri, farklılık göstermektedir. Bunun nedeni ise, alaşımların kristallenmeleri sırasında oluşan farklı intermetalik fazların erime sıcaklıklarını temsil eden ikinci ve üçüncü endotermik piklerin farklı sıcaklıklarda görülmesidir. Ayrıca, Inoue [21] geliştirdiği amorf oluşum kabiliyetini (glass forming ability, GFA) belirten bazı parametreler; $\Delta T_x = (T_x - T_g)$, $\Delta T_m = (T_m - T_x)$, $T_{rg1} = T_g / T_l$, $T_{rg2} = T_g / T_m$, $T_{rx} = T_x / T_m$ ve $K = (T_x - T_g) / (T_l - T_x)$ hesaplanarak Çizelge 4.11’ de gösterilmiştir. Bu parametrelerden aşırı soğumuş sıvı bölge (supercooled liquid region) olarak bilinen ΔT_x değeri, (Al₈₅Co₇Y₈)₉₈Cu₂ alaşımında en yüksek değerde bulunmuştur. ΔT_x değeri, alaşımın kristallenmeye karşı gösterdiği termal kararlılığı belirtir. ΔT_x ’ in büyüklüğü sanayide kullanılacak olan bir alaşım için oldukça önemlidir. Aşırı soğutulmuş sıvı bölgeye sahip alaşımlar daha kolay bir Şekilde amorf yapıda elde edilebilmektedir. Bununla birlikte ΔT_m değeri, camsı geçiş özelliği gösteren alaşımlar içerisinde (Al₈₅Co₇Y₈)₉₈Cu₂ alaşımında en düşük değere sahiptir. Genellikle iyi bir GFA için bu değerin düşük olması beklenir [119]. Ayrıca, Turnbull [120] büyük T_{rg} (indirgenmiş camsı geçiş sıcaklığı) ve T_{rx} değerlerinin daha iyi GFA’ ya sahip olunabileceğini bildirmişlerdir. Bir amorf alaşım için indirgenmiş camsı geçiş sıcaklığı T_{rg}, o alaşımın amorf yapıda oluşabilme kabiliyetinin (glass forming ability) bir göstergesidir. Amorf yapıda üretilen alaşımlar için en az T_{rg} = 0.4 olarak bulunmuş ve daha yüksek T_{rg} değerinde daha kolay amorf yapının oluşabileceği

bildirilmiştir. Genellikle, bilinen metalik amorf alaşımlar için bu değer 0.4-0.7 arasındadır [121]. Bu çalışmada T_{rg1} değerleri 0.44-0.49 arasında, T_{rg2} değerleri ise 0.616-0.653 arasında değişmektedir. Bu çalışmada $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ alaşım grubu içerisinde, bütün GFA parametreleri (ΔT_x , T_{rg} , T_{rx} ve K), $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Cu_2$ alaşımında en yüksek değerlerde bulunmuştur. Hesaplanan bu değerler, benzer Al-esaslı amorf alaşımların GFA değerlerinden daha yüksek bulunmuştur [108, 119, 122].



Şekil 4.30. Hızlı katılaştırmayla üretilen Al-Co-Y-TM şerit alaşımların DSC sonuçları: (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ ve $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{TM}_2$: (b) Si, (c) Ni, (d) Fe, (e) Mn, (f) Cu ve (g) Sn



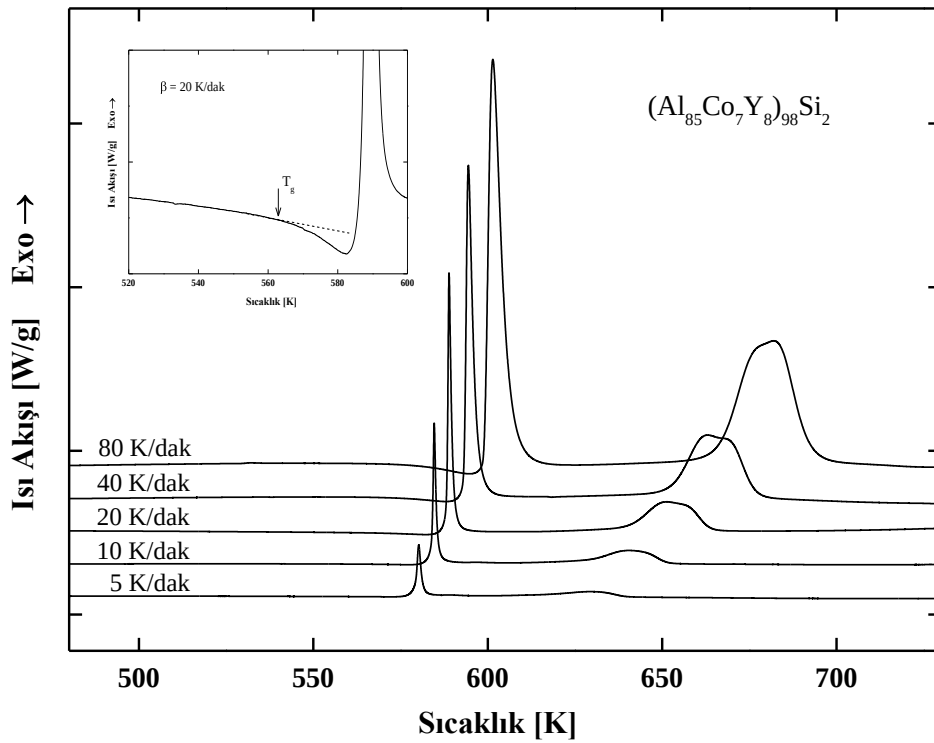
Şekil 4.31. Hızlı katılaştırmayla üretilen Al-Co-Y-TM şerit alaşımların DTA sonuçları: (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ ve $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{TM}_2$: (b) Si, (c) Ni, (d) Fe, (e) Mn, (f) Cu ve (g) Sn

Çizelge 4.11. Hızlı katılaştırmayla üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ ve $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{TM}_2$ (TM = Si, Ni, Fe, Mn, Cu, Sn) şerit alaşımların termal özellikleri

Alaşım	T_g (K)	T_{x1} (K)	T_m (K)	T_l (K)	$\Delta T_x = T_x - T_g$	$\Delta T_m = T_m - T_x$	$T_{rg1} = T_g/T_l$	$T_{rg2} = T_g/T_m$	$T_{rx} = T_x/T_m$	K
$\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$	569	586	916	1174	17	330	0.48	0.621	0.639	0.0289
$(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Si}_2$	563	584	913	1180	21	329	0.47	0.616	0.639	0.0352
$(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$	570	591	908	1292	21	317	0.44	0.627	0.650	0.0299
$(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Fe}_2$	-	621	916	1325	-	295	-	-	0.677	-
$(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Mn}_2$	-	637	915	1290	-	278	-	-	0.696	-
$(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Cu}_2$	584	606	894	1175	22	288	0.49	0.653	0.677	0.0386
$(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Sn}_2$	-	556	888	1165	-	332	-	-	0.626	-

4.2.2.1.1. (Al₈₅Co₇Y₈)₉₈Si₂ alaşımı

Hızlı katılaştırma ile amorf yapıda elde edilen (Al₈₅Co₇Y₈)₉₈Si₂ alaşımının termal kararlılığını incelemek için, alaşımın DSC analizinde her bir pike karşılık gelen fazın aktivasyon enerjisi hesaplanmıştır. şekil 4.32’ de (Al₈₅Co₇Y₈)₉₈Si₂ alaşımının 5-80 K/dak ısıtma hızlarındaki DSC grafikleri görölmektedir. Ayrıca, şekil 4.32’ deki iç grafikte, bu alaşımın 20 K/dak ısıtma hızında elde edilen camsı geçiş sıcaklığı T_g okla belirtilmiştir. (Al₈₅Co₇Y₈)₉₈Si₂ alaşımının farklı ısıtma hızlarında (̢) elde edilen kristallenme sıcaklıkları (T_x) ve pik sıcaklıkları (T₁ ve T₂), Çizelge 4.12’ de listelenmiştir.

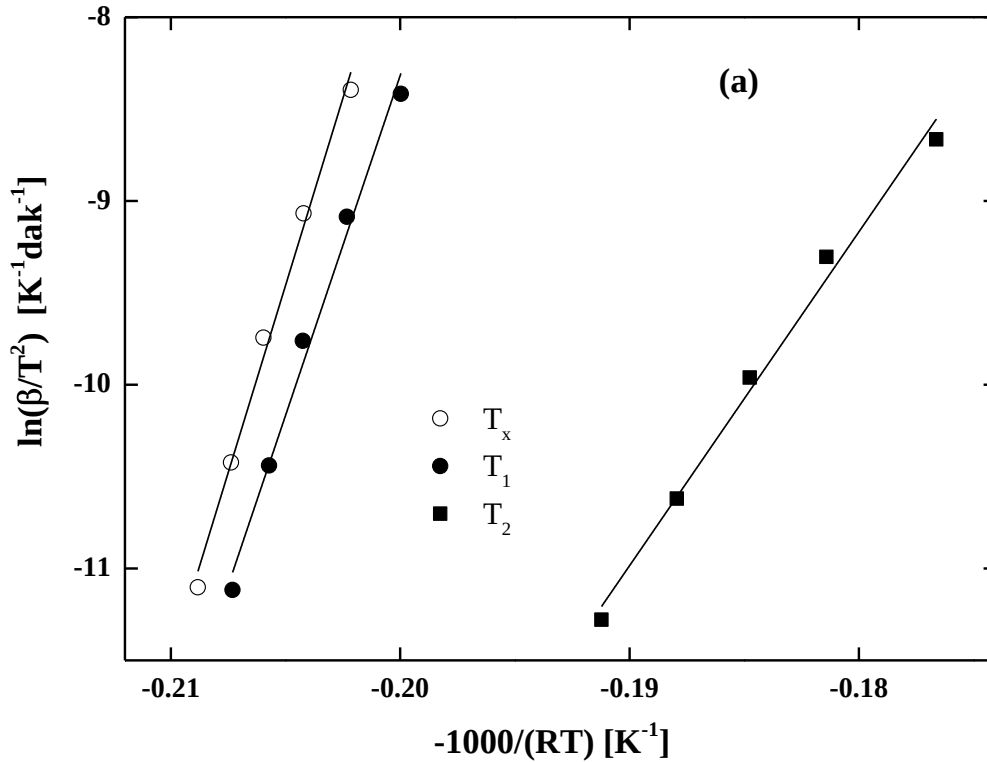


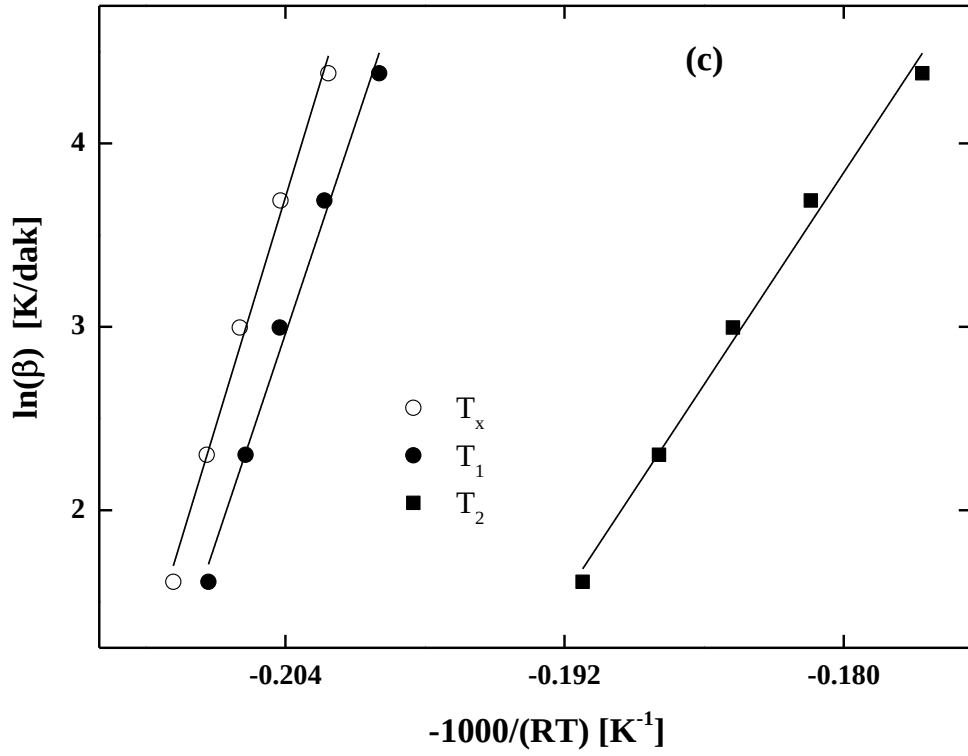
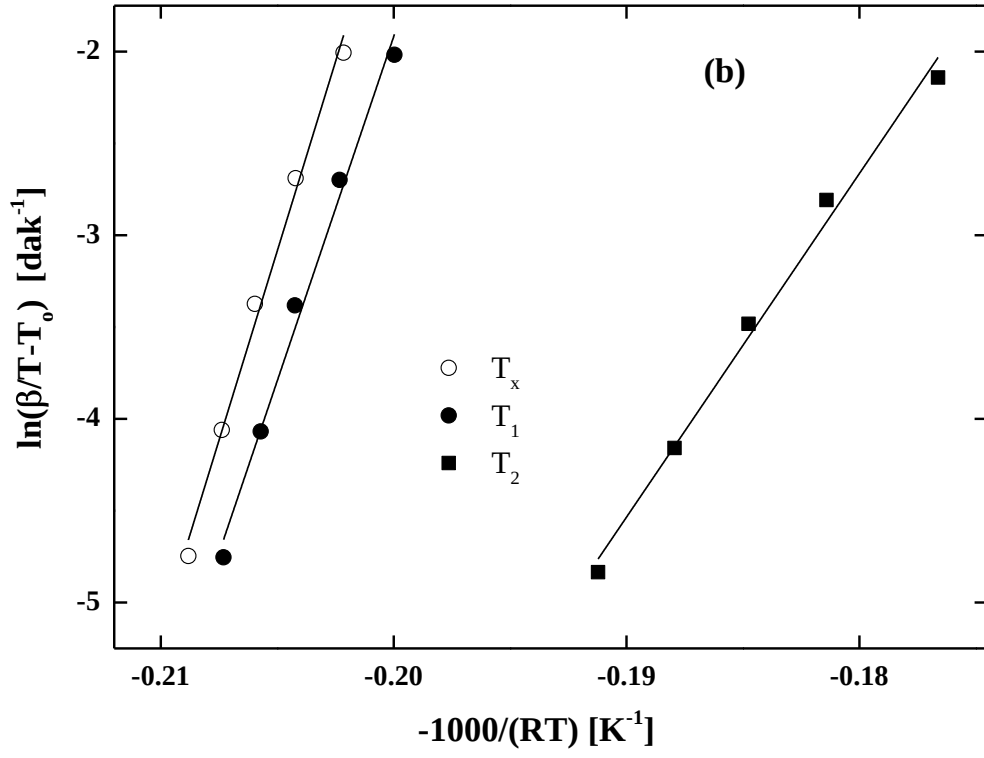
şekil 4.32. Hızlı katılaştırma ile üretilen (Al₈₅Co₇Y₈)₉₈Si₂ alaşımının 5-80 K/dak ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri

Çizelge 4.12. (Al₈₅Co₇Y₈)₉₈Si₂ alaşımın farklı ısıtma hızlarında (̢) elde edilen kristallenme sıcaklığı (T_x) ve ekzotermik pik sıcaklıkları (T₁, T₂)

̢ (K/dak)	T _x (K)	T ₁ (K)	T ₂ (K)
5	576	580.2	629
10	580	584.7	640
20	584	588.9	651
40	589	594.5	663
80	595	601.5	681

Şekil 4.32' de ve Çizelge 4.12' de açıkça görüldüğü gibi ısıtma hızının artması ile başlangıç kristallenme sıcaklığı T_x ve iki ekzotermik reaksiyonun pik sıcaklıkları (T_1 ve T_2) artmıştır. Isıtma hızının artması ile kristallenme ve pik sıcaklıklarındaki bu artış tüm amorf alaşımlarda gözlenen karakteristik bir durumdur. Çizelge 4.12' deki değerler kullanılarak kristallenme sıcaklığı ve her bir ekzotermik pik için aktivasyon enerjileri hesaplanmıştır. Bunun için Kissinger, Augis-Bennett ve Ozawa metotları kullanılmıştır. Her üç metot için çizilen grafikler Şekil 4.33' de görülmektedir. Çizilen aktivasyon enerjisi grafikleri lineerdir. Bu durum, tüm ısıtma hızlarında aynı reaksiyonların farklı sıcaklıklarda oluştuğunu göstermektedir. Grafiklerin eğimlerinden elde edilen aktivasyon enerjisi değerleri Çizelge 4.13' de verilmiştir. Bu üç metotla hesaplanan aktivasyon enerjileri yaklaşık olarak aynıdır. Her üç metotta E_x değerleri (407, 412 ve 417 kJ/mol), E_1 ve E_2 değerlerinden yüksek bulunmuştur. Bu durum, amorf yapının kristallenmeye karşı yüksek termal kararlılığa ve dirence sahip olduğunu göstermektedir. Ayrıca, bu alaşım için hesaplanan E_x değerleri, $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımı için hesaplanan değerlerden daha yüksek bulunmuştur. Bu durum, $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımının termal olarak daha kararlı olduğunu göstermektedir.



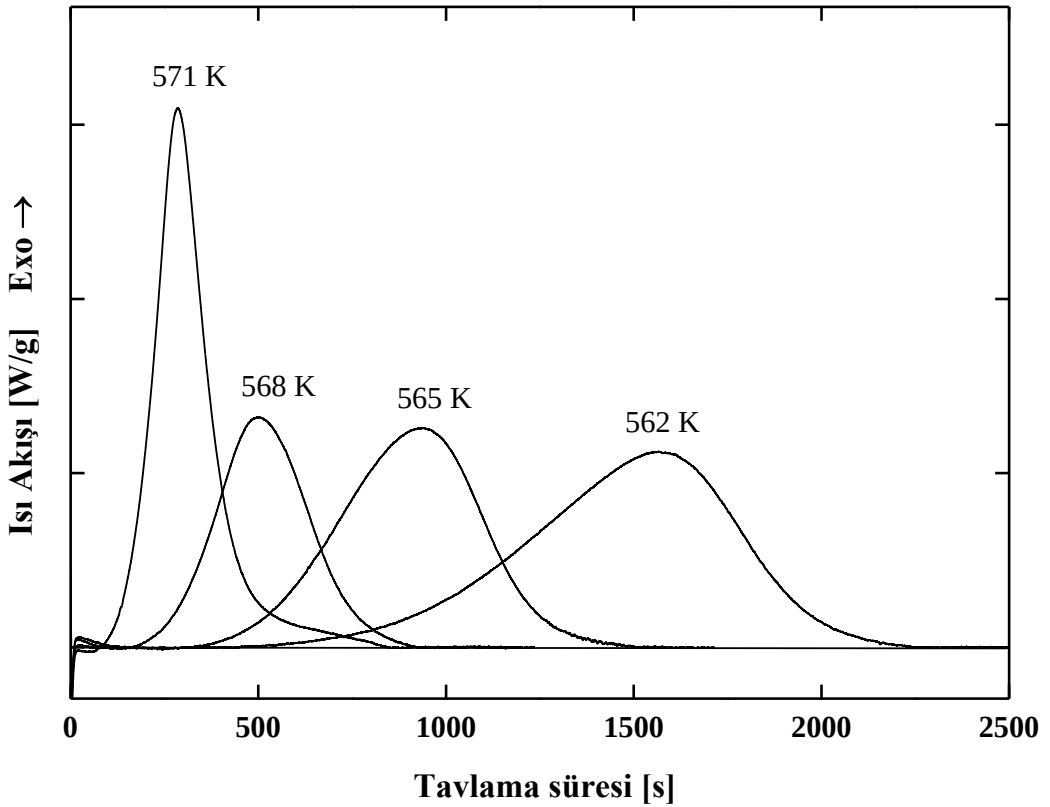


Şekil 4.33. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşıminin kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklıkları (T_1 , T_2) için çizilen (a) Kissinger, (b) Augis-Bennett ve (c) Ozawa doğruları

Çizelge 4.13. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımının farklı metotlarla hesaplanan aktivasyon enerjileri

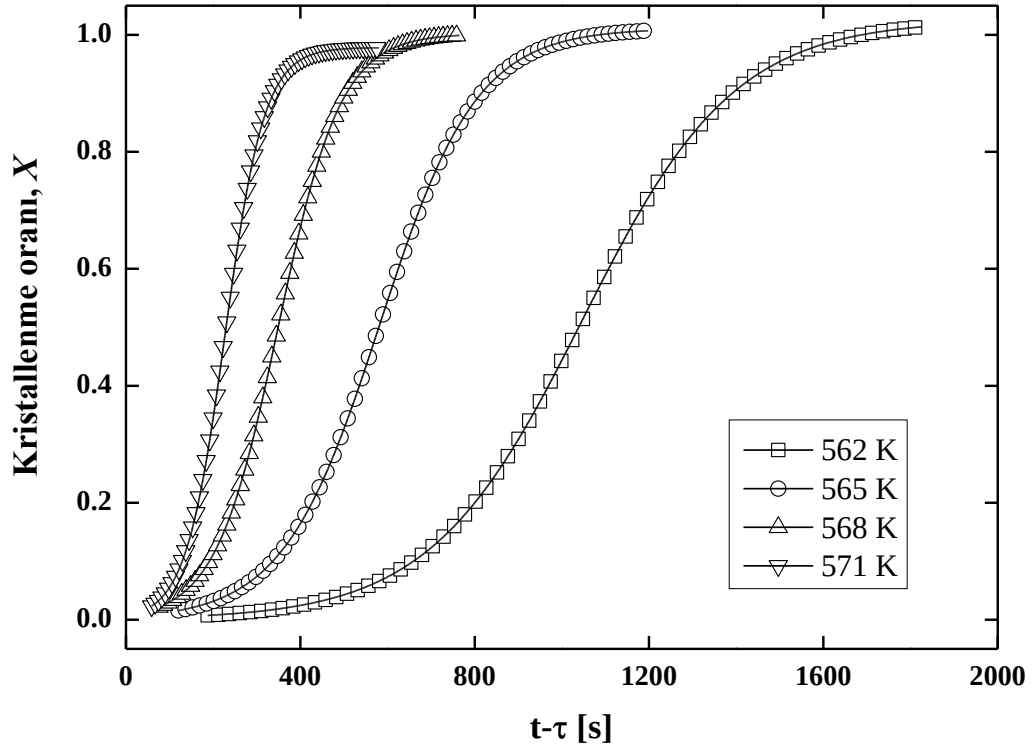
Metot	E_x (kJ/mol)	E_1 (kJ/mol)	E_2 (kJ/mol)
Kissinger	407 ± 20	370 ± 21	181 ± 10
Augis-Bennett	412 ± 20	375 ± 21	187 ± 10
Ozawa	417 ± 20	379 ± 21	192 ± 9

Hızlı katılaştırma ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımının kristallenme kinetiği hakkında daha fazla bilgi edinebilmek için alaşım, başlangıç kristallenme sıcaklığının 13-22 K aşağısındaki belirli sıcaklıklara kadar ısıtılmıştır. Daha sonra bu sıcaklıklarda belirli bir süre beklenerek tavlama işlemi gerçekleştirilmiştir. Şekil 4.34’ de $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımının 562 K, 565 K, 568 K ve 571 K sıcaklıklarındaki izotermal DSC grafikleri görülmektedir.

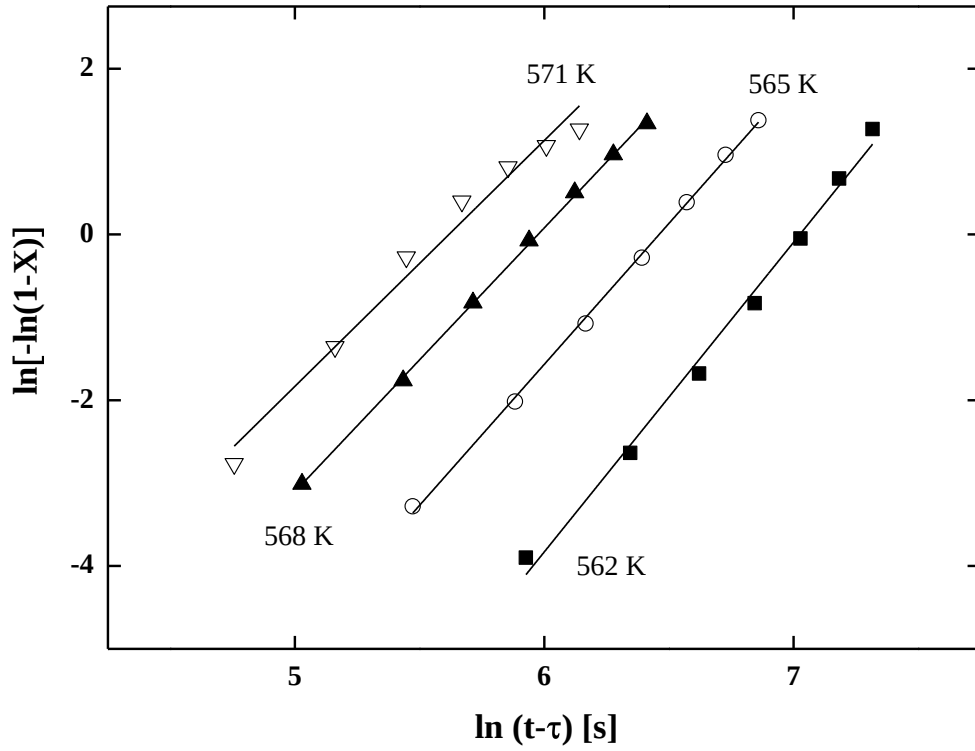


Şekil 4.34. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımının farklı tavlama sıcaklıklarındaki izotermal DSC grafikleri

Şekil 4.34' den görüldüğü gibi sabit sıcaklıkta ısıtma işleminde, reaksiyon tamamen sıcaklığa bağlıdır. Bunun anlamı; amorf yapıyı oluşturan atomlar, yüksek sıcaklıkta kolayca yani kısa bir zamanda kristal yapıya geçebilmektedir. Ancak tavlama sıcaklığı azaldıkça amorf yapıdan kristal yapıya geçiş zorlanmakta ve reaksiyon uzun bir zaman zarfında tamamlanabilmektedir. Bu durum, $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımının amorf yapıdan kristal yapıya geçişinin çekirdeklenme ve büyüme yoluyla olduğunu göstermektedir. Aynı zamanda Şekil 4.34' de görülen ekzotermik piklerin sıcaklığa ve zamana bağlı olarak değişmesi çekirdeklenme için bir enerji bariyerinin olduğu bilgisini vermektedir. Bu ekzotermik piklerin integral alanları alınarak, Şekil 4.35' deki kristallenme oranının zamana bağlı grafiği elde edilmiştir. Elde edilen bu sigmoidal eğrilerden $X = 0.02-0.95$ arasındaki değerler, JMA denkleminde yerine konularak Şekil 4.36' daki grafikler çizilmiştir. Grafikteki bu doğruların eğimlerinden Avrami sabitleri, n hesaplanmıştır. Sonuçlar, Çizelge 4.14' de gösterilmiştir. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımı için farklı tavlama sıcaklıklarındaki Avrami sabiti değerleri 3.7, 3.4, 3.2 ve 3 olarak bulunmuştur. Ortalama Avrami sabiti $n = 3.3$, kristallenmenin sabit çekirdeklenme oranıyla birlikte üç-boyutlu difüzyon kontrollü büyüme ile gerçekleştiğini göstermektedir. Aynı zamanda JMA doğrularından elde edilen reaksiyon sabiti K değerleri (Çizelge 4.14), Arrhenius bağıntısında yerine konularak Şekil 4.37' deki doğru çizilmiştir. Bu doğrunun eğiminden alaşımın aktivasyon enerjisi $E_a = 418 \pm 27$ kJ/mol bulunmuştur. Bu değer, Kissinger, Augis-Bennett ve Ozawa metotlarıyla bulunan değerlere (sırasıyla 407 ± 20 , 412 ± 20 ve 417 ± 20 kJ/mol) yakındır. Bu sonuç, kristallenmenin sürekli ısıtma ve izotermal ısıtma ile aynı faz dönüşümü mekanizmasını izlediğini göstermektedir.



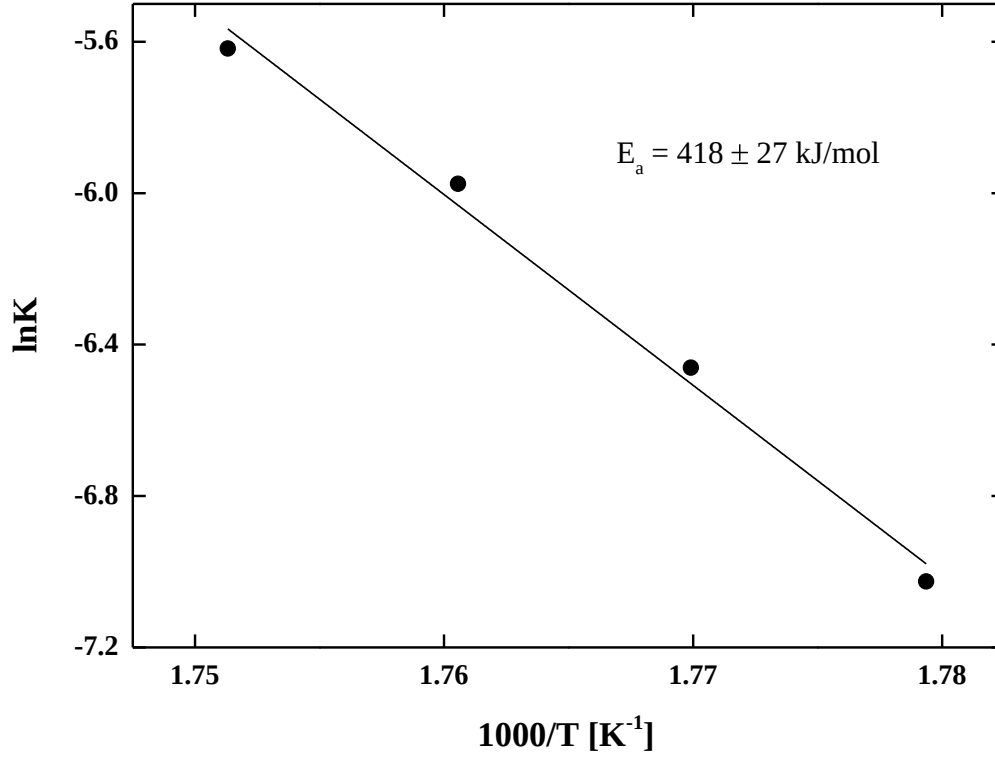
Şekil 4.35. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Si}_2$ alaşımının kristallenme oranı ile farklı sıcaklıklardaki tavlama süresi arasındaki ilişki



Şekil 4.36. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Si}_2$ alaşımının farklı tavlama sıcaklıklarındaki kristallenmeleri için çizilen JMA doğruları

Çizelge 4.14. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımlarının izotermal kinetik parametreleri

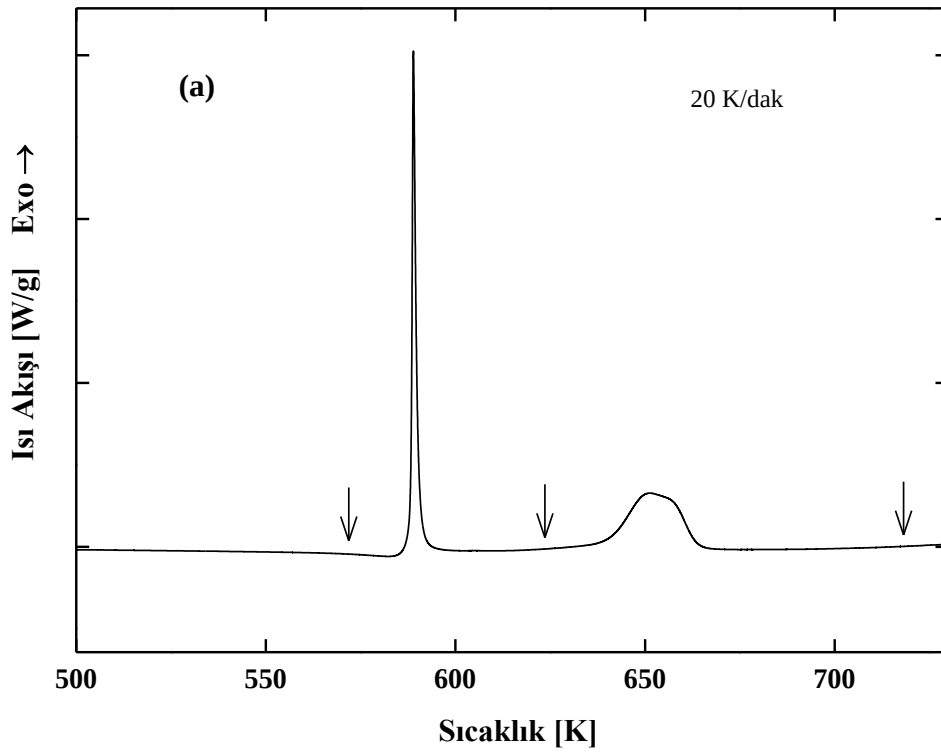
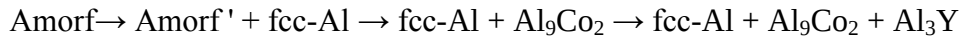
Tavlama Sıcaklığı, T (K)	562	565	568	571
Kuluçka süresi, τ (s)	446	323	165	71
Avrami sabiti, n	3.7	3.4	3.2	3
Reaksiyon sabiti, K (s^{-1})	0.0008	0.0015	0.0025	0.0036

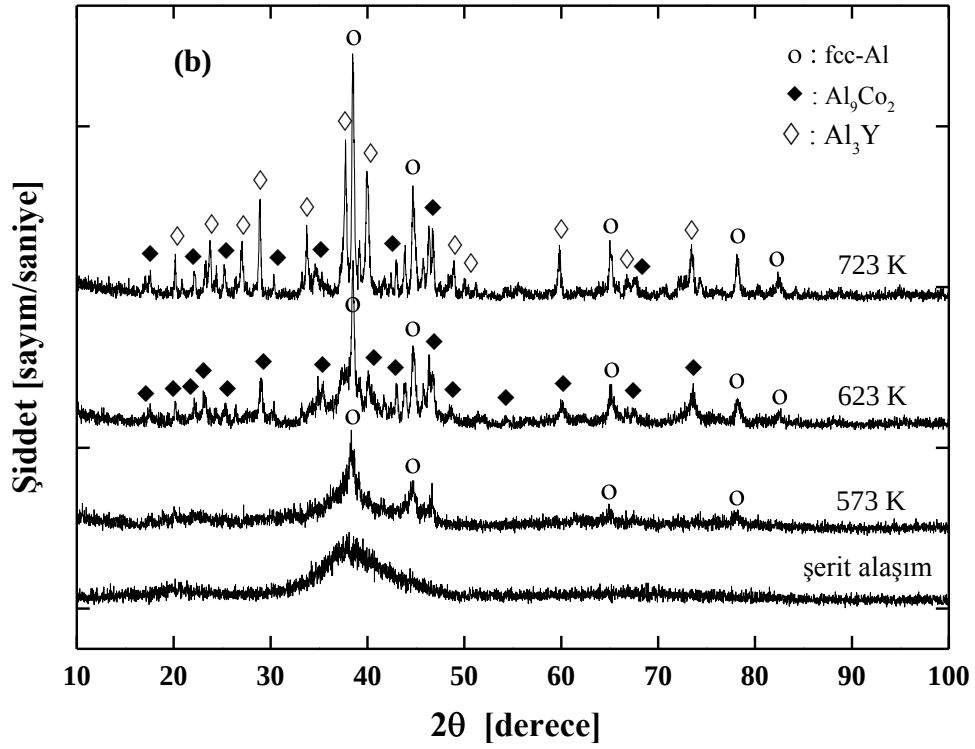


Şekil 4.36. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımlarının kristallenme sıcaklığı veya birinci pik sıcaklığı için Arrhenius denklemiyle elde edilen doğru grafiği

Hızlı katılaştırma ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ şerit alaşımlarının Şekil 4.37(a)' da görüldüğü gibi DSC analizi sonucu oluşan ekzotermik piklerin hangi fazları temsil ettiğini anlayabilmek için alaşım, şekilde oklarla belirtilen sıcaklıklarda ısısal işleme tabi tutulmuştur. Şekil 4.37(b)' de $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ şerit alaşımlarının ısısal işlem sonrasındaki XRD sonuçları görülmektedir. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımlarının 573 K' deki XRD sonucunda, amorf fazın yine amorf fazla birlikte fcc-Al fazına dönüşmüştür. Bu faz dönüşümü primer kristallenme olarak bilinir. Bu durumda Co, Y ve Si elementlerinin Al fazı içerisinde çözünmesiyle fcc-Al katı çözelti fazı oluşmuştur. Bu fazın $2\theta = 38.5^\circ$ deki karakteristik piki olan fcc-Al (111) pikinin Scherrer analizi sonucunda, amorf faz içerisinde oluşan

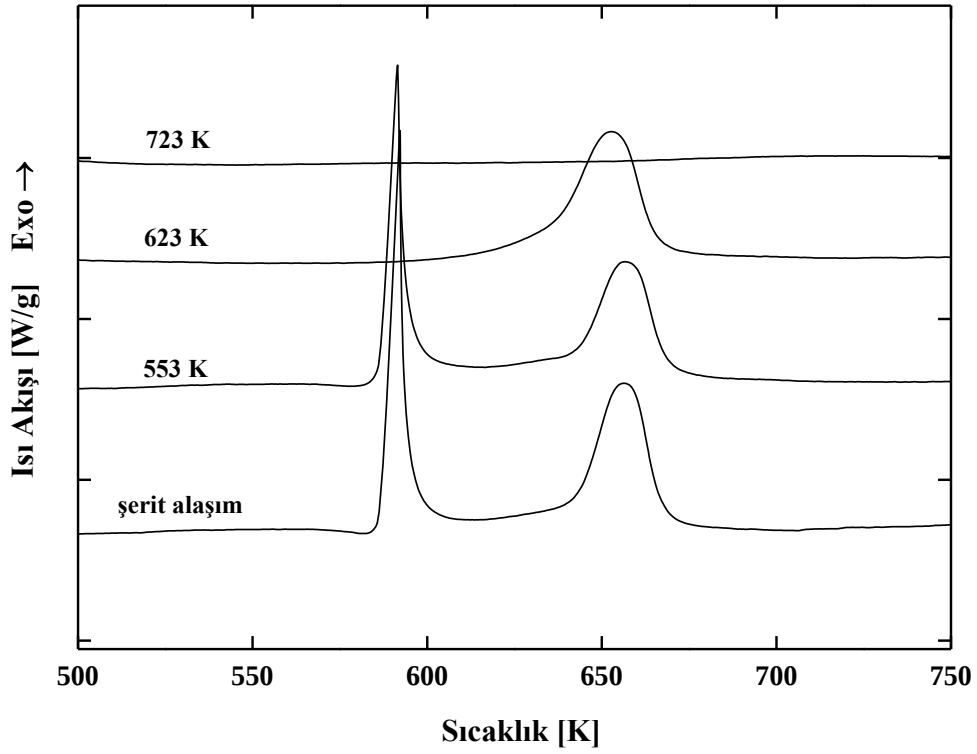
parçacıkların boyutu 20.4 nm olarak bulunmuştur. Bu tez çalışmasında, Scherrer denklemi ile parçacık boyutu hesaplamalarında, tüm pikler, Lorentz ve Gauss fonksiyonlarının ağırlıklı ortalaması alınarak yapılan Pseudo-Vogit dağılım fonksiyonu ile fit edilmiştir. Alaşım, birinci ekzotermik pik sonrası sıcaklığa (623 K) ısıtıldığında XRD analizinde, fcc-Al katı çözelti fazının fcc-Al fazıyla beraber Al_9Co_2 intermetalik fazına dönüştüğü belirlenmiştir. Bu faz dönüşümü, ötektik kristallenmeye bir örnektir. Bu anda, fcc-Al (111) fazının boyutu 25 nm olarak hesaplanmıştır. Aynı numunenin 723 K' e ısıtılmasıyla alaşımın yapısında, yeni olarak Al_3Y fazı oluşmuştur. Alaşım bu durumda tamamen kristal yapıdadır ve fcc-Al (111) fazının parçacık boyutu 36 nm' ye artmıştır. Bu sonuçlardan $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Si}_2$ alaşımının faz dönüşüm mekanizması şu şekilde özetlenebilir:





Şekil 4.37. (a) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımının 20 K/dak sürekli ısıtma hızında elde edilen DSC grafiği, (b) 573-723 K aralığında uygulanan ısısal işlem öncesi ve sonrasındaki XRD grafikleri

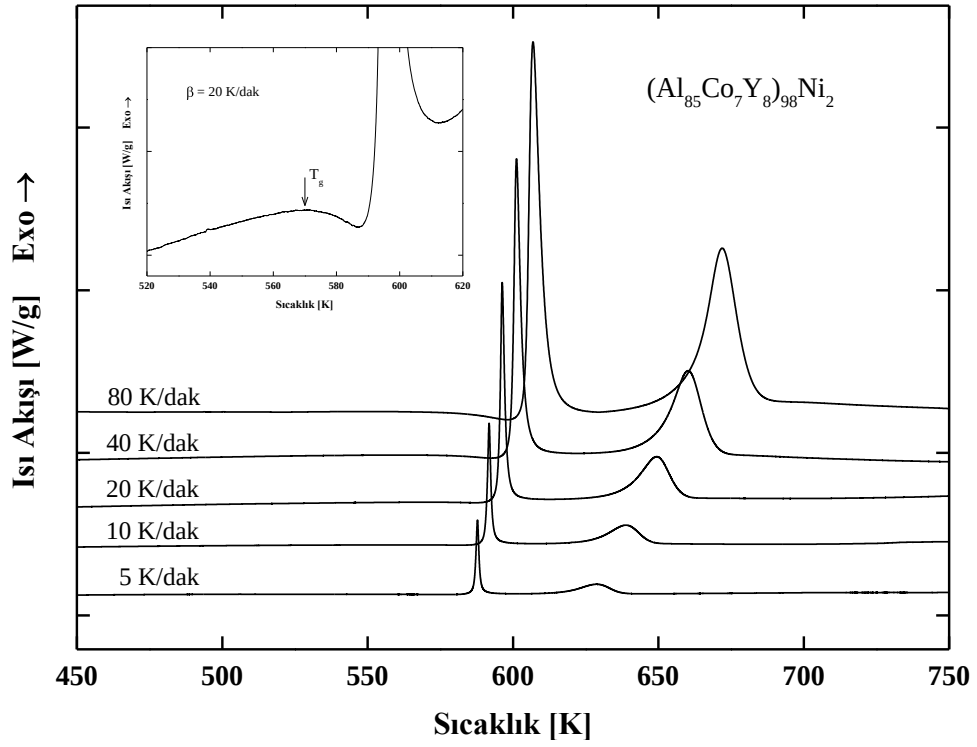
Şekil 4.38' de ısısal işlem uygulanmayan ve 553-723 K arasında 10' ar dakika ısısal işlem uygulanan $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımların DSC grafikleri görülmektedir. Isısal işlem uygulanmayan şerit alaşımın DSC grafiği, iki ekzotermik pikten oluşmaktadır. Alaşım, 553 K' de ısısal işlem uygulandığında DSC sonucu değişmemektedir. Şekil 4.37(b)' de görüldüğü gibi 573 K' de ısısal işleme tabi tutulan alaşımın XRD sonucunda amorf yapıyla beraber fcc-Al fazına ait pikler görülmektedir. Dolayısıyla, bu ekzotermik pikler, amorf yapının kristallenmesini temsil etmektedir. Alaşım, 553 K' de ısısal işlem uygulandığında ise ilk ekzotermik pikin kaybolduğu ve 650 K civarında bir ekzotermik pikin oluştuğu görülmektedir. Alaşımın XRD sonucunda, kaybolan bu ilk ekzotermik pikin fcc-Al ve Al_9Co_2 fazlarının oluşumunu temsil ettiği anlaşılmaktadır. Bununla birlikte, 723 K' de ısısal işlem uygulanan alaşımın DSC grafiğinde, 650 K civarındaki bu ekzotermik pikin kaybolduğu görülmektedir. Aynı sıcaklıktaki alaşımın XRD analizinde numunenin yapısında fcc-Al, Al_9Co_2 ve Al_3Y fazlarının var olduğu görülmektedir. Bu durum, Şekil 4.38' deki ikinci ekzotermik pikin Al_3Y fazının oluşumunu temsil etmektedir.



Şekil 4.38. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ şerit alaşımının farklı sıcaklıklarda ısısal işleminden sonraki DSC grafikleri

4.2.2.1.2. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ alaşımı

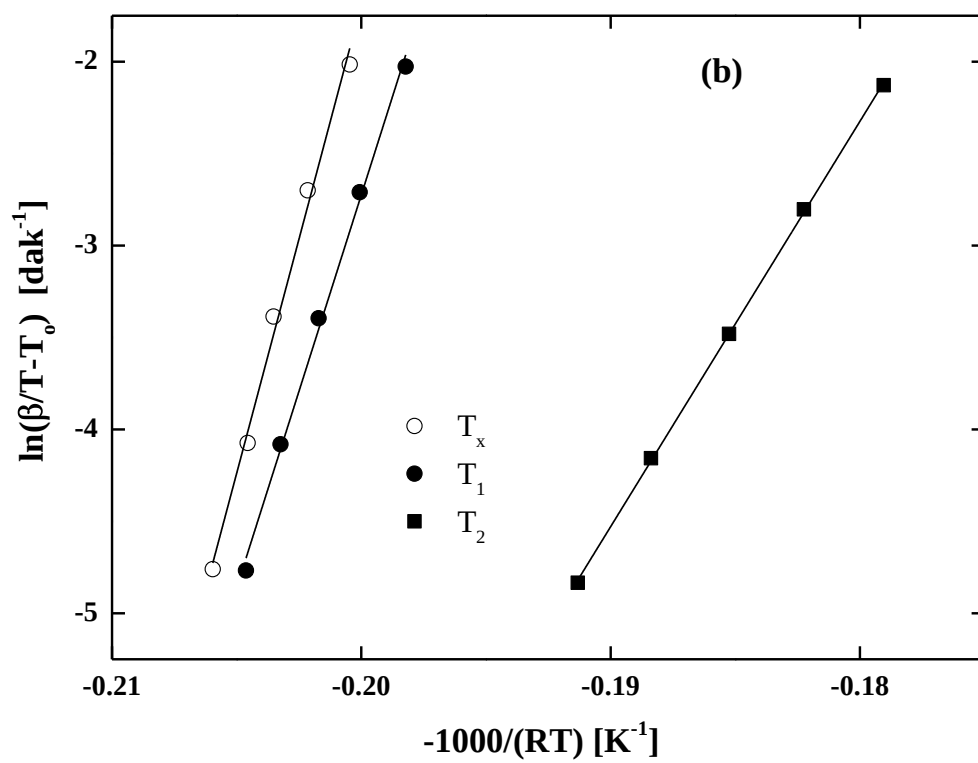
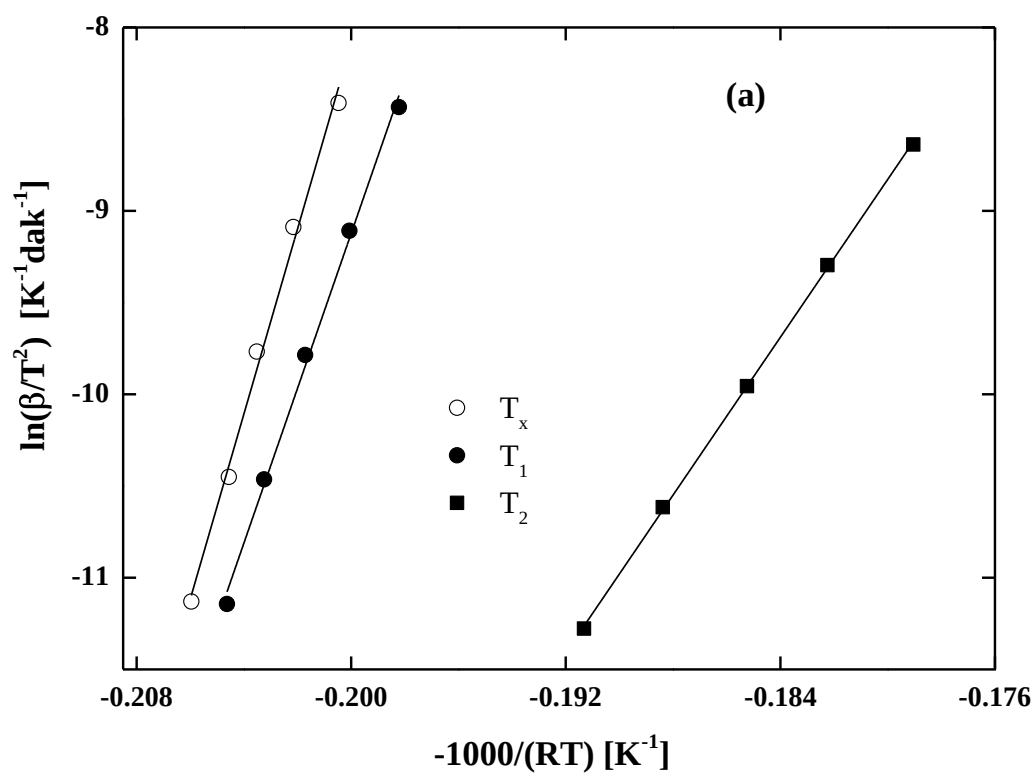
$(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ alaşımının 5-80 K/dak ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri Şekil 4.39’ da görülmektedir. Isıtma oranına bağlı olarak elde edilen ekzotermik pik sıcaklıkları ve başlangıç kristallenme sıcaklığı Çizelge 4.15’ de gösterilmiştir. Bu değerler kullanılarak kristallenme sıcaklığı ve her pik için gerekli olan aktivasyon enerjileri hesaplanmıştır. Aktivasyon enerjisi hesaplamaları için üç farklı metot kullanılmıştır. Şekil 4.40’ da hesaplamalarda kullanılan metotlardan oluşturulan doğru grafikleri görülmektedir. Bu doğruların eğimlerinden elde edilen sonuçlar, Çizelge 4.16’ da verilmiştir. Her üç metotta E_x değerleri (504, 509 ve 514 kJ/mol), E_1 ve E_2 değerlerinden yüksek bulunmuştur. Ayrıca E_x değerleri, $Al_{85}Co_7Y_8$ ve $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımlarının kristallenme sıcaklıkları için hesaplanan aktivasyon enerjisi değerlerinden daha yüksek bulunmuştur. Bu durum, $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ alaşımının termal olarak daha kararlı yapıda olduğunu göstermektedir.

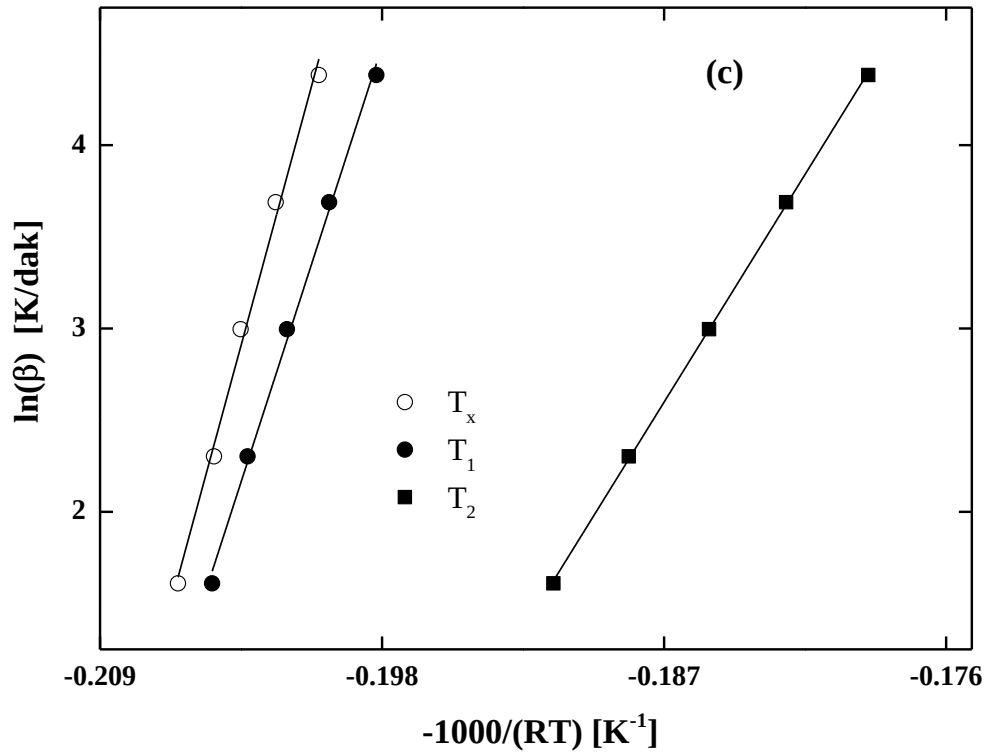


Şekil 4.39. Hızlı katılaştırma ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ alaşımının 5-80 K/dak ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri

Çizelge 4.15. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ alaşımının farklı ısıtma hızlarında (β) elde edilen kristallenme sıcaklığı (T_x) ve ekzotermik pik sıcaklıkları (T_1 , T_2)

β (K/dak)	T_x (K)	T_1 (K)	T_2 (K)
5	584	587.8	628.7
10	588	591.8	638.5
20	591	596.3	649.3
40	595	601.2	660
80	600	606.8	671.8





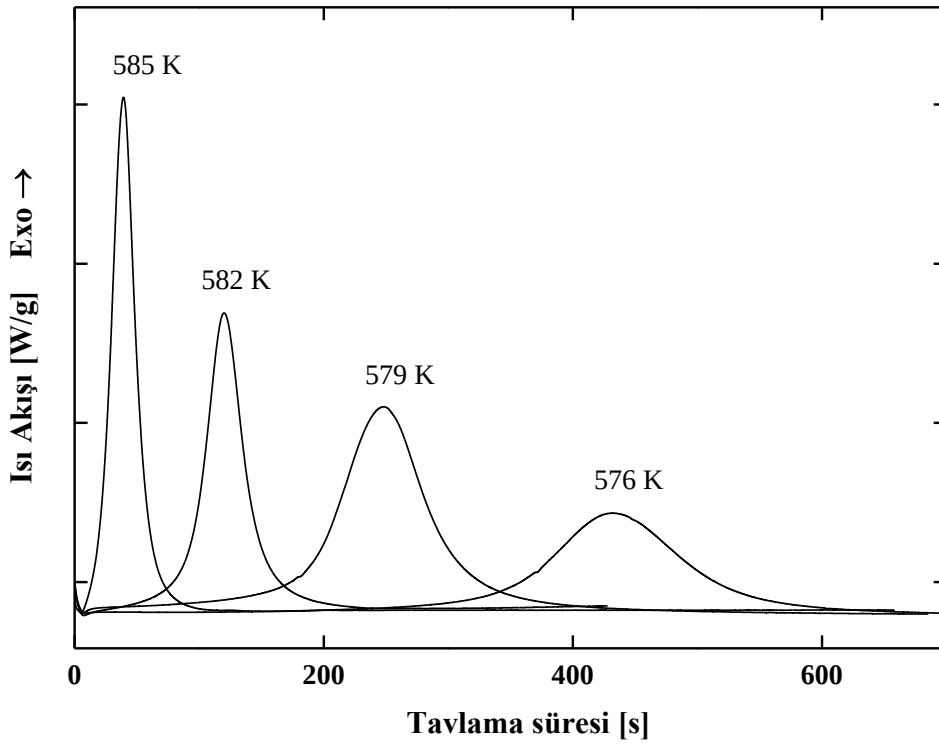
Şekil 4.40. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$ alaşımasının kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklıkları (T_1 , T_2) için çizilen (a) Kissinger, (b) Augis-Bennett ve (c) Ozawa doğruları

Çizelge 4.16. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$ alaşımasının farklı metotlarla hesaplanan aktivasyon enerjileri

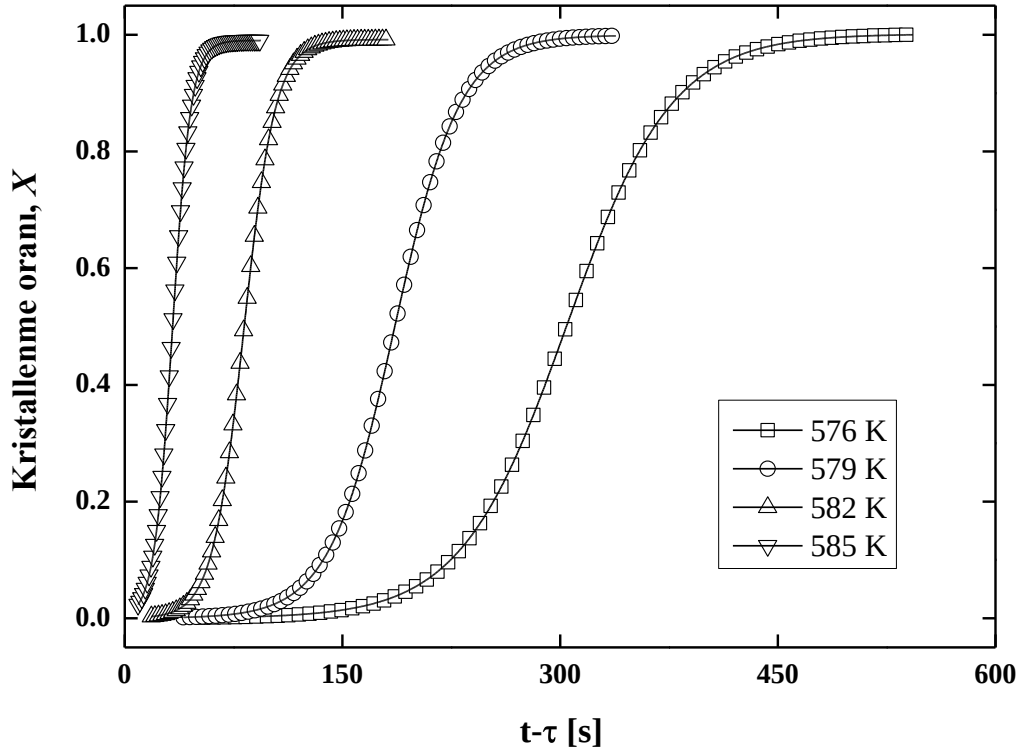
Metot	E_x (kJ/mol)	E_1 (kJ/mol)	E_2 (kJ/mol)
Kissinger	504 ± 23	422 ± 13	215 ± 2
Augis-Bennett	509 ± 23	427 ± 13	220 ± 2
Ozawa	514 ± 23	432 ± 13	225 ± 2

$(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$ alaşımasının kristallenme mekanizmasını daha detaylı incelemek için alaşım, farklı tavlama sıcaklıklarında izotermal ısıtma işlemine tabi tutulmuştur. Şekil 4.41’ de $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$ alaşımasının 576 K, 579 K, 582 K ve 585 K sıcaklıklarındaki izotermal DSC grafikleri görülmektedir. Elde edilen sonuçlar, $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Si}_2$ alaşımasının kristallenme mekanizmasına oldukça benzemektedir. İzotermal ısıtma sonucu oluşan ekzotermik piklerden Şekil 4.42’ deki zamana bağlı kristallenme oranı eğrileri elde edilmiştir. Elde edilen bu eğrilerden $X = 0.02$ - 0.95 arasındaki değerler, JMA denkleminde yerine konularak Şekil 4.36’ daki JMA doğruları çizilmiştir. Bu doğruların eğimlerinden

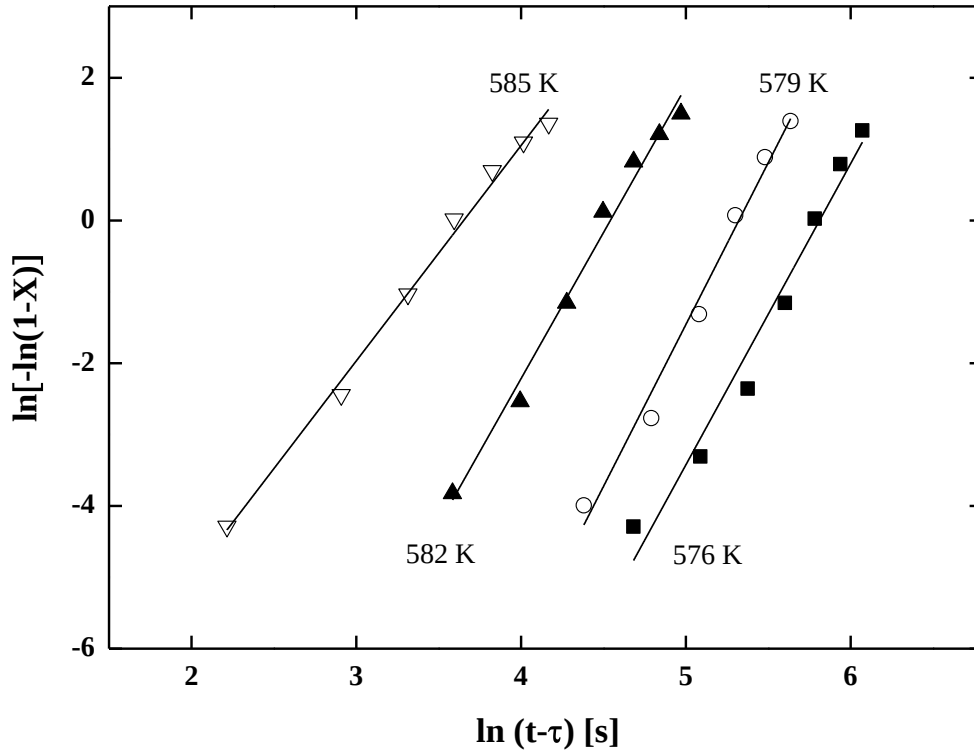
Avrami sabitleri, n hesaplanmıştır. Çizelge 4.17’ de görüldüğü gibi, 576-582 K arasındaki sıcaklıklarda elde edilen Avrami sabiti değerleri 4.2, 4.5 ve 4.1 olarak elde edilmiştir. Bu durum, kristallenmenin sabit çekirdeklenme oranıyla birlikte üç-boyutlu difüzyon kontrollü büyüme ile gerçekleştiğini göstermektedir. 585 K sıcaklığındaki Avrami sabiti değeri 3.02 olarak elde edilmiştir. Bu durum, kristallenmenin zamanla azalan çekirdeklenme oranıyla birlikte üç-boyutlu difüzyon kontrollü büyümeden üç-boyutlu ara-yüzey kontrollü büyümeye dönüştüğünü belirtmektedir. Bununla birlikte, Çizelge 4.17’ deki reaksiyon sabiti K değerlerinden Arrhenius bağıntısı yardımıyla $\ln K - 1/T$ grafiği çizilmiştir. Şekil 4.44’ deki çizilen grafikteki verilere lineer fit uygulanıp, doğrunun eğiminden aktivasyon enerjisi $E_a = 527 \pm 32$ kJ/mol bulunmuştur. Bu değer, Çizelge 4.18’ deki E_x değerlerine benzerdir. Bu sonuç, kristallenme mekanizmasının sürekli ısıtma ve izotermal ısıtma ile aynı faz dönüşümü izlediğini göstermektedir.



Şekil 4.41. (Al₈₅Co₇Y₈)₉₈Ni₂ alaşımının farklı tavlama sıcaklıklarındaki izotermal DSC grafikleri



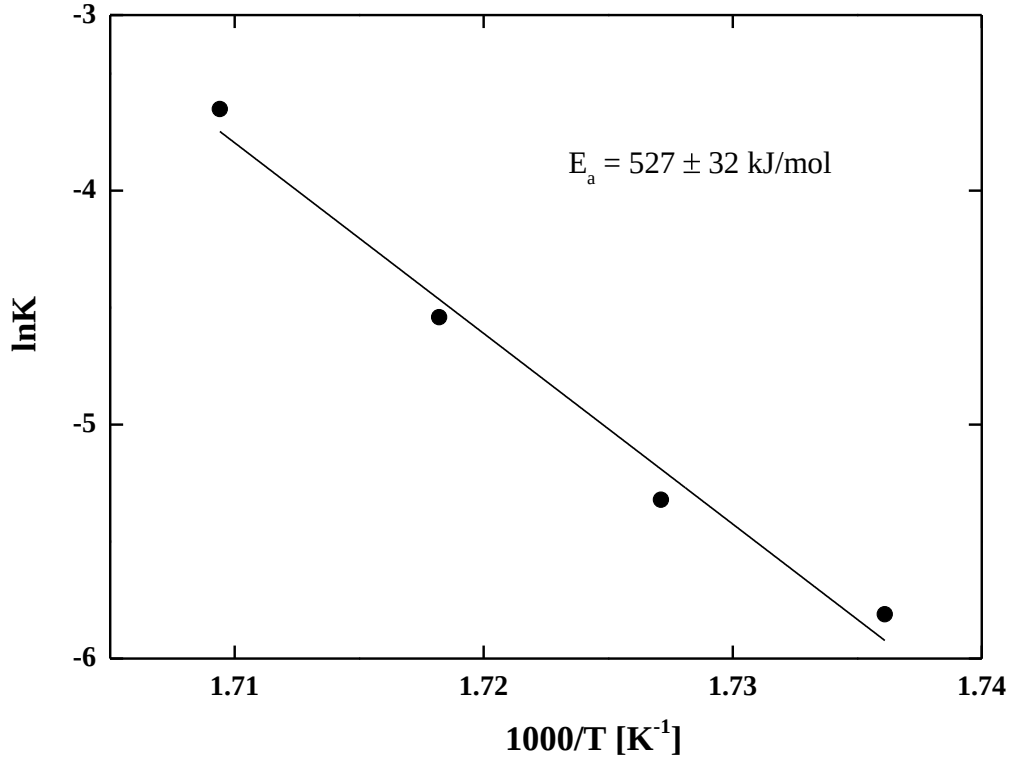
Şekil 4.42. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$ alaşımlarının kristallenme oranı ile farklı sıcaklıklardaki tavlama süresi arasındaki ilişki



Şekil 4.43. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$ alaşımlarının farklı tavlama sıcaklıklarındaki kristallenmeleri için çizilen JMA doğruları

Çizelge 4.17. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$ alaşımasının izotermal kinetik parametreleri

Tavlama sıcaklığı, T (K)	576	579	582	585
Kuluçka süresi, τ (s)	129	61	38	7
Avrami sabiti, n	4.2	4.5	4.1	3.02
Reaksiyon sabiti, K (s^{-1})	0.0029	0.0048	0.0106	0.0259



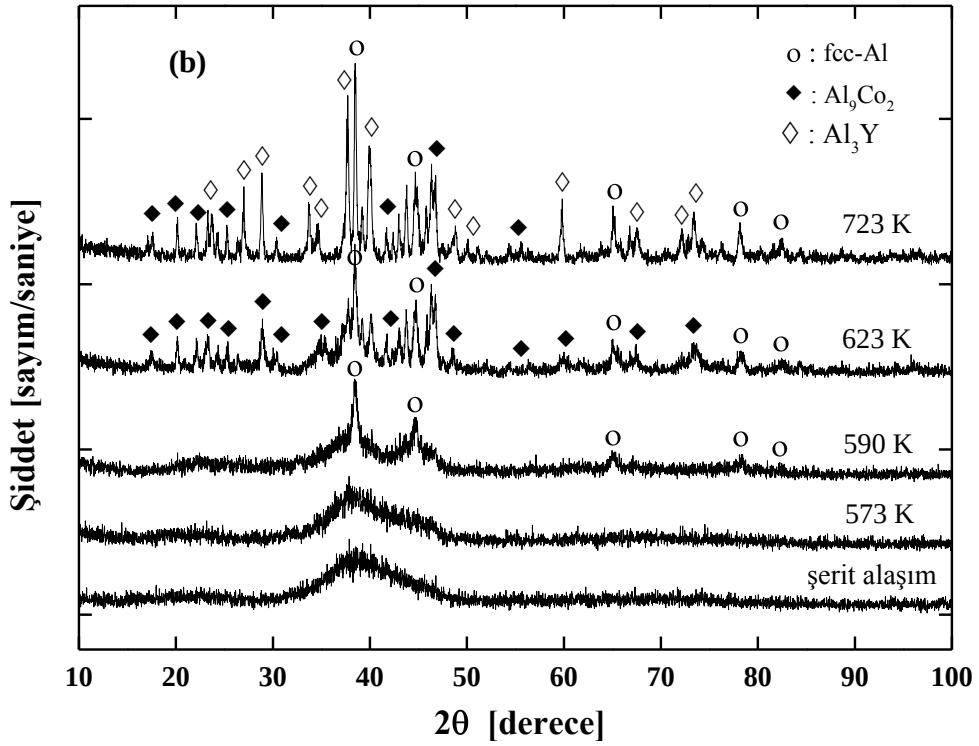
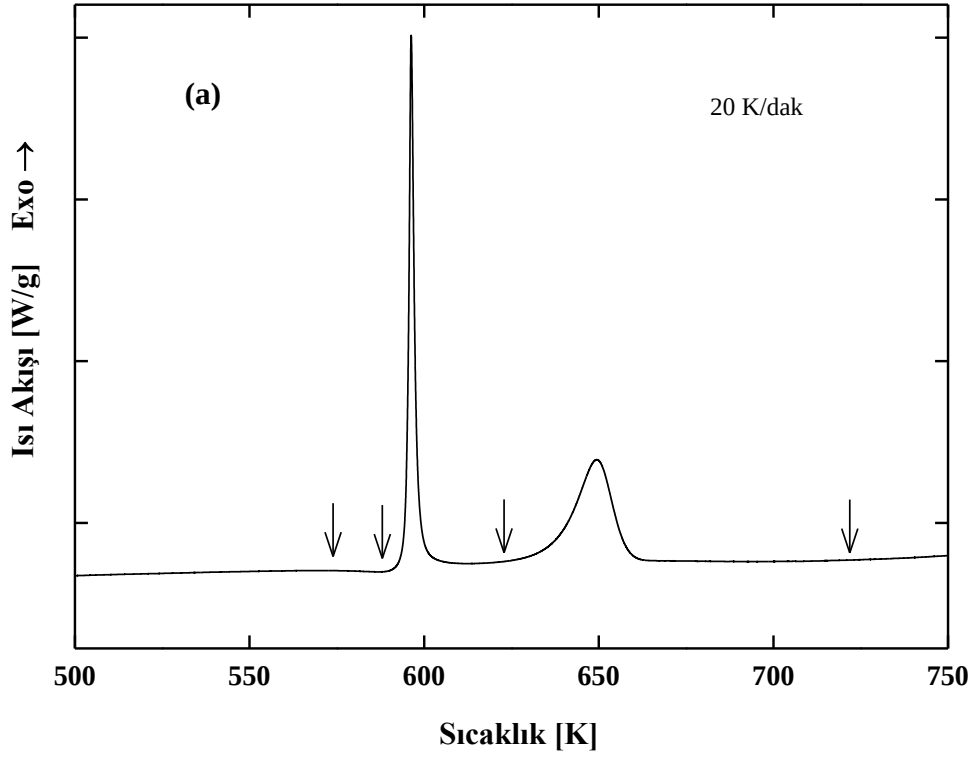
Şekil 4.44. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$ alaşımasının kristallenme sıcaklığı veya birinci pik sıcaklığı için Arrhenius denklemiyle elde edilen doğru grafiği

$(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$ alaşımasının faz dönüşümü mekanizması, $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Si}_2$ alaşımına benzemektedir. Benzer şekilde alaşım, Şekil 4.45(a)' da oklarla belirtilen sıcaklıklarda ısısal işleme tabi tutulmuştur. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$ alaşımı ilk kristallenme piki öncesine ısıtıldığında, XRD sonucunda herhangi bir değişim görülmemiştir. Sıcaklık 590 K' e çıktığında, alaşımın yapısında amorf fazla birlikte fcc-Al fazına ait pikler görülmektedir. fcc-Al (111) pikinin Scherrer analizi sonucunda, amorf faz içerisinde oluşan bu parçacıkların boyutu 17 nm olarak bulunmuştur. Aynı numune, birinci pikin bittiği sıcaklıkta (623 K) ısısal işleme tabi tutulduğunda amorf yapının bozunarak Al_9Co_2 fazına dönüştüğü görülmektedir. Dolayısıyla Şekil 4.45(a)' da görülen bu ilk ekzotermik pik, fcc-

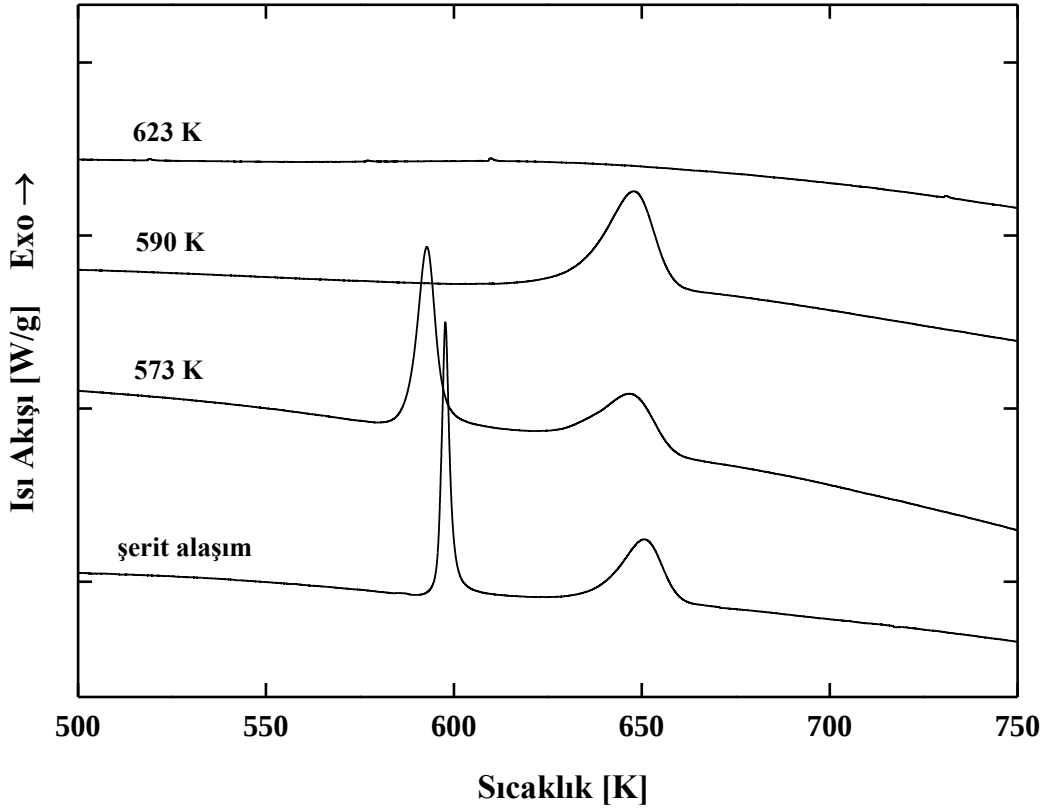
Al fazıyla beraber Al_9Co_2 fazının oluşumunu temsil etmektedir. Bu esnada fcc-Al (111) fazının parçacık boyutu 25 nm olarak hesaplanmıştır. Numune, ikinci ekzotermik pik sonrası sıcaklığa (723 K) ısıtılması ile alaşımın yapısında fcc-Al, Al_9Co_2 ve Al_3Y fazları bulunmaktadır. Bu durumdan ikinci ekzotermik pikin Al_3Y fazının oluşumunu temsil ettiği anlaşılmaktadır. Bu esnada fcc-Al (111) fazının parçacık boyutu 45 nm olarak hesaplanmıştır. Parçacık boyutlarındaki bu artışın nedeni, numune içerisinde kristal faz oranlarının artmasıdır. Bu durumu daha iyi anlamak için, Şekil 4.46' da görüldüğü gibi, çeşitli sıcaklıklarda ısısal işleme tabi tutulan $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$ alaşımının DSC grafiklerinden entalpi değişimleri hesaplanmıştır. Inoue ve ark. [123], kristallenme sonucu oluşan fazların oranlarını belirlemek için şu formülü önermişlerdir.

$$V_f = \frac{\Delta H_T - \Delta H_R}{\Delta H_T} \quad (4.8)$$

Burada, ΔH_T tüm ekzotermik piklerin toplam entalpi değeri, ΔH_R kristallenme sonucu geri kalan ekzotermik piklerin entalpi değeridir. Bu sonuçlardan, 573 ve 590 K' de ısısal işleme tabi tutulmuş olan alaşımların kristal faz oranları sırasıyla, % 19 ve % 42 bulunmuştur. 623 K' deki numunenin DSC sonucunda herhangi bir ekzotermik pik görülmediğinden dolayı faz oranı % 100' dür. Bu yüzden alaşım, 623 K altındaki sıcaklıklarda ısısal işleme tabi tutulduğunda amorf fazla birlikte nanokristal fazlar elde edilebilir.



Şekil 4.45. (a) $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$ alaşımasının 20 K/dak sürekli ısıtma hızında elde edilen DSC grafiği, (b) 573-723 K aralığında uygulanan ısısal işlem öncesi ve sonrasındaki XRD grafikleri

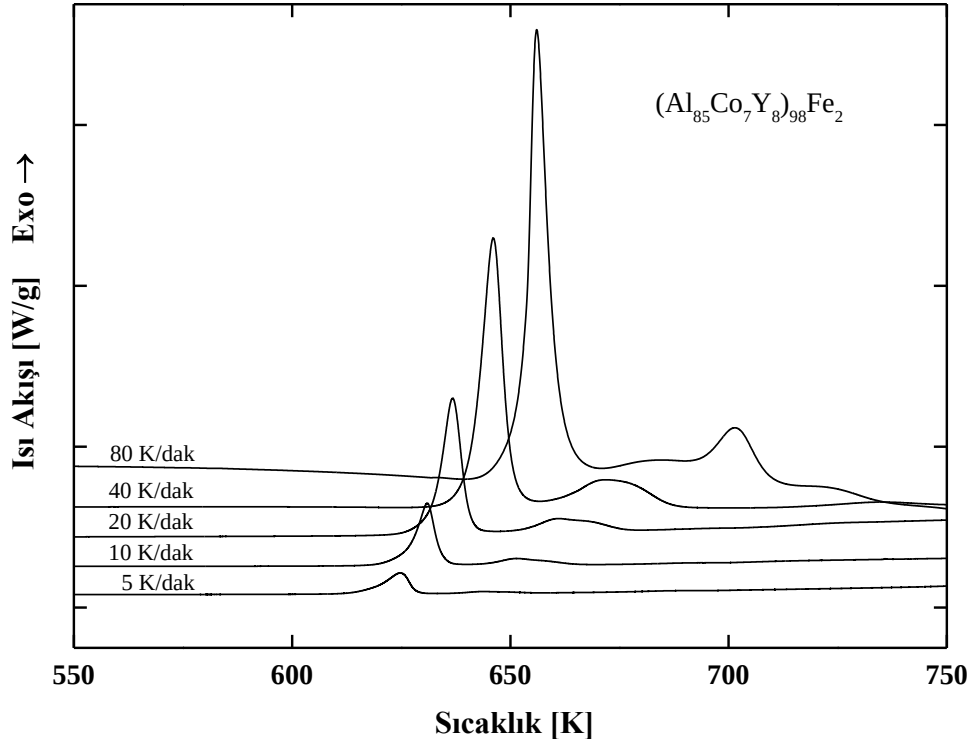


Şekil 4.46. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$ şerit alaşımın farklı sıcaklıklarda ısısal işleminden sonraki DSC grafikleri

4.2.2.1.3. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Fe}_2$ alaşımı

Şekil 4.47' de $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Fe}_2$ alaşımının 5-80 K/dak ısıtma hızlarındaki DSC grafikleri görülmektedir. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Fe}_2$ amorf alaşımının kristallenme ve pik sıcaklıklarının aktivasyon enerjileri (E_x , E_1 ve E_2), Kissinger, Augis-Bennett ve Ozawa metotları ile hesaplanmıştır. Çizelge 4.18' deki farklı ısıtma hızlarındaki T_x , T_1 ve T_2 değerleri kullanılarak, Şekil 4.48' deki doğrular çizilmiştir. Bu doğruların eğimlerinden aktivasyon enerjileri elde edilmiş ve Çizelge 4.19' da listelenmiştir. İlk kristallenme sıcaklığının aktivasyon enerjisi değeri E_x (288, 293, 298 kJ/mol), birinci pik sıcaklığının aktivasyon enerjisi değeriyle E_1 (289, 294, 299 kJ/mol) hemen hemen aynıdır. Bilindiği gibi, ilk kristallenme sıcaklığı çekirdeklenme işlemiyle ve pik sıcaklığı büyüme işlemiyle ilgilidir. Böylece ilk kristallenme ve pik sıcaklığından elde edilen aktivasyon enerjileri kristallenme ve büyüme ile ilgilidir. Bu durum, çekirdeklenme ve büyüme işlemleri için aynı oranda enerji gerektiğini belirtmektedir. Bununla birlikte $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Fe}_2$ alaşımının E_x değeri, $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$, $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Si}_2$ ve $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$ alaşımlarının E_x değerinden daha düşüktür. Bununla birlikte, $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Fe}_2$ alaşımında camsı geçiş sıcaklığı T_g

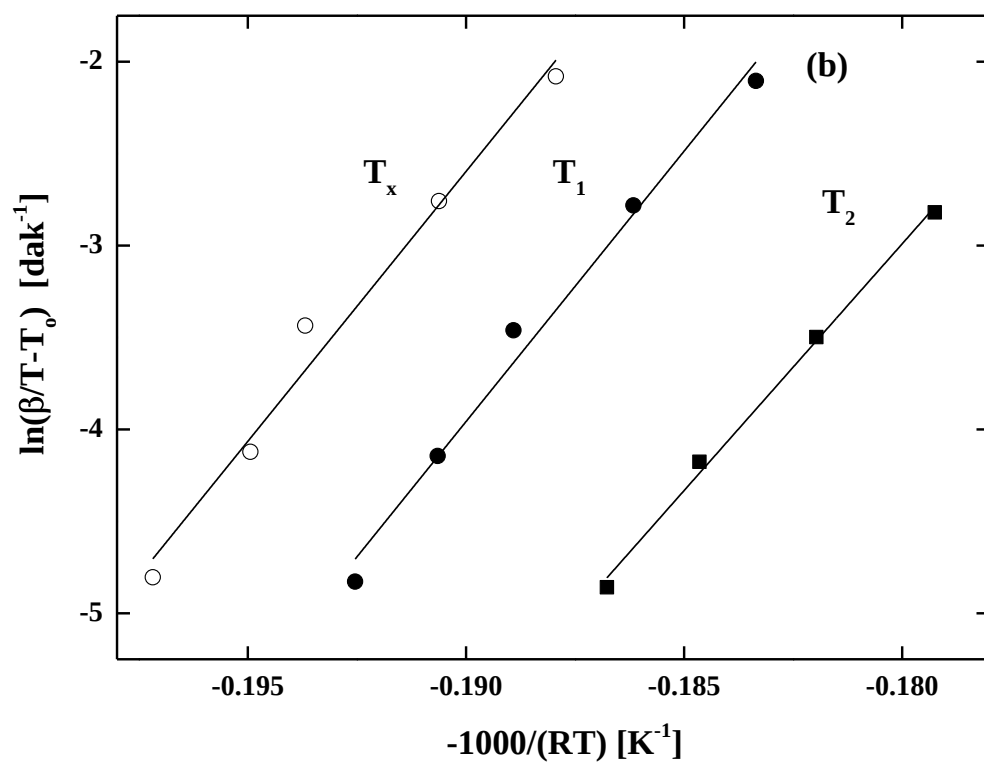
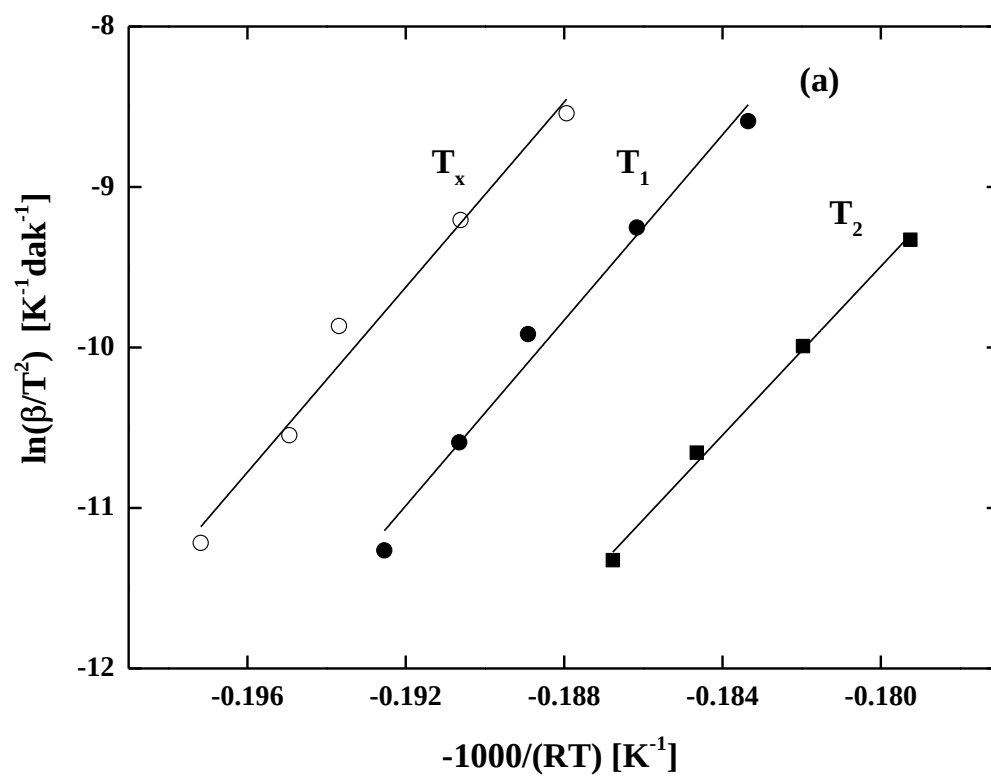
görülmemiştir. Bu yüzden $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Fe}_2$ alaşımının faz kararlılığı diğer alaşımlara göre daha azdır.

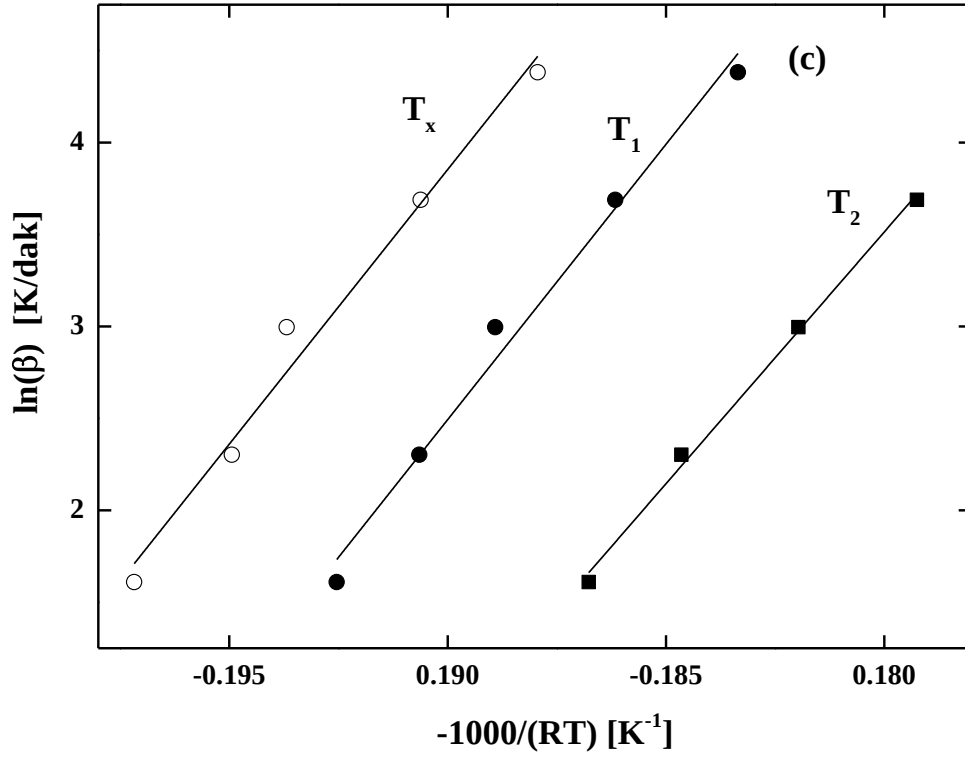


Şekil 4.47. Hızlı katılaştırma ile üretilen $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Fe}_2$ alaşımının 5-80 K/dak ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri

Çizelge 4.18. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Fe}_2$ alaşımın farklı ısıtma hızlarında (β) elde edilen kristallenme sıcaklığı (T_x) ve ekzotermik pik sıcaklıkları (T_1 , T_2)

β (K/dak)	T_x (K)	T_1 (K)	T_2 (K)
5	610	624.7	644
10	617	630.9	651.4
20	621	636.7	661
40	631	646.1	671
80	640	656	698





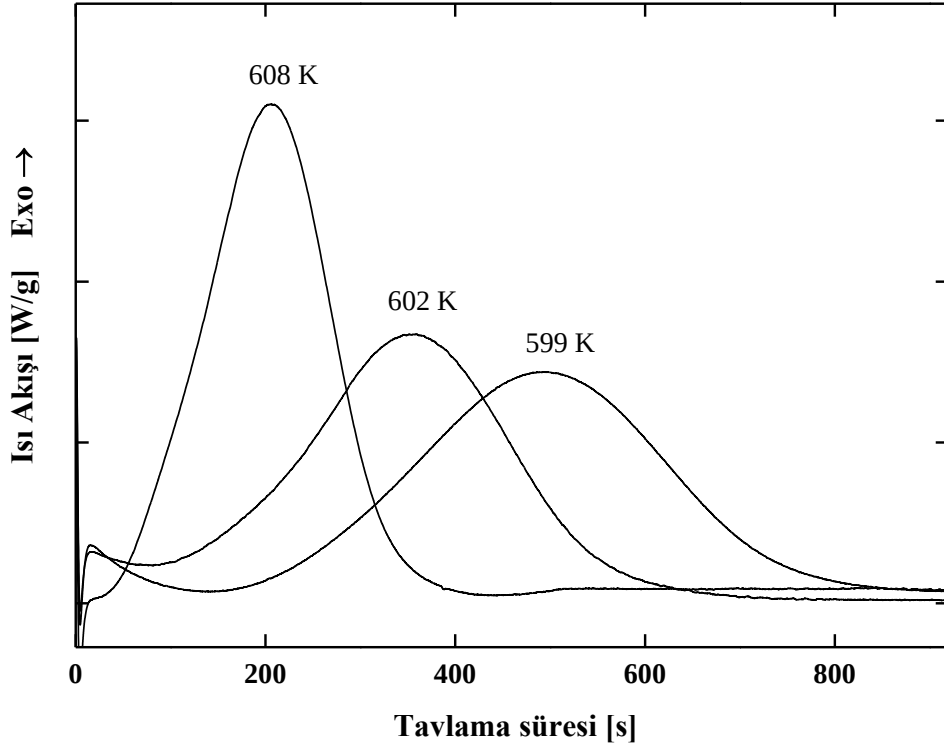
Şekil 4.48. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Fe}_2$ alaşımanın kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklıkları (T_1 , T_2) için çizilen (a) Kissinger, (b) Augis-Bennett ve (c) Ozawa doğruları

Çizelge 4.19. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Fe}_2$ alaşımasının farklı metotlarla hesaplanan aktivasyon enerjileri

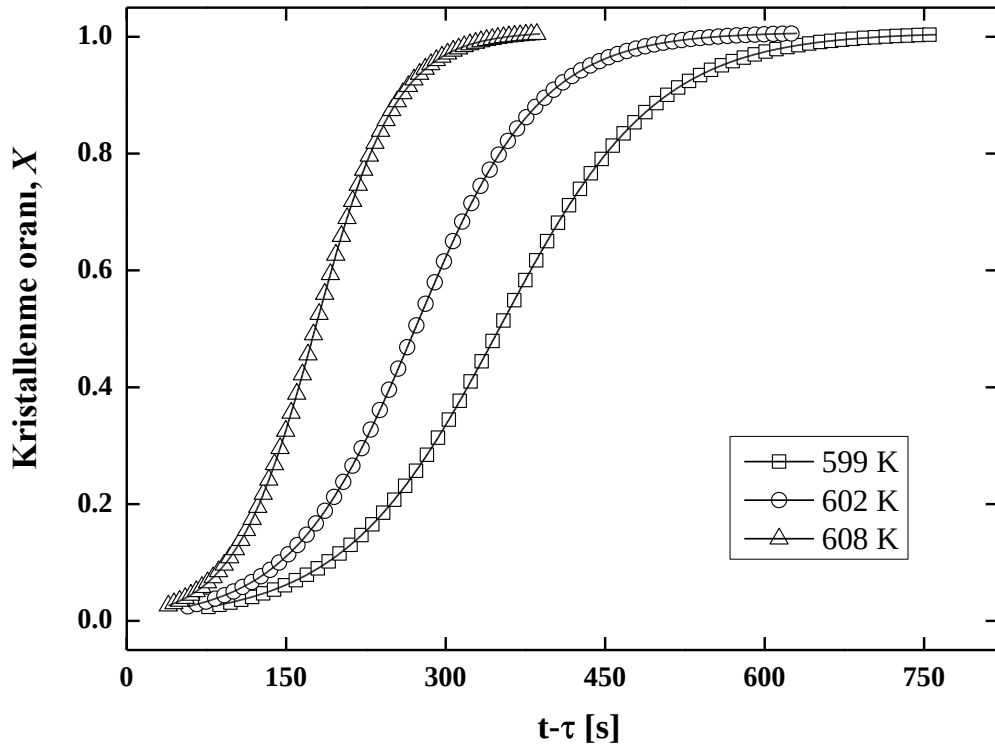
Metot	E_x (kJ/mol)	E_1 (kJ/mol)	E_2 (kJ/mol)
Kissinger	288 ± 23	289 ± 19	263 ± 11
Augis-Bennett	293 ± 23	294 ± 19	268 ± 11
Ozawa	298 ± 23	299 ± 19	273 ± 11

$(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Fe}_2$ alaşımasının kristallenme kinetiği, Johnson-Mehl-Avrami (JMA) izotermal analizi ile incelenmiştir. Şekil 4.49’ da farklı sıcaklıklarda izotermal olarak tavlanan $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Fe}_2$ alaşımasının DSC grafikleri görülmektedir. Sabit sıcaklık şartlarında yapılan tavlama sonucunda elde edilen verilerden Şekil 4.50’ de görülen zamana bağlı kristallenme oranı eğrileri (S) çizilmiştir. Bu eğrilerin Avrami denklemi ile tanımlanması sonucu, Şekil 4.51’ deki JMA doğruları elde edilmiştir. Avrami bağıntısındaki n değeri kristallenme mekanizmasının belirlenmesi için kullanılan bir faktördür ve n değerlerindeki değişim nanoyapılı parçacıkların oluşum morfolojisi

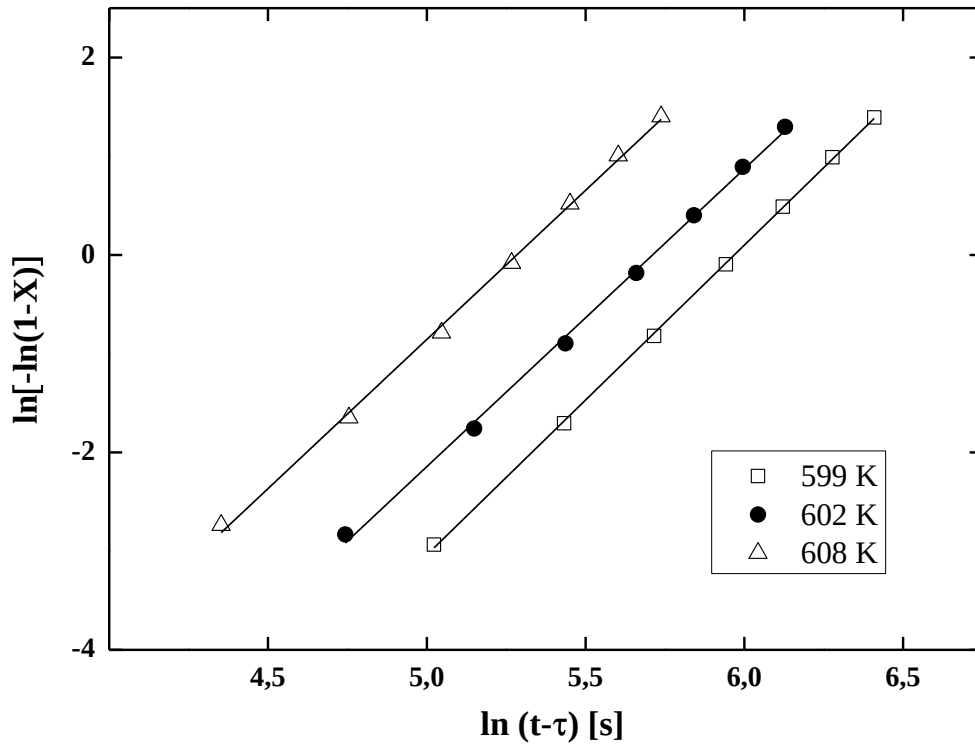
hakkında bilgiler vermektedir. Çizelge 4.20’ de görüldüğü gibi $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Fe_2$ alaşımının 599, 602 ve 608 K’ de elde edilen ortalama Avrami sabiti $n = 3$ ’ tür. Bu durum, kristallenmenin sabit çekirdeklenme oranıyla birlikte üç-boyutlu difüzyon kontrollü büyüme ile gerçekleştiğini göstermektedir.



Şekil 4.49. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Fe_2$ alaşımının farklı tavlama sıcaklıklarındaki izotermal DSC grafikleri



Şekil 4.50. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Fe}_2$ alaışımının kristallenme oranı ile farklı sıcaklıklardaki tavlama süresi arasındaki ilişki

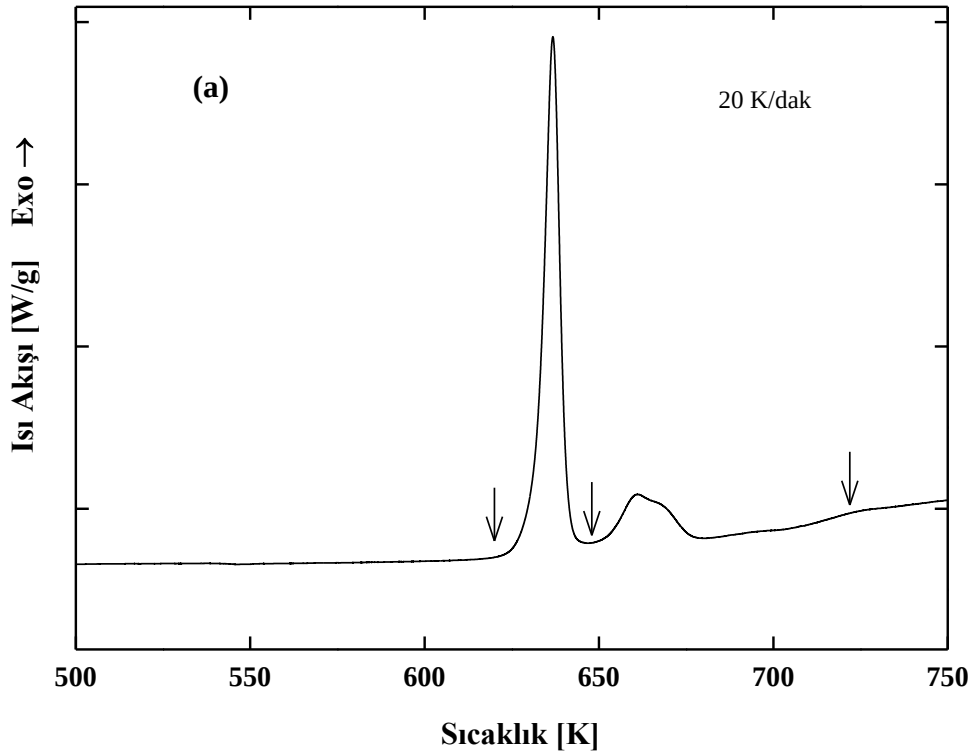
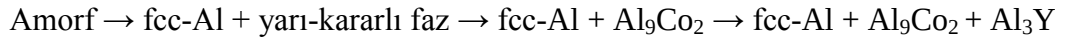


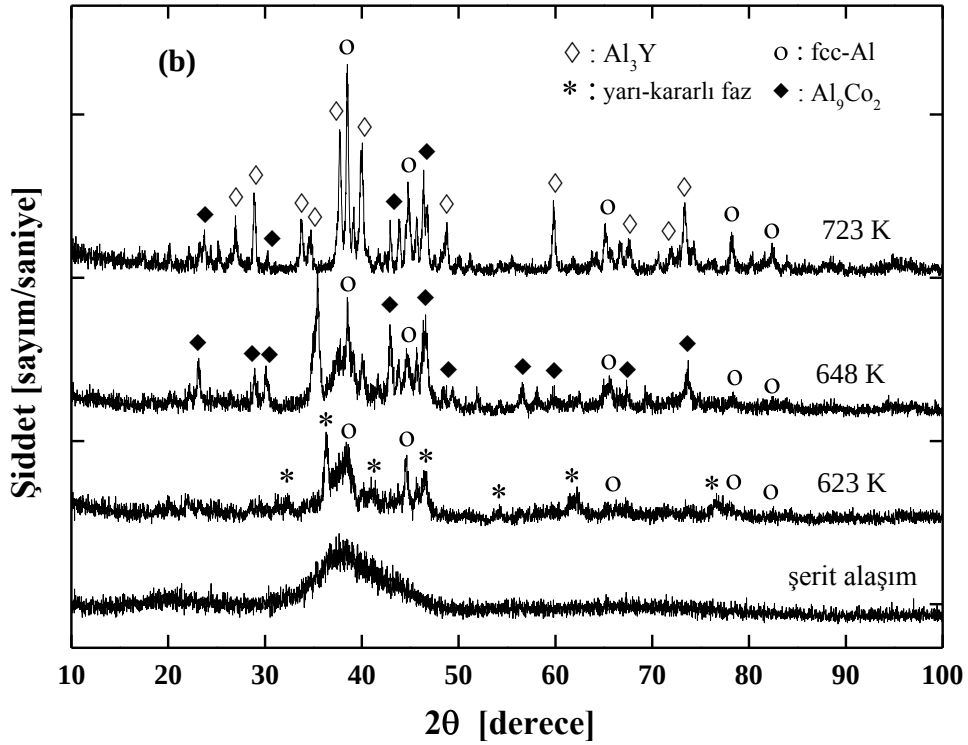
Şekil 4.51. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Fe}_2$ alaışımının farklı tavlama sıcaklıklarındaki kristallenmeleri için çizilen JMA doğruları

Çizelge 4.20. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Fe_2$ alaşımasının izotermal kinetik parametreleri

Tavlama Sıcaklığı, T (K)	599	602	608
Kuluçka süresi, τ (s)	141	83	24
Avrami sabiti, n	3.1	3	3

$(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Fe_2$ alaşımı, Şekil 4.52(a)' da oklarla belirtilen sıcaklıklarda ısısal işleme tabi tutulmuştur. Bu sayede, alaşımın DSC grafiğinde görülen ekzotermik piklerin hangi fazlara ait olduğu amaçlanmıştır. Şekil 4.52(b)' de bu sıcaklıklardaki alaşımın XRD sonuçları görülmektedir. Alaşımın 623 K' deki XRD sonucunda fcc-Al fazı ve yarı-kararlı faz bulunmaktadır. 648 K' de ise yarı-kararlı faz, Al_9Co_2 fazına dönüşmüştür. Alaşımın ikinci pikin bitiş sıcaklığı üstünde tavllanması sonucu ise, numunenin yapısında fcc-Al, Al_9Co_2 ve Al_3Y fazları görülmektedir. Dolayısıyla, 660 K civarında görülen bu ikinci ekzotermik pik, Al_3Y fazının oluşumunu temsil etmektedir. Sonuç olarak, $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Fe_2$ amorf alaşımının kristallenme aşamaları şu şekilde özetlenebilir:

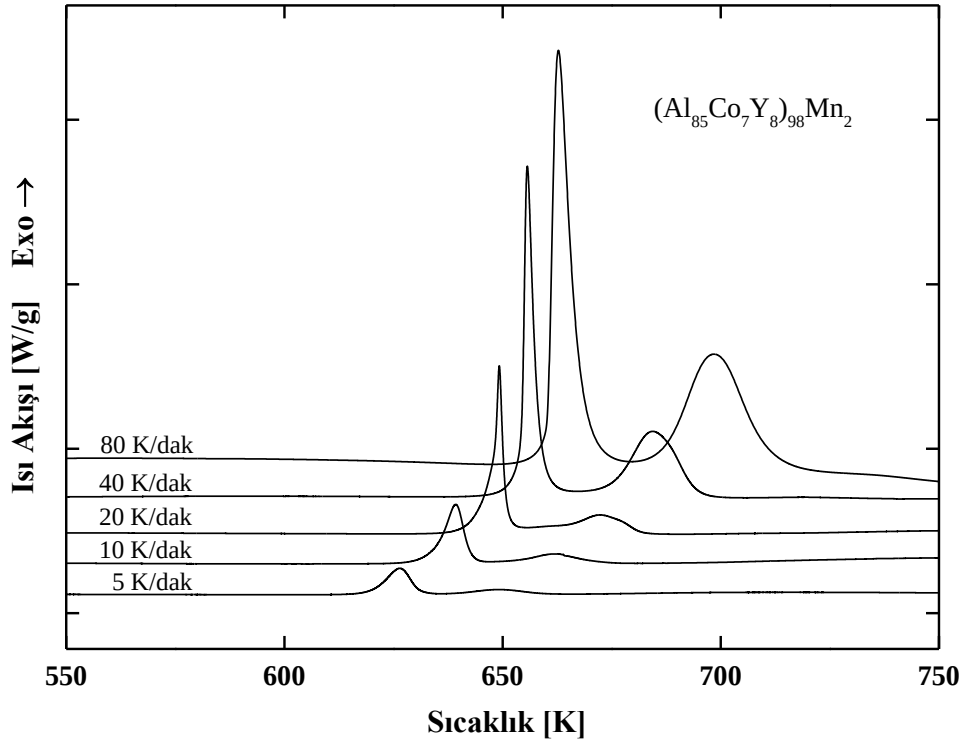




Şekil 4.52. (a) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Fe_2$ alaşımının 20 K/dak sürekli ısıtma hızında elde edilen DSC grafiği, (b) 623-723 K aralığında uygulanan ısısal işlem öncesi ve sonrasındaki XRD grafikleri

4.2.2.1.4. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Mn_2$ alaşımı

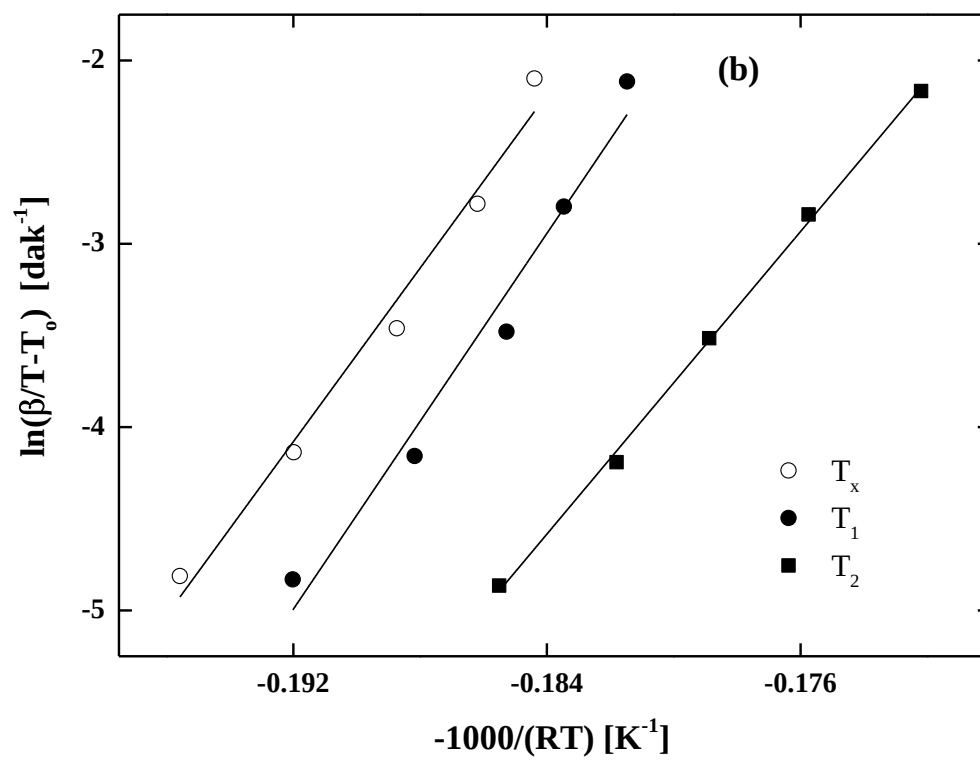
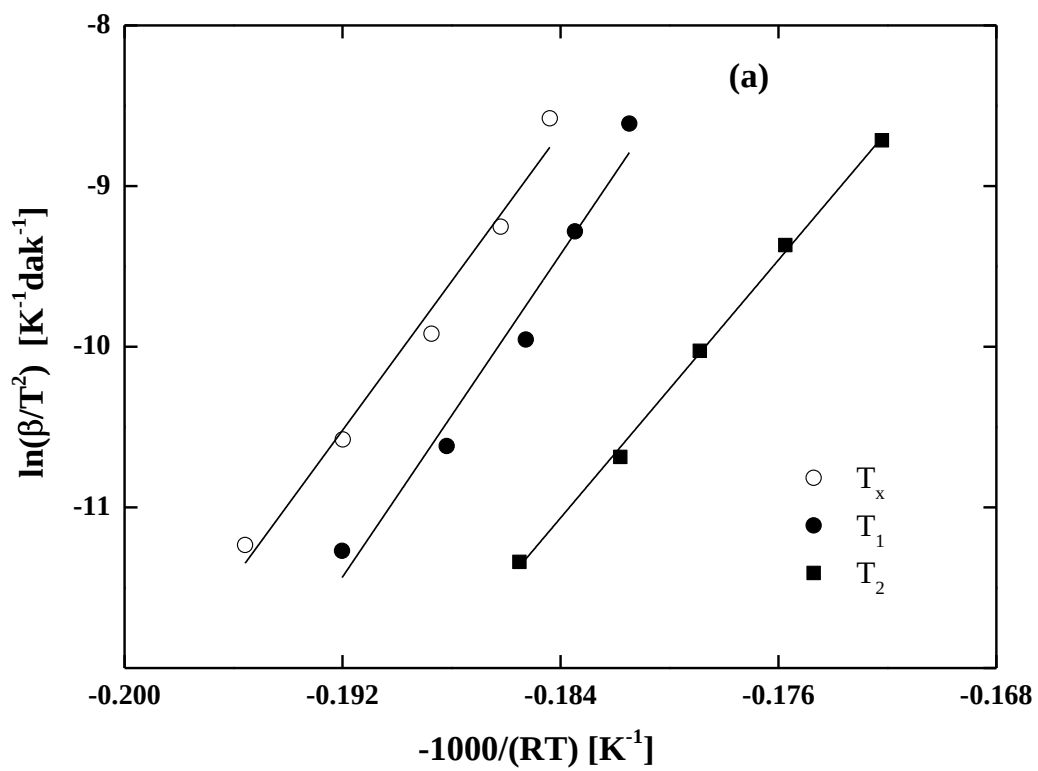
Benzer şekilde hızlı katılaştırma ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Mn_2$ alaşımın 5-80 K/dak sürekli ısıtma hızlarındaki DSC grafiği Şekil 4.53' de görülmektedir. Farklı ısıtma hızlarındaki kristallenme sıcaklığı ve bunu takip eden piklerin sıcaklık değerleri Çizelge 4.21' de verilmiştir. Literatürde sürekli ısıtma hızı altında aktivasyon enerjisi hesaplamalarında çeşitli metotlar kullanılmaktadır. Bu çalışma için genel olarak bilinen üç farklı metot kullanılmıştır. Bunlar; Kissinger, Augis-Bennett ve Ozawa metotlarıdır. Şekil 4.54' de bu metotlar kullanılarak elde edilen doğru grafikleri görülmektedir. Bu doğruların eğimlerinden elde edilen aktivasyon enerjisi değerleri Çizelge 4.22' de verilmiştir. Çizelge 4.22' de görüldüğü gibi farklı metotlarla hesaplanan aktivasyon enerjileri yaklaşık olarak aynıdır. Kristallenme sıcaklığının aktivasyon enerjisi ($E_x = 231, 236, 242 \pm 18$ kJ/mol), birinci pik sıcaklığının aktivasyon enerjisinden ($E_1 = 251, 256, 261 \pm 25$ kJ/mol) düşüktür. Bu durum, çekirdeklenme işleminin büyümeden daha kolay olduğunu göstermektedir.

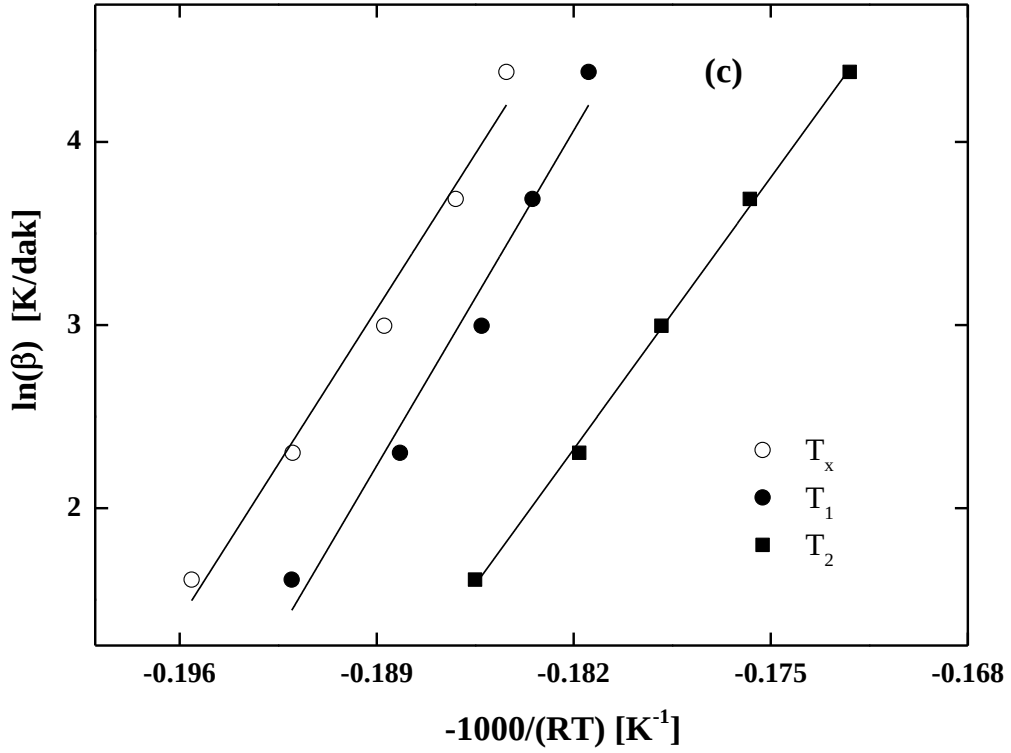


Şekil 4.53. Hızlı katılaştırma ile üretilen $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Mn}_2$ alaşımının 5-80 K/dak ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri

Çizelge 4.21. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Mn}_2$ alaşımının farklı ısıtma hızlarında (β) elde edilen kristallenme sıcaklığı (T_x) ve ekzotermik pik sıcaklıkları (T_1 , T_2)

β (K/dak)	T_x (K)	T_1 (K)	T_2 (K)
5	615	626.4	648.4
10	626.5	639.2	661.6
20	637.3	649.2	672.4
40	646	655.6	684.4
80	652.3	662.8	698.5





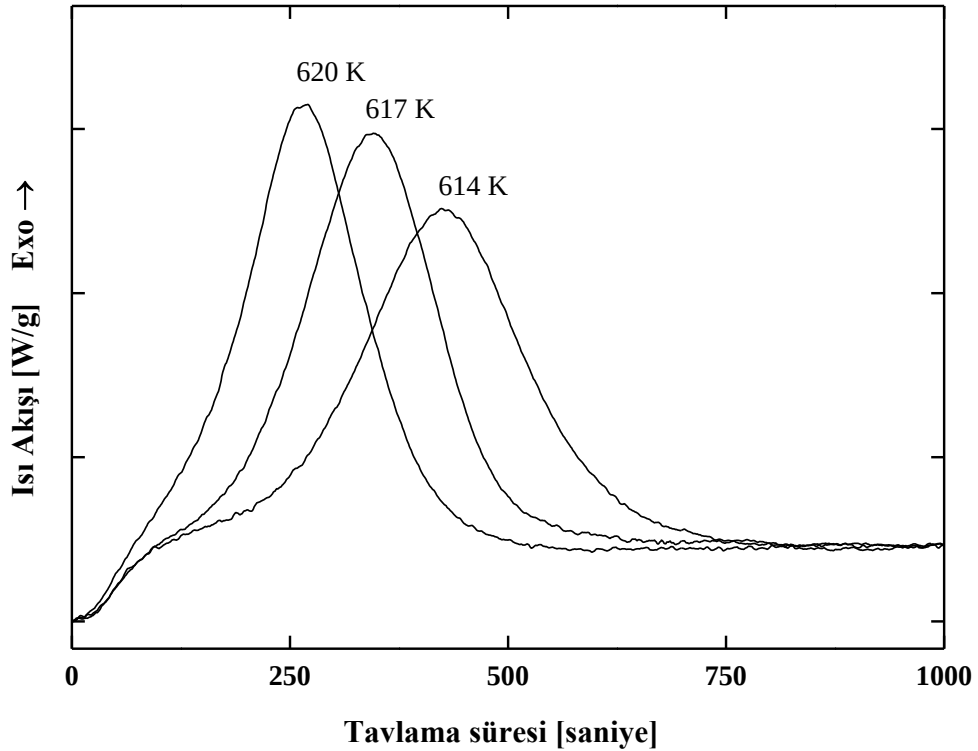
Şekil 4.54. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Mn}_2$ alaşımasının kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklıkları (T_1 , T_2) için çizilen (a) Kissinger, (b) Augis-Bennett ve (c) Ozawa doğruları

Çizelge 4.22. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Mn}_2$ alaşımasının farklı metotlarla hesaplanan aktivasyon enerjileri

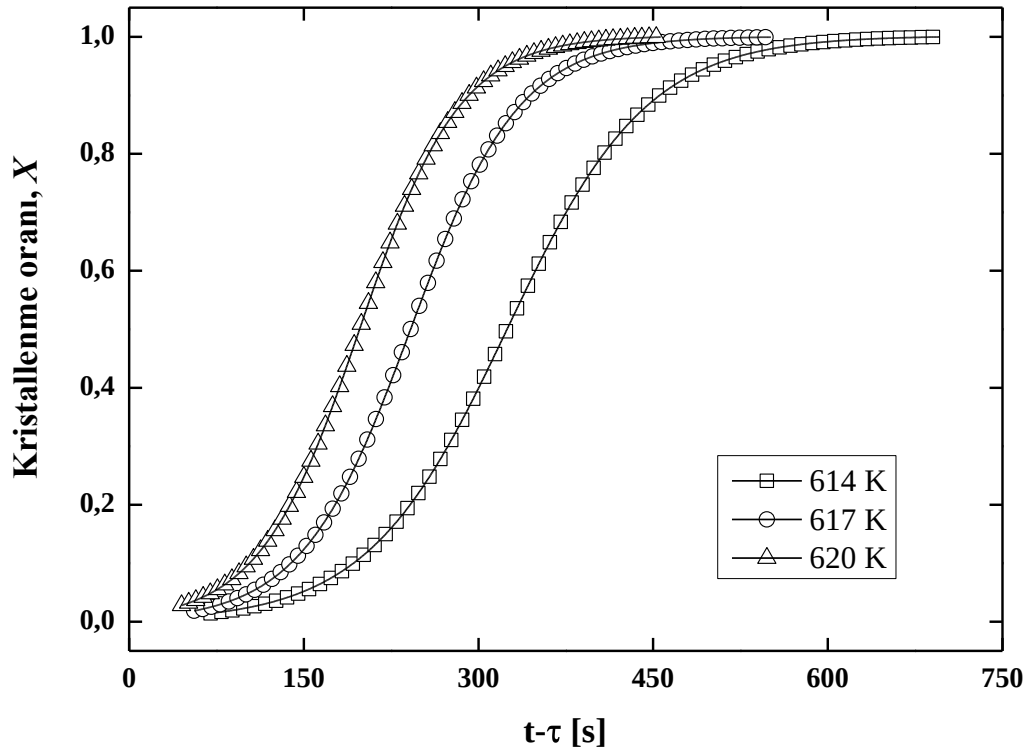
Metot	E_x (kJ/mol)	E_1 (kJ/mol)	E_2 (kJ/mol)
Kissinger	231 ± 18	251 ± 25	201 ± 4
Augis-Bennett	236 ± 18	256 ± 25	206 ± 4
Ozawa	242 ± 18	261 ± 25	211 ± 4

$(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Mn}_2$ alaşımasının kristallenme reaksiyonu hakkında daha detaylı bilgi edinebilmek için, şerit alaşım DSC' de 614, 617 ve 620 K sıcaklıklarında belirli bir süre izotermal ısıtma işlemine tabi tutulmuşlardır. Şekil 4.55' deki bu ekzotermik piklerin farklı sürelerdeki integral alanlarının alınmasıyla Şekil 4.56' daki zamana bağlı kristallenme oranı eğrileri elde edilmiştir. $X = 0.02-0.95$ arasındaki kristallenme oranı değerlerinden izotermal faz dönüşümleri, Johnson-Mehl-Avrami (JMA) kinetik denklemiyle analiz edilmiştir. Avrami sabiti, n ve reaksiyon sabiti, K değerleri Şekil 4.57' deki doğru grafiklerinden hesaplanmıştır. Çizelge 4.23' de görülen Avrami sabiti değerleri 614, 617 ve

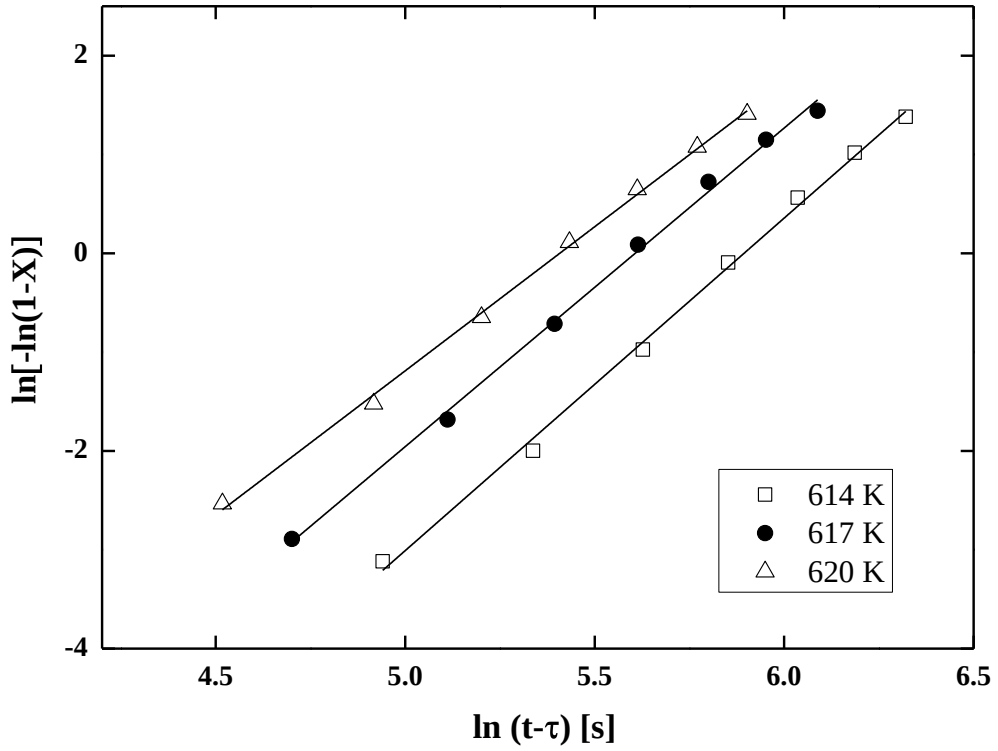
620 K izotermal sıcaklıkları için sırasıyla 3.3, 3.2 ve 2.9 olarak hesaplanmıştır. Ortalama Avrami sabiti $n = 3$, kristallenmenin üç-boyutlu difüzyon kontrollü büyüme ile gerçekleştiğini göstermektedir. DSC analizinde sürekli ısıtma işlemi ile aktivasyon enerjisi hesabının yanı sıra, izotermal olarak ısıtma ile de aktivasyon enerjisi hesaplanabilmektedir. Bunun için, Şekil 4.57’ deki doğruların denkleminde elde edilen K değerleri, Arrhenius bağıntısıyla birleştirilerek Şekil 4.58’ deki doğru grafiği çizilmiştir. Bu doğrunun eğiminden alaşımın aktivasyon enerjisi $E_a = 256 \pm 26$ kJ/mol bulunmuştur. Bu değer Çizelge 4.22’ de görülen Kissinger, Augis-Bennett ve Ozawa metotlarıyla bulunan değerlere yakındır. Bu sonuç, kristallenmenin sürekli ısıtma ve izotermal ısıtma ile aynı faz dönüşümü mekanizmasını izlediğini göstermektedir.



Şekil 4.55. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Mn_2$ alaşımının farklı tavlama sıcaklıklarındaki izotermal DSC grafikleri



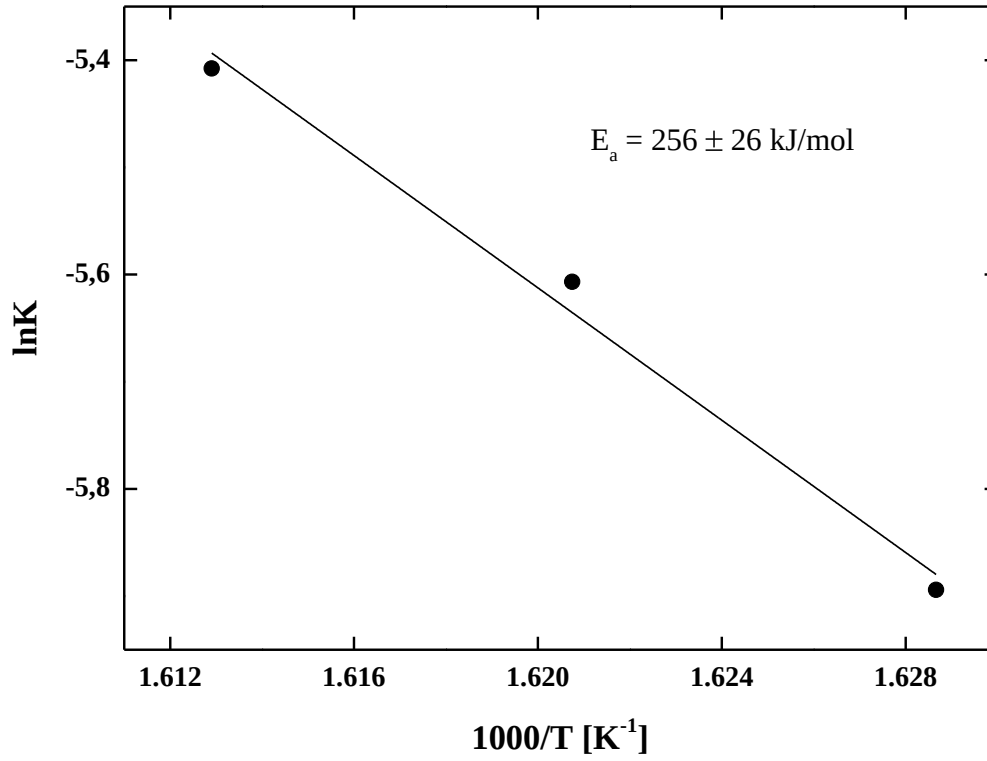
Şekil 4.56. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Mn}_2$ alaşımının kristallenme oranı ile farklı sıcaklıklardaki tavlama süresi arasındaki ilişki



Şekil 4.57. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Mn}_2$ alaşımının farklı tavlama sıcaklıklarındaki kristallenmeleri için çizilen JMA doğruları

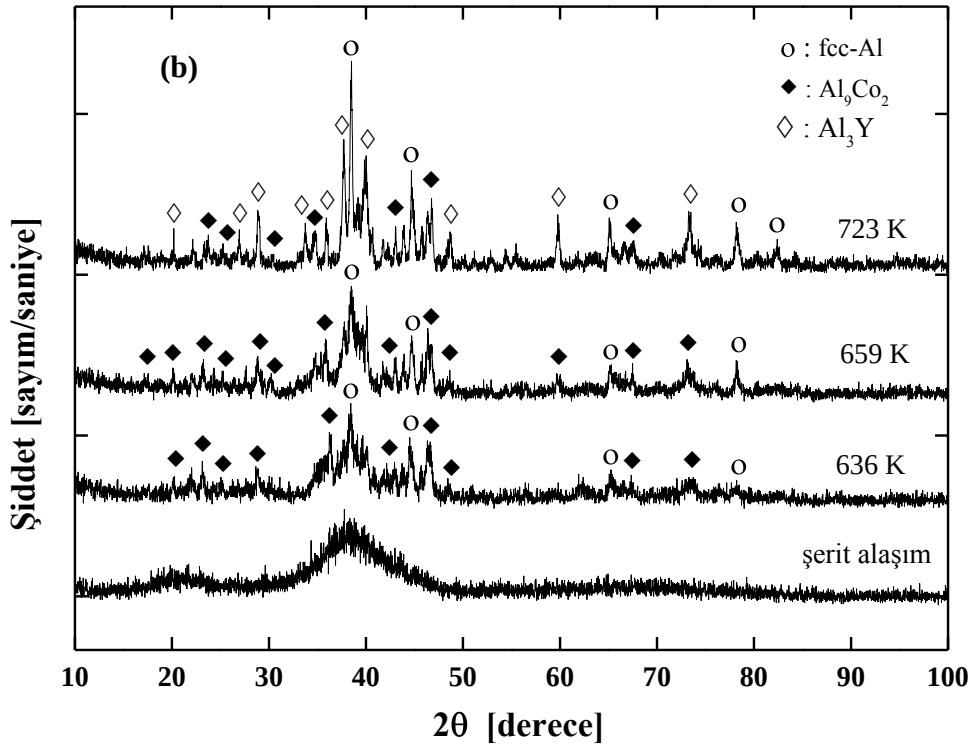
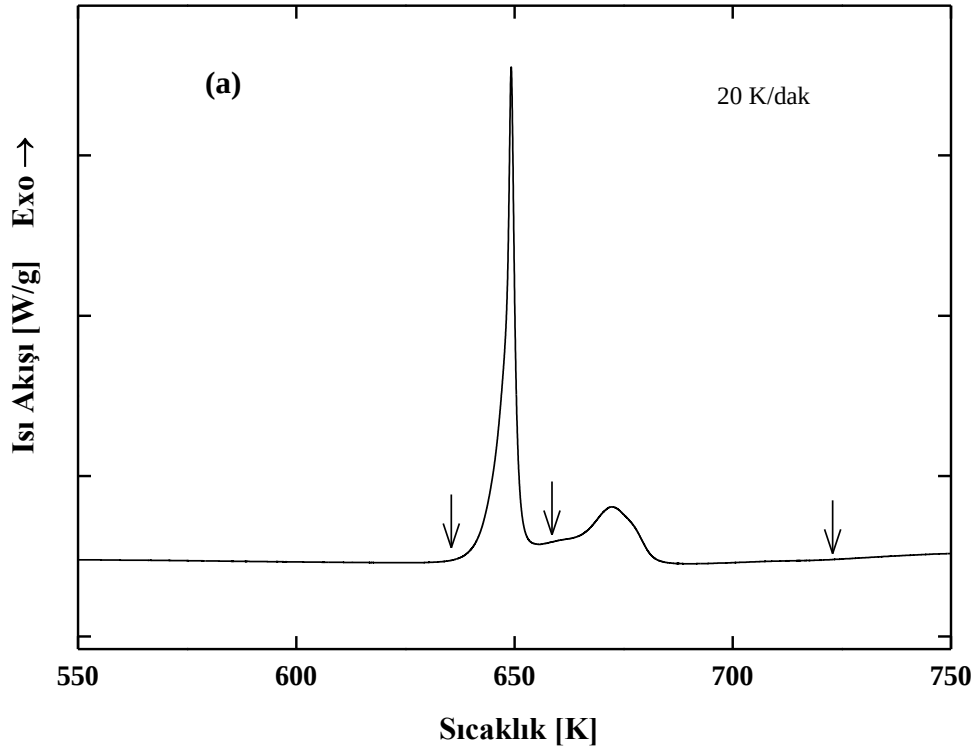
Çizelge 4.23. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Mn_2$ alaşımının izotermal kinetik parametreleri

Tavlama Sıcaklığı, T (K)	614	617	620
Kuluçka süresi, τ (s)	115	95	70
Avrami sabiti, n	3.3	3.2	2.9
Reaksiyon sabiti, K (s^{-1})	0.0027	0.0036	0.0045



Şekil 4.58. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Mn_2$ alaşımının kristallenme sıcaklığı veya birinci pik sıcaklığı için Arrhenius denklemleriyle elde edilen doğru grafiği

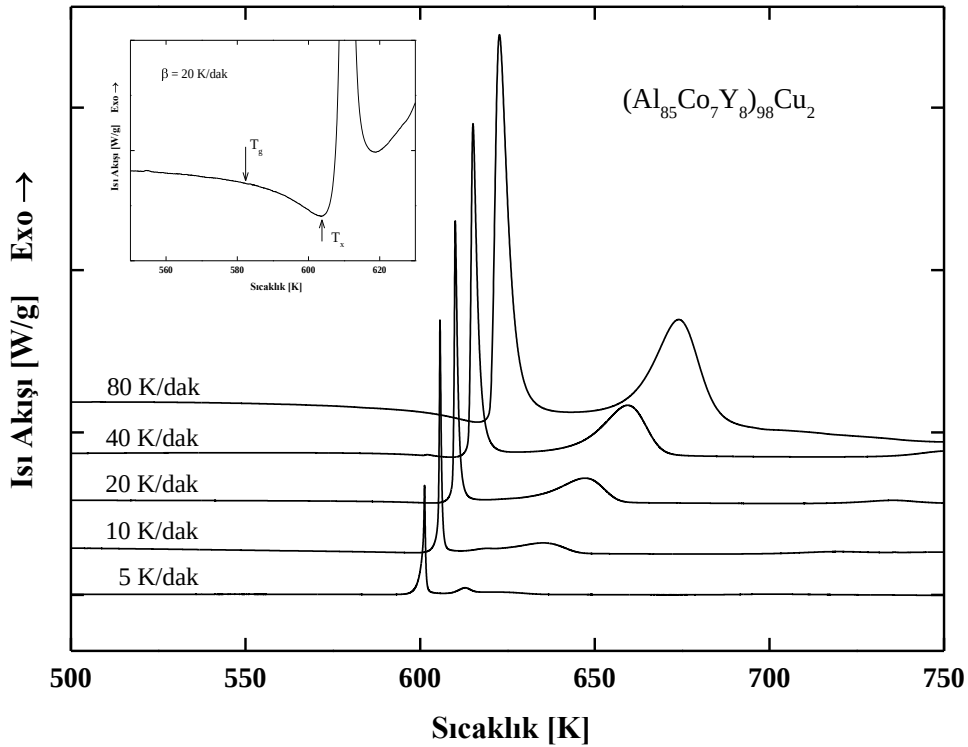
$(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Mn_2$ alaşımının kristallenme işlemi sonucunda oluşan fazlarını belirleyebilmek için ısısal işlem uygulanmış olan numuneler, Şekil 4.59(b)'daki gibi XRD ile analiz edilmiştir. Uygulanan sıcaklıklar, Şekil 4.59(a)'da oklarla gösterilmiştir. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Mn_2$ alaşımının 636 ve 659 K'deki ısısal işlem sonucu oluşan mikroyapıları benzerdir. Dolayısıyla, amorf faz öncelikle ötektik kristallenme işlemi sonucu fcc-Al fazı ve Al_9Co_2 fazına dönüşmüştür. Daha sonra ikinci ekzotermik pikin bitiş sıcaklığının yukarısına ısıtıldığında (723 K), alaşımın yapısında Al_3Y fazı oluşmuştur. Bununla birlikte 636, 659 ve 723 K'de fcc-Al (111) fazının parçacık boyutu sırasıyla, 26.7, 30.6 ve 32 nm olarak hesaplanmıştır.



Şekil 4.59. (a) $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Mn}_2$ alaışımının 20 K/dak sürekli ısıtma hızında elde edilen DSC grafiği, (b) 636-723 K aralığında uygulanan ısısal işlem öncesi ve sonrasındaki XRD grafikleri

4.2.2.1.5. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Cu_2$ alaşımı

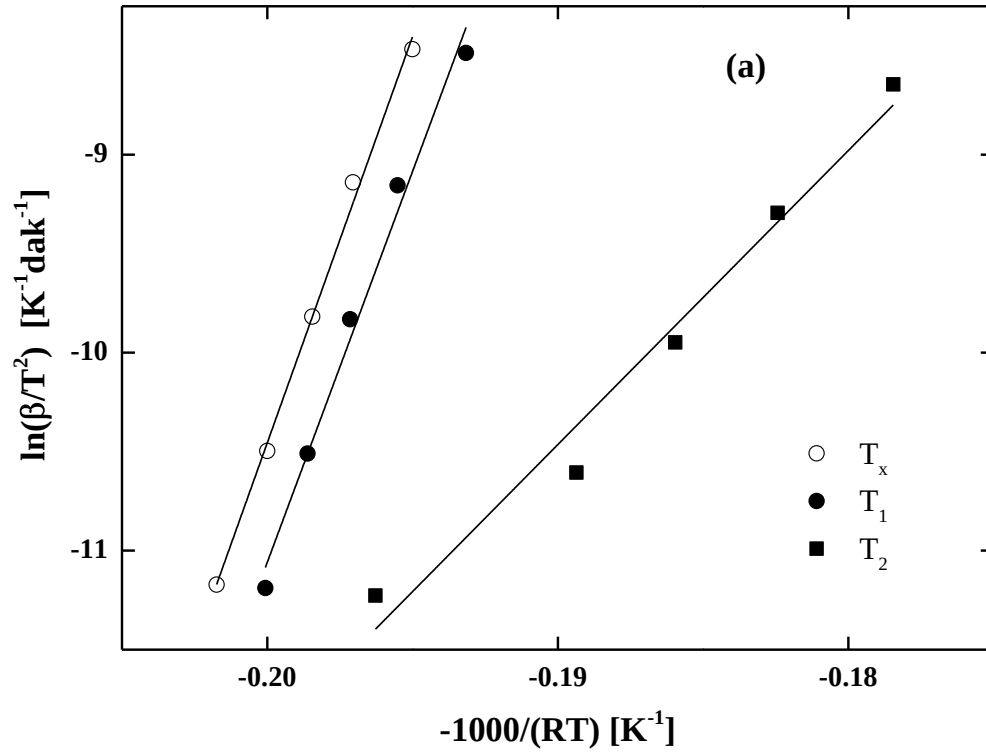
şekil 4.60' da, $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Cu_2$ alaşımının farklı ısıtma hızlarındaki DSC grafikleri görölmektedir. şekil 4.60' deki DSC grafiğinde görölen iki ekzotermik pik, kristallenmenin iki aşamada gerçekleştiğini belirtmektedir. Ayrıca, $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Cu_2$ alaşımının 20 K/dak ısıtma hızındaki DSC grafiğinde 584 K' de camsı geçiş sıcaklığı görölmektedir. Çizelge 4.24' de verilen kristallenme sıcaklığı ve pik sıcaklıklarının aktivasyon enerjileri, bilinen üç farklı metotla hesaplanmıştır. Aktivasyon enerjileri, şekil 4.61' deki doğru grafiklerinden elde edilmiştir. Hesaplanan aktivasyon enerjisi değerleri izelge 4.25' de verilmiştir. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Cu_2$ alaşımının kristallenme sıcaklığı için hesaplanan aktivasyon enerjisi ($E_x = 410, 415, 420 \pm 14$ kJ/mol), daha önce hesaplanan $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Fe_2$ ve $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Mn_2$ alaşımlarından daha yüksektir. Bu durum, $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Cu_2$ alaşımının camsı geçiş sıcaklığı, T_g göstermesi nedeniyle termal olarak daha kararlı olduğunu göstermektedir.

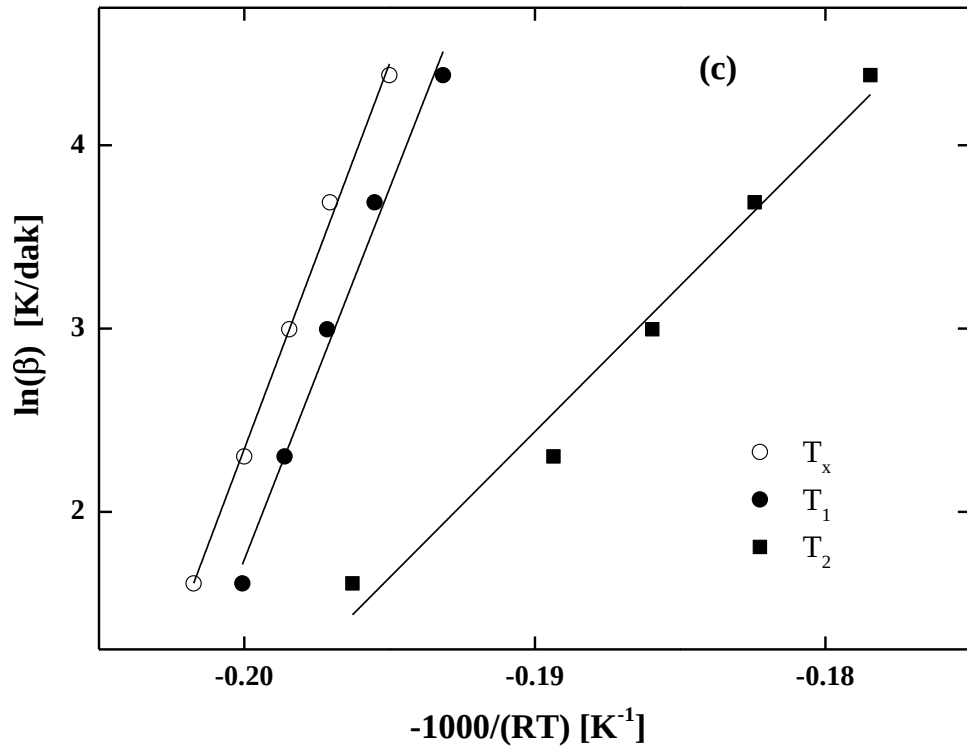
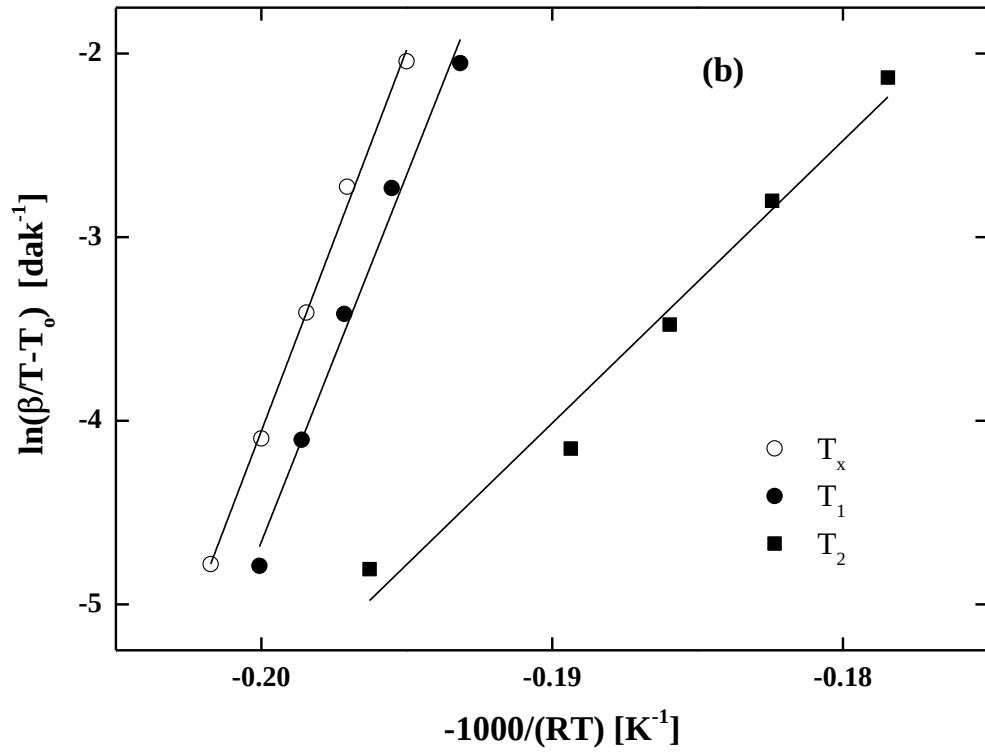


şekil 4.60. Hızlı katılaştırma ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Cu_2$ alaşımının 5-80 K/dak ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri

Çizelge 4.24. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Cu}_2$ şerit alaşımın farklı ısıtma hızlarında (β) elde edilen kristallenme sıcaklıkları (T_x) ve ekzotermik pik sıcaklıkları (T_1 , T_2 , T_3)

β (K/dak)	T_x (K)	T_1 (K)	T_2 (K)
5	596.2	601.2	612.8
10	601.4	605.6	635.2
20	606.1	610.1	646.8
40	610.4	615.2	659.3
80	616.8	622.7	674



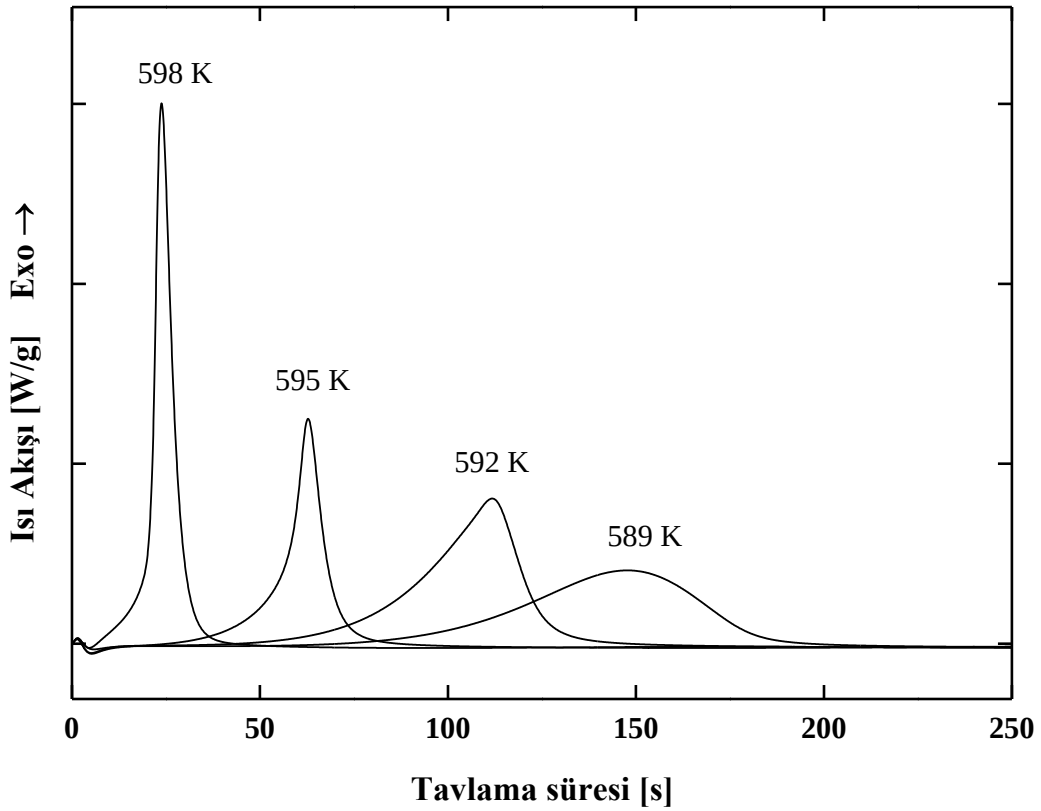


Şekil 4.61. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Cu_2$ alaşımanın kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklıkları (T_1 , T_2 , T_3) için çizilen (a) Kissinger, (b) Augis-Bennett ve (c) Ozawa doğruları

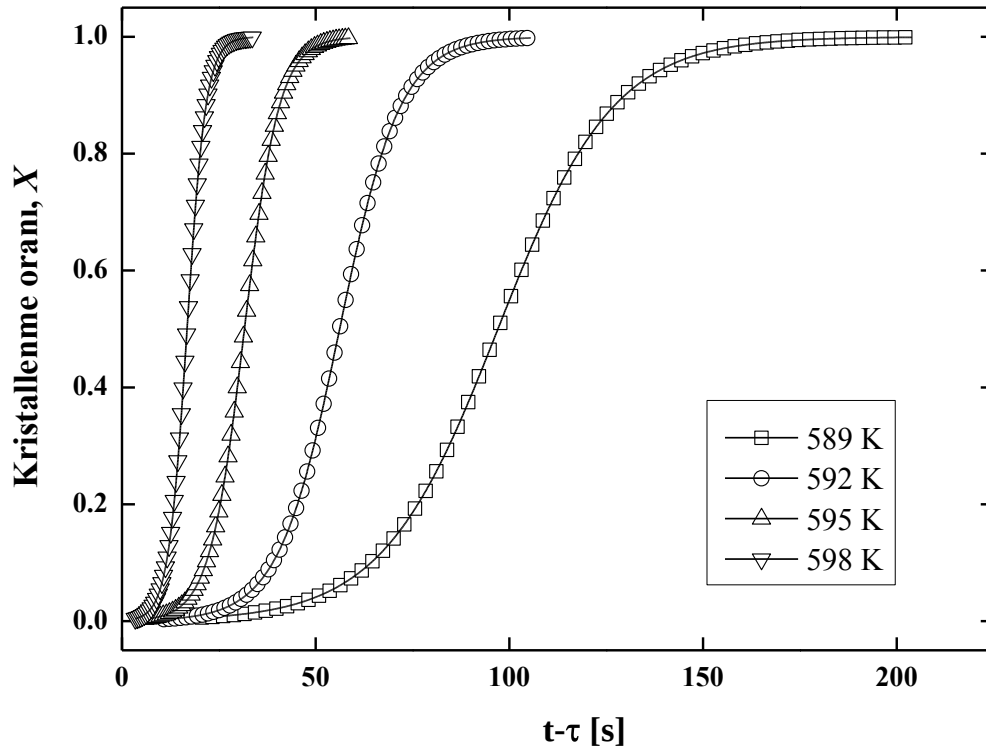
Çizelge 4.25. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Cu_2$ alaşımasının farklı metotlarla hesaplanan aktivasyon enerjileri

Metot	E_x (kJ/mol)	E_1 (kJ/mol)	E_2 (kJ/mol)
Kissinger	410 ± 14	395 ± 25	148 ± 13
Augis-Bennett	415 ± 14	400 ± 25	153 ± 13
Ozawa	420 ± 14	405 ± 25	159 ± 13

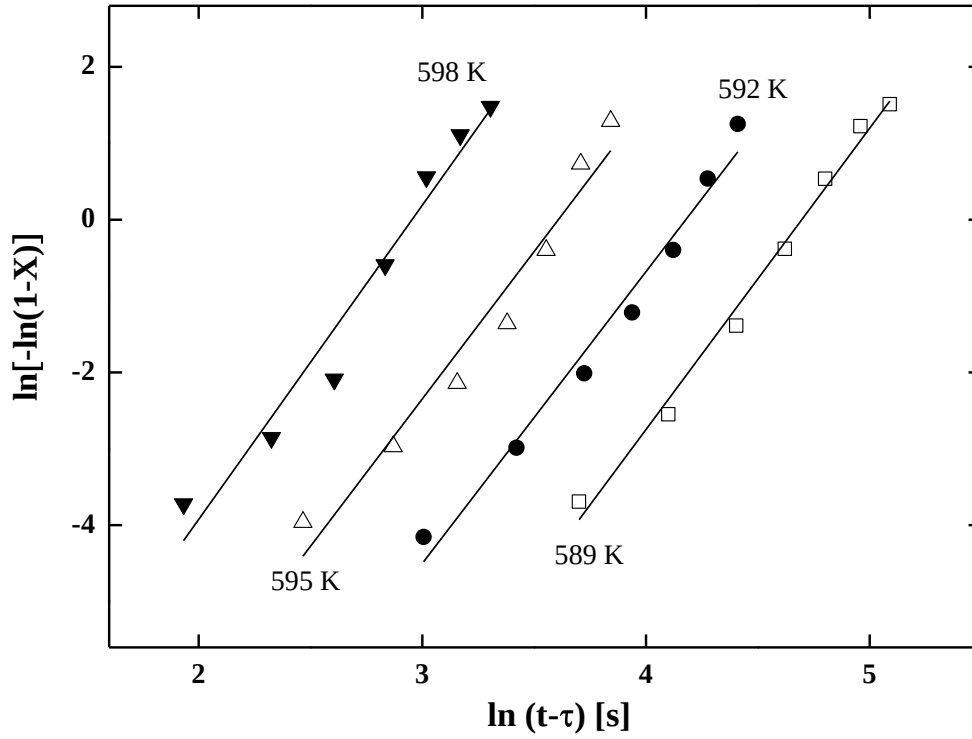
Şekil 4.63’ de $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Cu_2$ amorf alaşımasının 589-598 K arasındaki izotermal ısıtmaları süresince elde edilen DSC grafikleri görülmektedir. Alaşımanın kristallenme kinetiği, JMA denklemiyle analiz edilmiştir. Bunun için Şekil 4.64’ deki zamana bağlı kristallenme oranı grafikleri elde edilmiştir. Her bir izotermal sıcaklık için $X = 0.02-0.95$ aralığındaki kristallenme oranı değerlerinden çizilen grafiğe (Şekil 4.59) lineer fit uygulanarak Avrami sabiti, n değerleri elde edilmiştir. Çizelge 4.26’ da bu değerler görülmektedir. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Cu_2$ alaşımasının ortalama Avrami sabiti değeri, yaklaşık olarak $n = 4$ olarak bulunmuştur. Bu durum, faz dönüşümü işleminin, devam eden çekirdeklenme ve üç-boyutlu difüzyon kontrollü büyüme ile gerçekleştiğini göstermektedir.



Şekil 4.62. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Cu_2$ alaşımasının farklı tavlama sıcaklıklarındaki izotermal DSC grafikleri



Şekil 4.63. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Cu}_2$ alaşımının kristallenme oranı ile farklı sıcaklıklardaki tavlama süresi arasındaki ilişki

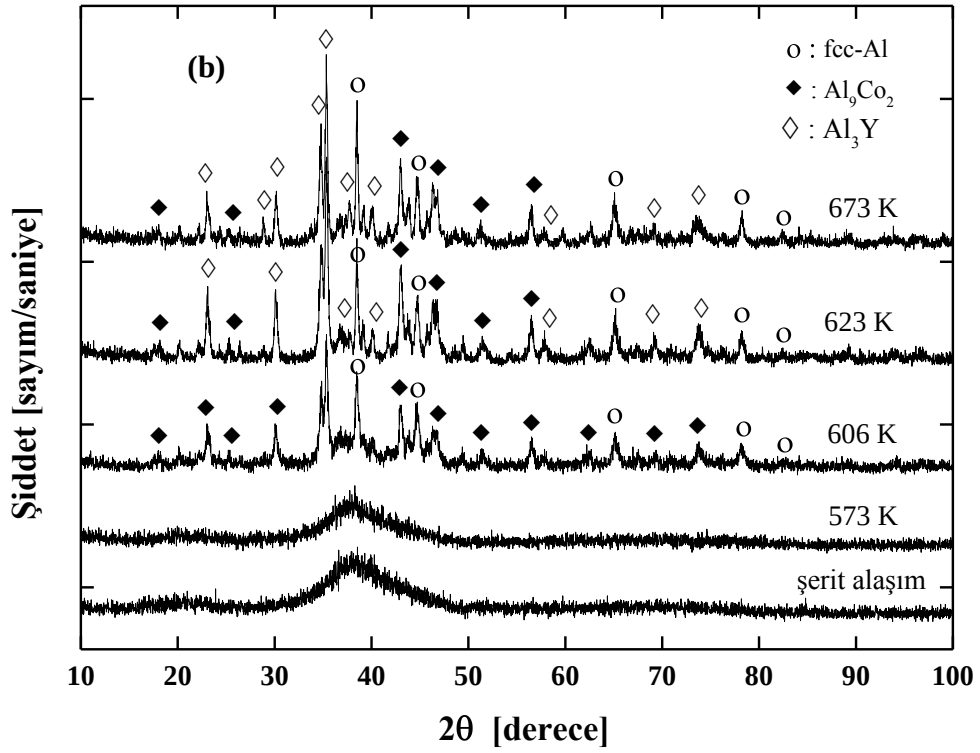
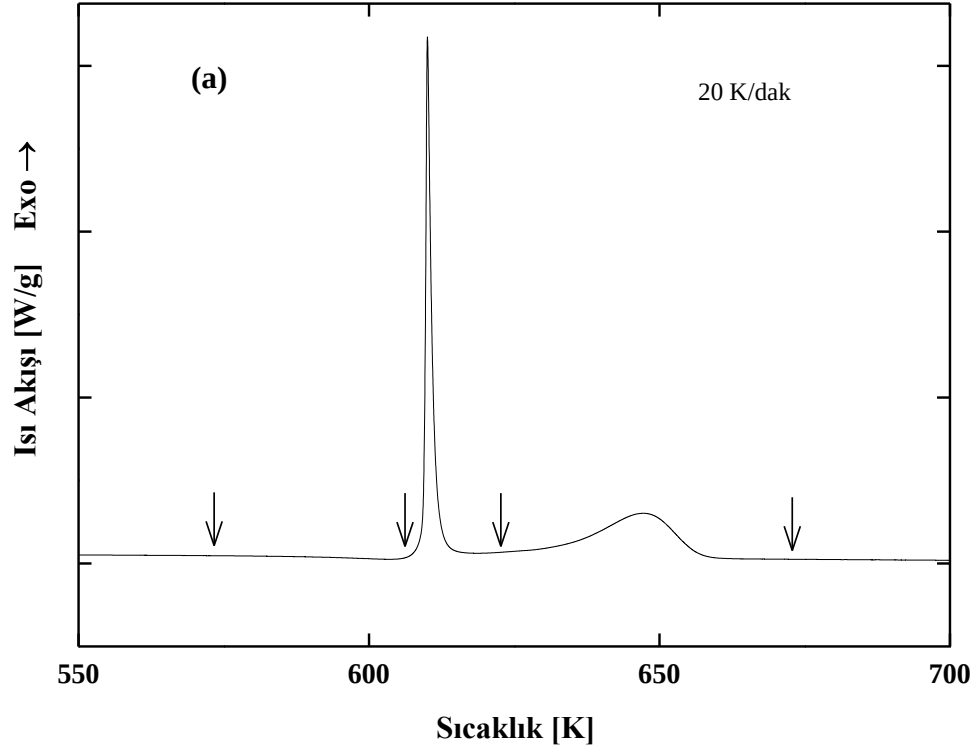


Şekil 4.64. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Cu}_2$ alaşımının farklı tavlama sıcaklıklarındaki kristallenmeleri için çizilen JMA doğruları

Çizelge 4.26. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Cu_2$ alaşımasının izotermal kinetik parametreleri

Tavlama Sıcaklığı, T (K)	589	592	595	598
Kuluçka süresi, τ (s)	49	35	26	7
Avrami sabiti, n	3.9	3.8	3.8	4.1

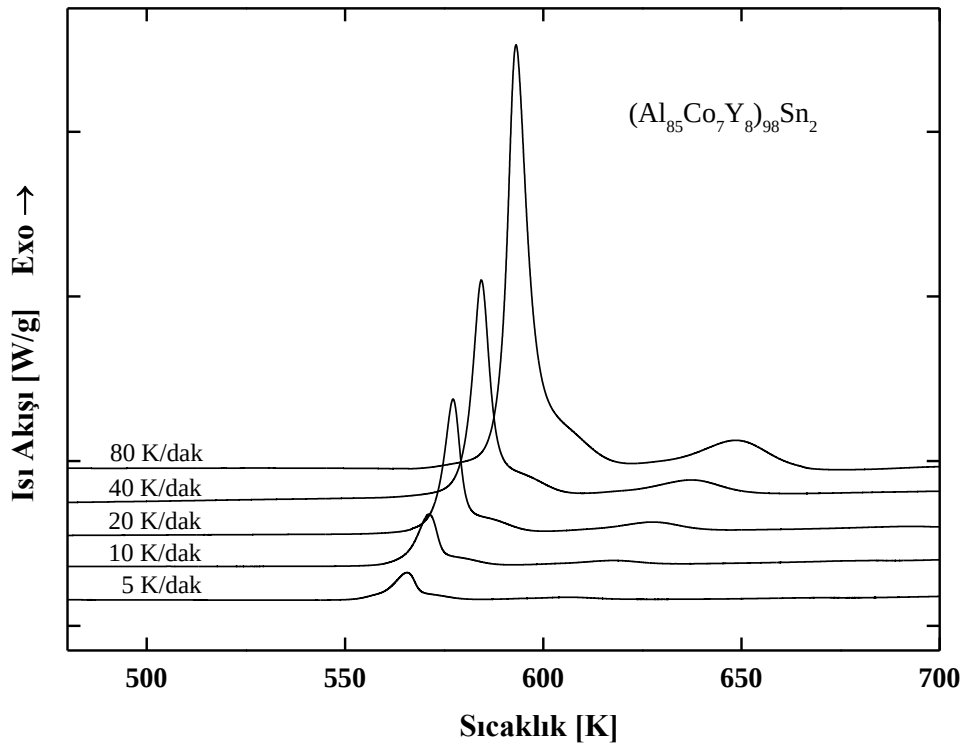
Şekil 4.65(b)' de çeşitli sıcaklıklarda ısısal işleme tabi tutulan $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Cu_2$ alaışının XRD sonuçları görülmektedir. Isısal işlem sıcaklıkları, Şekil 4.60(a)' da görüldüğü gibi, ekzotermik piklerin başlangıç ve bitiş yerleri olarak alınmıştır. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Cu_2$ alaışının birinci ekzotermik sonrasındaki sıcaklıklarda ısısal işleme tabi tutulması sonucu, mikroyapısında belirgin bir değişiklik olmamıştır. Özetle kristallenme işlemi süresince alaışının yapısında fcc-Al, Al_9Co_2 ve Al_3Y fazları oluşmuştur. Ayrıca, ısısal işlem süresince fcc-Al (111) fazının parçacık boyutu 606, 623 ve 673 K' de sırasıyla 25, 36.1 ve 36.6 nm olarak hesaplanmıştır.



Şekil 4.65. (a) $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Cu}_2$ alaşımının 20 K/dak sürekli ısıtma hızında elde edilen DSC grafiği, (b) 573-673 K aralığında uygulanan ısısal işlem öncesi ve sonrasındaki XRD grafikleri

4.2.2.1.6. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$ alaşımı

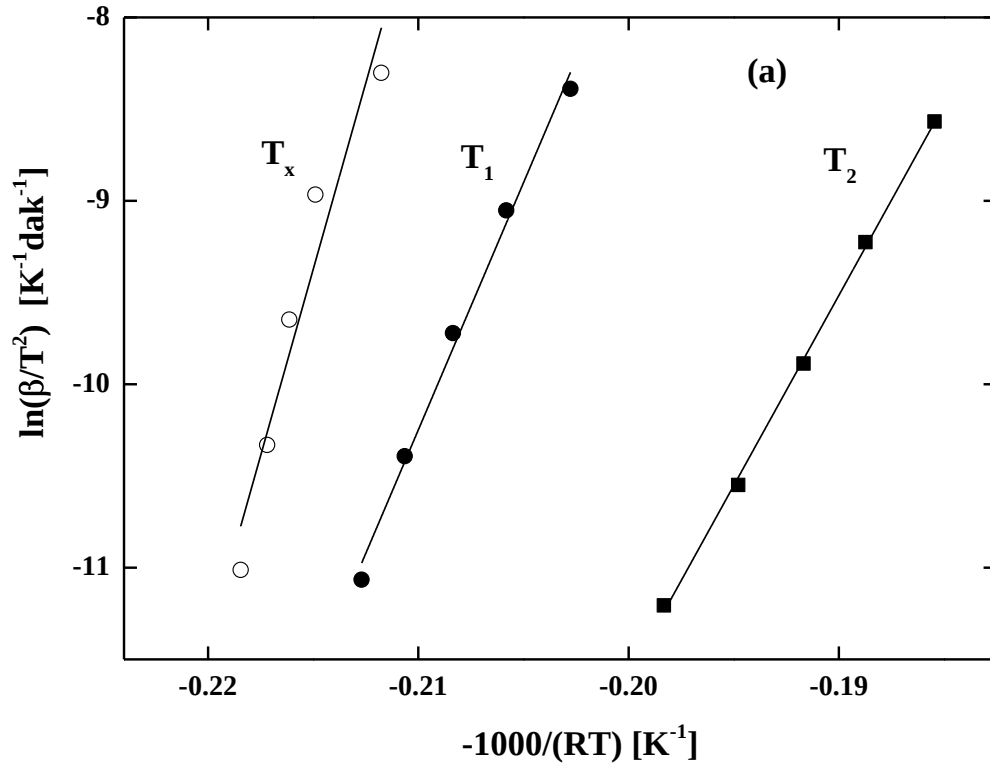
Amorf alaşımların aktivasyon enerjileri, ısıtma hızlarına bağlı olarak elde edilebilir. Bu amaçla, Şekil 4.66’ da $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$ alaşımının 5-80 K/dak ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri grlmektedir. Şekil 4.66’ da ve izelge 4.27’ de açıkça görüldüğü gibi ısıtma oranının artması ile kristallenme sıcaklığı T_X ve ekzotermik pik sıcaklıkları (T_1 , T_2) artmıştır. Kristallenme sıcaklığı ve her pik için gerekli olan aktivasyon enerjileri Kissinger, Augis-Bennett ve Ozawa metotları ile hesaplanmıştır. Her üç metot için çizilen grafikler Şekil 4.67’ de grlmektedir. Grafiklerin eğimlerinden elde edilen aktivasyon enerjisi değerleri izelge 4.28’ de verilmiştir. Her üç metotta E_x değerleri ($406, 410, 415 \pm 60$ kJ/mol), E_1 ve E_2 değerlerinden yüksek bulunmuştur. Bu durum, amorf yapının kristallenmeye karşı yüksek termal kararlılığa ve dirence sahip olduğunu göstermektedir.

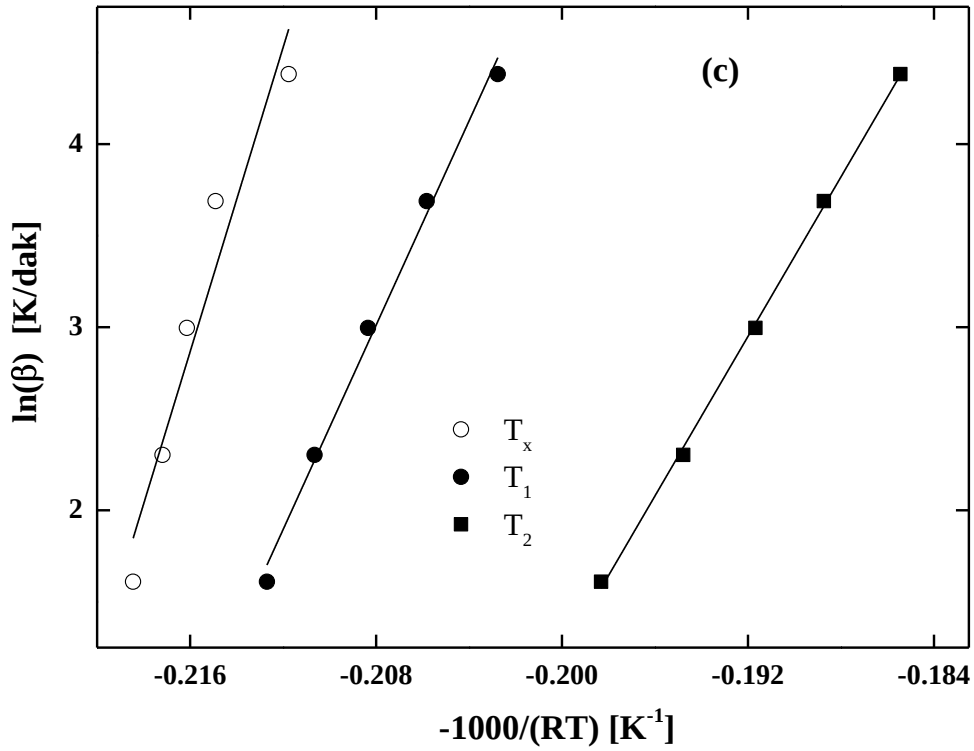
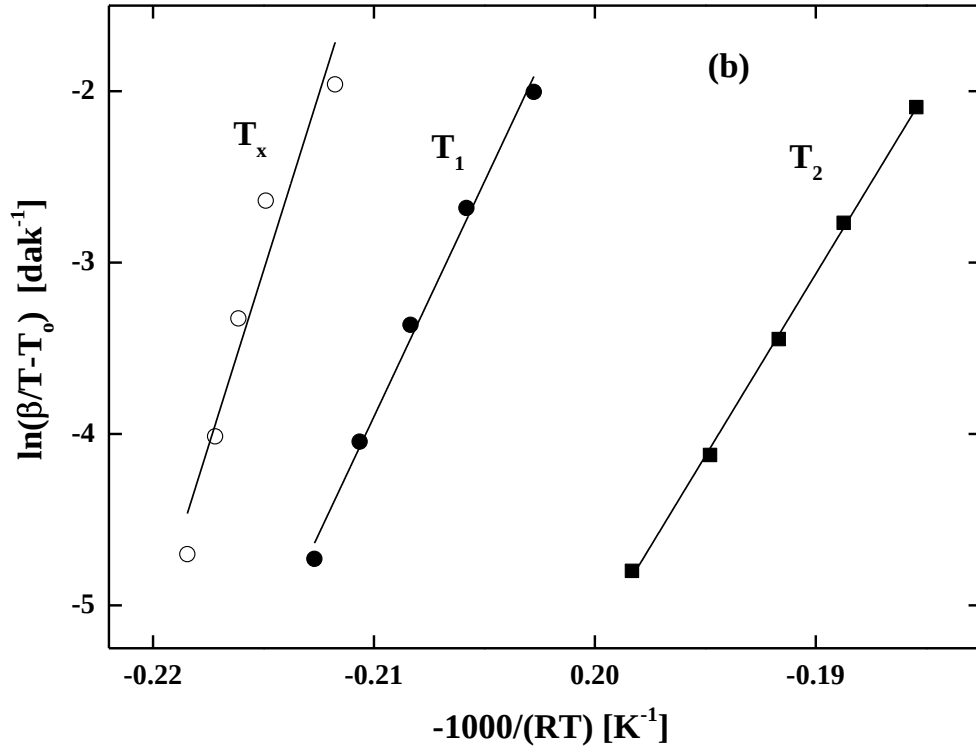


Şekil 4.66. Hızlı katılaştırma ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$ alaşımının 5-80 K/dak ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri

Çizelge 4.27. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Sn}_2$ alaşımanın farklı ısıtma hızlarında (β) elde edilen kristallenme sıcaklığı (T_x) ve ekzotermik pik sıcaklıkları (T_1 , T_2)

β (K/dak)	T_x (K)	T_1 (K)	T_2 (K)
5	550.6	565.5	606.5
10	553.8	571	617.5
20	556.5	577.3	627.5
40	559.7	584.4	637.3
80	568	593.2	648.6



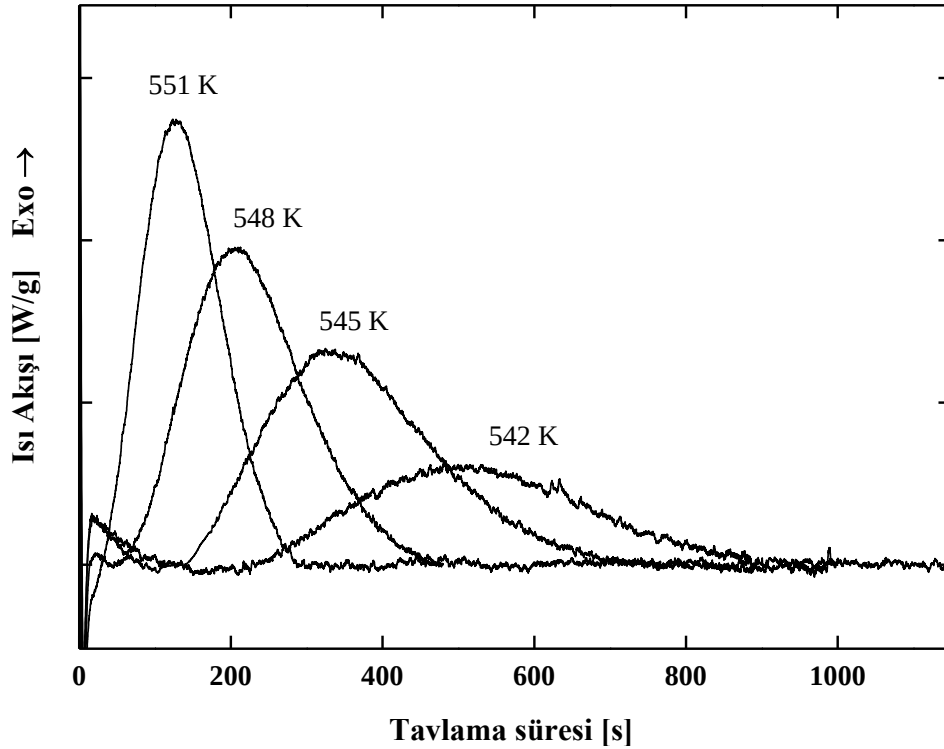


Şekil 4.67. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$ alaşıımının kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklıkları (T_1 , T_2) için çizilen (a) Kissinger, (b) Augis-Bennett ve (c) Ozawa doğruları

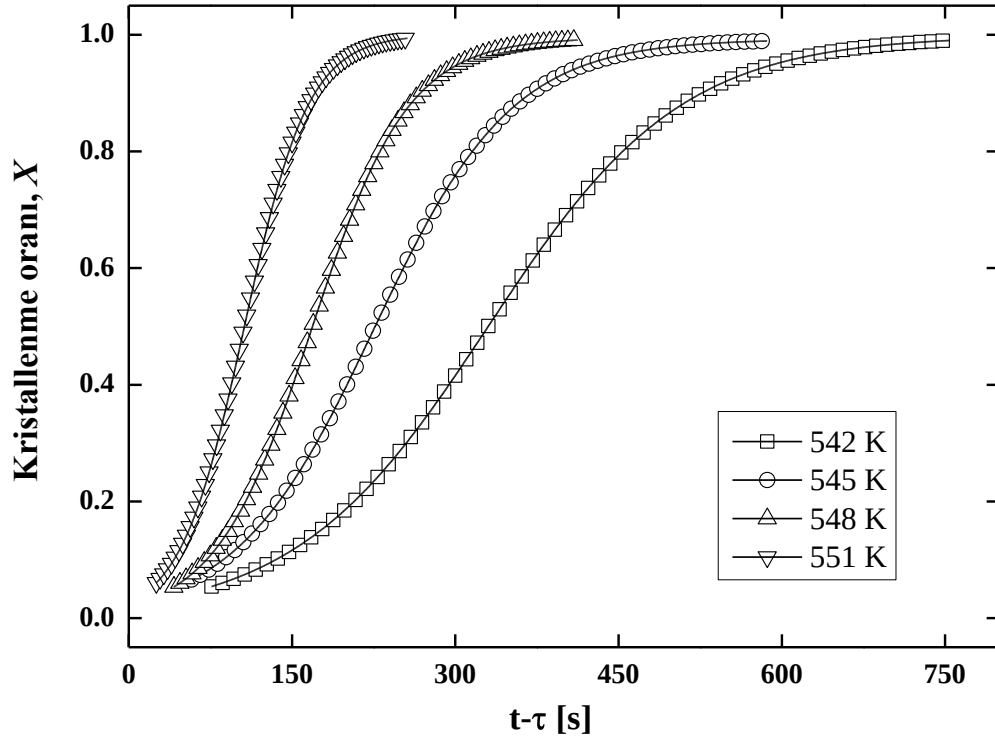
Çizelge 4.28. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$ alaışımının farklı metotlarla hesaplanan aktivasyon enerjileri

Metot	E_x (kJ/mol)	E_1 (kJ/mol)	E_2 (kJ/mol)
Kissinger	406 ± 60	269 ± 12	207 ± 3
Augis-Bennett	410 ± 60	274 ± 12	212 ± 3
Ozawa	415 ± 60	279 ± 12	217 ± 3

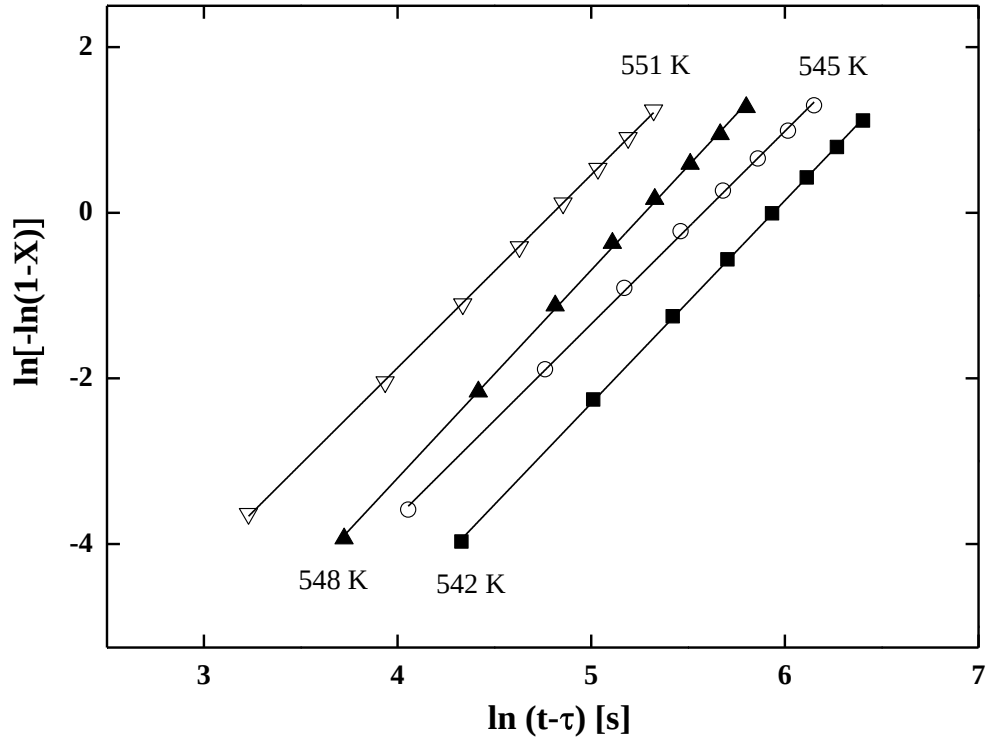
Şekil 4.68, $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$ alaışımının başlangıç kristallenme sıcaklığının 5-15 K aşağısındaki sıcaklıklarda izotermal ısıtmayla elde edilen DSC grafiklerini göstermektedir. Grafiklerden görüldüğü gibi, kuluçka süresi τ , tavlama sıcaklığı azaldıkça artmaktadır. Bu durum, çekirdeklenme ve büyüme dönüşüm mekanizmasının belirgin bir şeklidir. Şekil 4.68’ deki elde edilen sonuçlardan Şekil 4.69’ daki zamana bağlı kristallenme oranı eğrileri (S) çizilmiştir. $X = 0.02-0.95$ arasındaki değerlerin JMA denkleminde uygulanmasıyla elde edilen JMA doğruları Şekil 4.70’ de görülmektedir. Bu doğruların eğimlerinden Avrami sabitleri, n hesaplanmıştır. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$ alaışımının ortalama Avrami sabiti değeri, yaklaşık olarak $n = 2.3$ olarak bulunmuştur (Çizelge 4.29). Bu durum, kristallenmenin üç-boyutlu difüzyon kontrollü büyüme ile gerçekleştiğini göstermektedir.



Şekil 4.68. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$ alaışımının farklı tavlama sıcaklıklarındaki izotermal DSC grafikleri



Şekil 4.69. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Sn}_2$ alaşımasının kristallenme oranı ile farklı sıcaklıklardaki tavlama süresi arasındaki ilişki

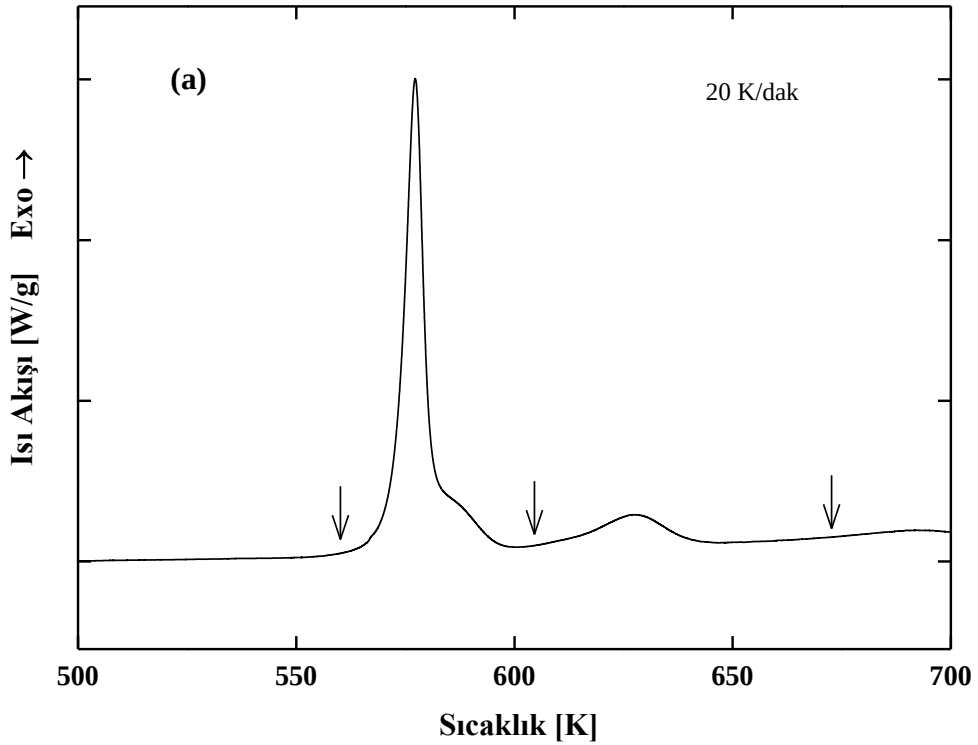


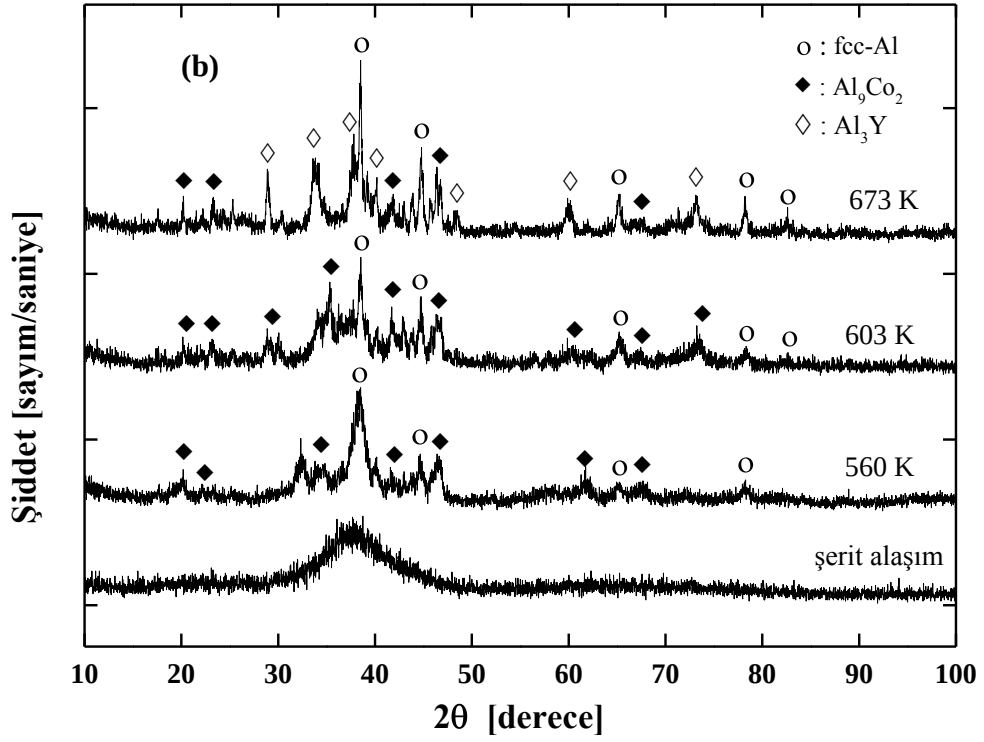
Şekil 4.70. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Sn}_2$ alaşımasının farklı tavlama sıcaklıklarındaki kristallenmeleri için çizilen JMA doğruları

Çizelge 4.29. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$ alaşımasının izotermal kinetik parametreleri

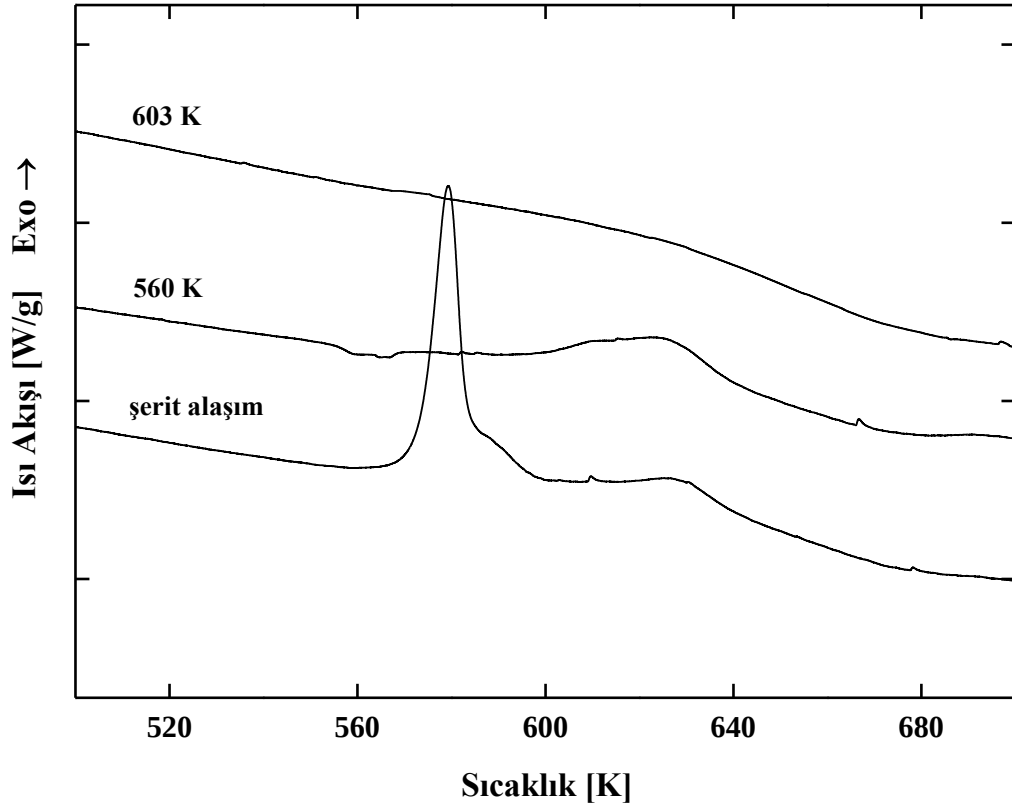
Tavlama Sıcaklığı, T (K)	542	545	548	551
Kuluçka süresi, τ (s)	201	136	54	31
Avrami sabiti, n	2.4	2.3	2.5	2.3

$(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$ alaışının kristallenmeleri sırasındaki faz dönüşümlerini belirleyebilmek için, Şekil 4.71(a)' da gösterilen sıcaklıklarda ısısal işleme tabi tutulmuştur. Isısal işlem sonrasındaki XRD sonuçları, Şekil 4.71(b)' de görülmektedir. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Sn_2$ alaışımı, öncelikle ötektik tipi kristallenmeyle, amorf fazdan fcc-Al ve Al_9Co_2 fazlarına dönüşmektedir. 673 K' deki ısısal işlem sonucunda ise, alaışının yapısında fcc-Al ve Al_9Co_2 fazlarının haricinde Al_3Y fazı tespit edilmiştir. Dolayısıyla 577 K civarında gözlenen ilk ekzotermik pik, fcc-Al ve Al_9Co_2 fazlarının oluşumunu, 627 K civarında gözlenen ikinci ekzotermik pik ise, Al_3Y fazının oluşumunu temsil etmektedir.





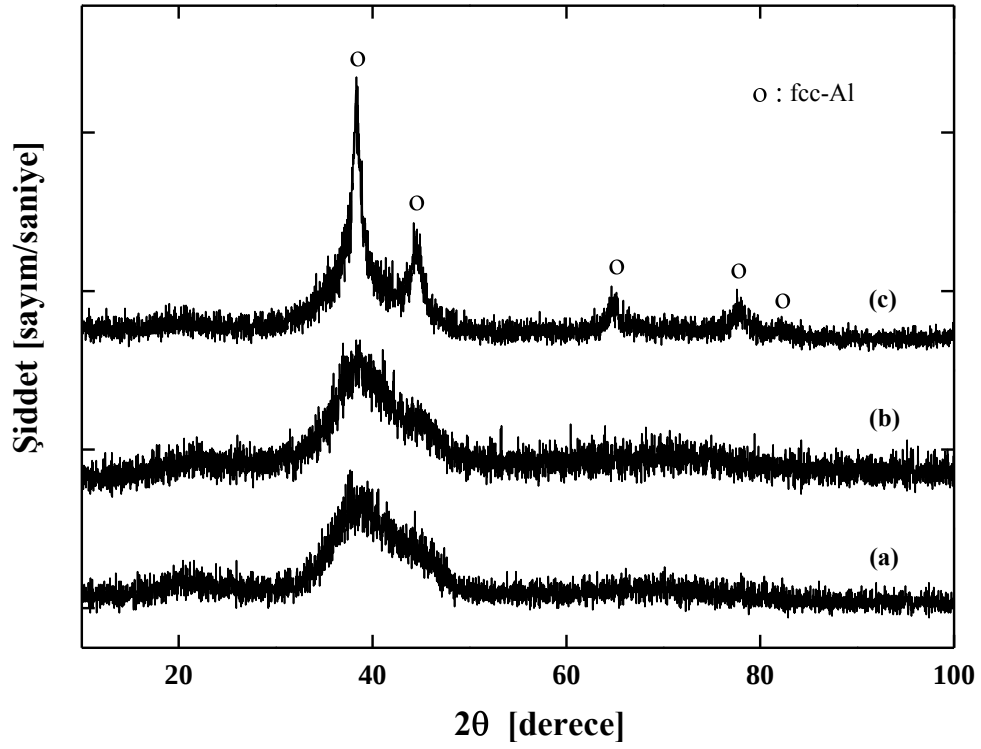
Şekil 4.71. (a) $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Sn}_2$ alaşımının 20 K/dak sürekli ısıtma hızında elde edilen DSC grafiği, (b) 560-673 K aralığında uygulanan ısısal işlem öncesi ve sonrasındaki XRD grafikleri



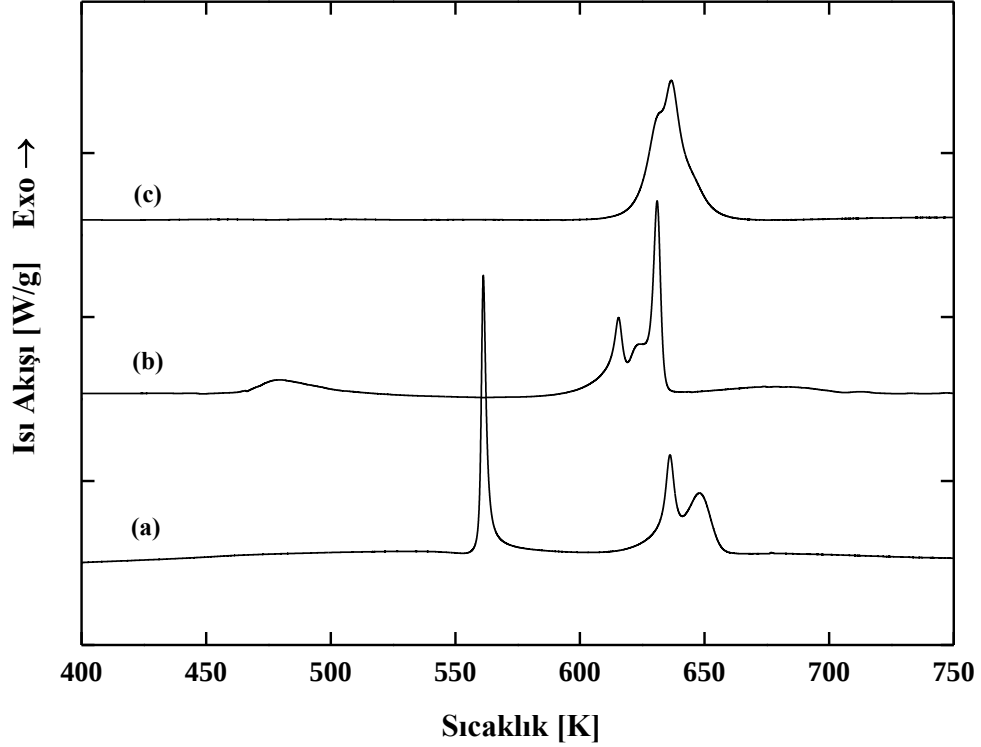
Şekil 4.72. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Sn}_2$ şerit alaşımının farklı sıcaklıklarda ısısal işleminden sonraki DSC grafikleri

4.2.2.2. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{TM}_5$ (TM = Ni, Cu, Si) alaşımları

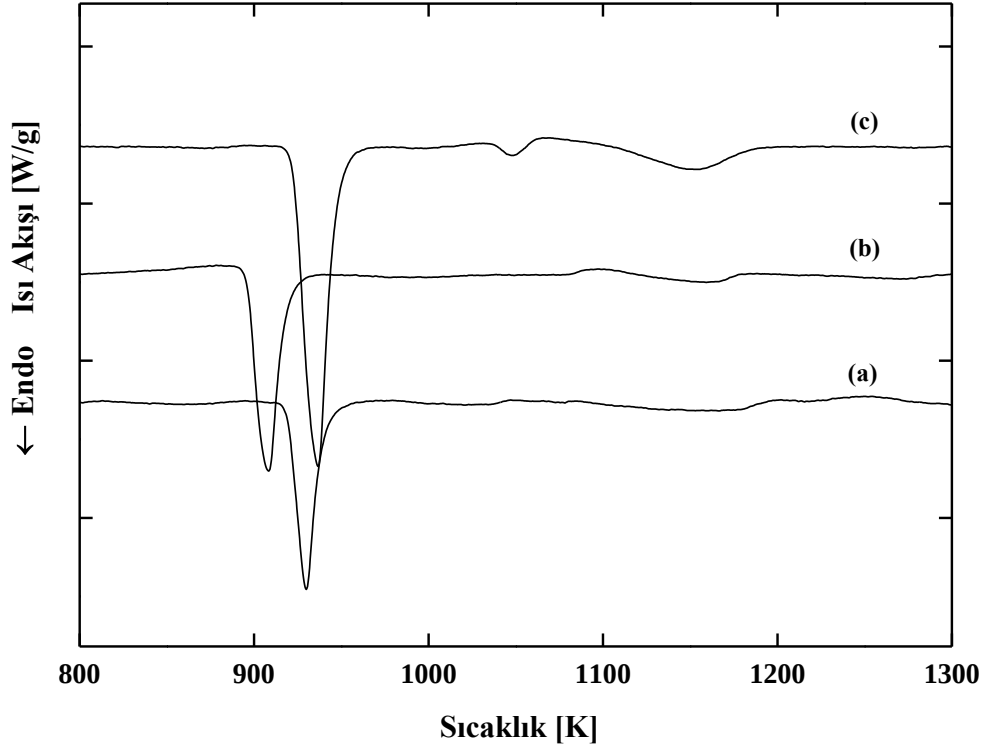
şekil 4.73' de hızlı katılaştırma ile üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{TM}_5$ (TM = Ni, Cu, Si) dörťlü alaşımların XRD grafikleri görölmektedir. şekil 4.73' de göröldüğü gibi, $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$ ve $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ alaşımları amorf yapıda olup, $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$ alaşımı amorf yapıyla birlikte fcc-Al fazlarından kaynaklanan piklerden oluşmaktadır. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$ alaşımının amorf yapıda elde edilememesinin nedeni olarak, Si elementi ile Co elementi arasındaki atomik yarıçap farkının % 12' den düşük olması düşünölmüştür [25]. Buna karşın, $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Si}_2$ alaşımı hızlı katılaştırma ile amorf yapıda üretilmiştir. Burada dikkat edilecek olunursa, Si elementi alaşım içerisinde daha az oranda bulunmaktadır. Böylece, $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Si}_2$ alaşımı, eriyik halde homojen bir yapı oluşturabilmiştir. Bununla birlikte $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{TM}_5$ (TM = Ni, Cu, Si) dörťlü alaşımların DSC ve DTA grafikleri sırasıyla şekil 4.74 ve şekil 4.75' de görölmektedir. Bu grafiklerden elde edilen sonuçlar ise Çizelge 4.30' da verilmiştir. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$ alaşımının DSC analizinde 555 K belirgin ve şiddetli bir ekzotermik pik ve bunu takiben 615-660 K arasında üstü üste binmiş şiddetleri daha küçük olan iki ekzotermik pik görölmüştür. Buradan $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$ alaşımının kristallenmesinin üç aşamada meydana geldiğı anlaşılmaktadır. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ alaşımının DSC sonucunda ise 465-510 K arasında şiddeti düşük ve geniş bir ekzotermik görölmektedir. Bu piki takiben 590-640 K arasında üstü üste binmiş iki ekzotermik pik bulunmaktadır. Bu sonuç, Louzguine-Luzgin [42] yapığı çalışmaya benzerdir. Bu çalışma, tezin önceki çalışmalar kısmında anlatılmıştır. Burada, düşük sıcaklıkta görölen ilk ekzotermik pikin nanoboyutlu fcc-Al parçacıklarından oluştuğı açıklanmıştır. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$ alaşımının DSC sonucunda ise, 635 K' de görölen bir ekzotermik pik bulunmaktadır. Bu durum, alaşımın yapısındaki amorf fazla birlikte fcc-Al fazının bir aşamada kristallendiğini belirtmektedir. şekil 4.79' daki $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{TM}_5$ (TM = Ni, Cu, Si) alaşımlarının DTA sonuçlarında ise, 930 K civarında fcc-Al fazının erimesini temsil eden geniş bir endotermik pik ile bu piki takiben daha yüksek sıcaklıklarda şiddetleri oldukça küçük olan ve yapı içerisindeki diğeri fazların erimelerini temsil eden endotermik pikler görölmektedir. Alaşımlar, bu endotermik piklerin bitiş sıcaklığından itibaren sıvı halde bulunurlar.



Şekil 4.73. Hızlı katılaştırmayla üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{TM}_5$ şerit alaşımların XRD sonuçları: (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$, (b) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ ve (c) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$



Şekil 4.74. Hızlı katılaştırmayla üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{TM}_5$ şerit alaşımların DSC sonuçları: (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$, (b) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ ve (c) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$



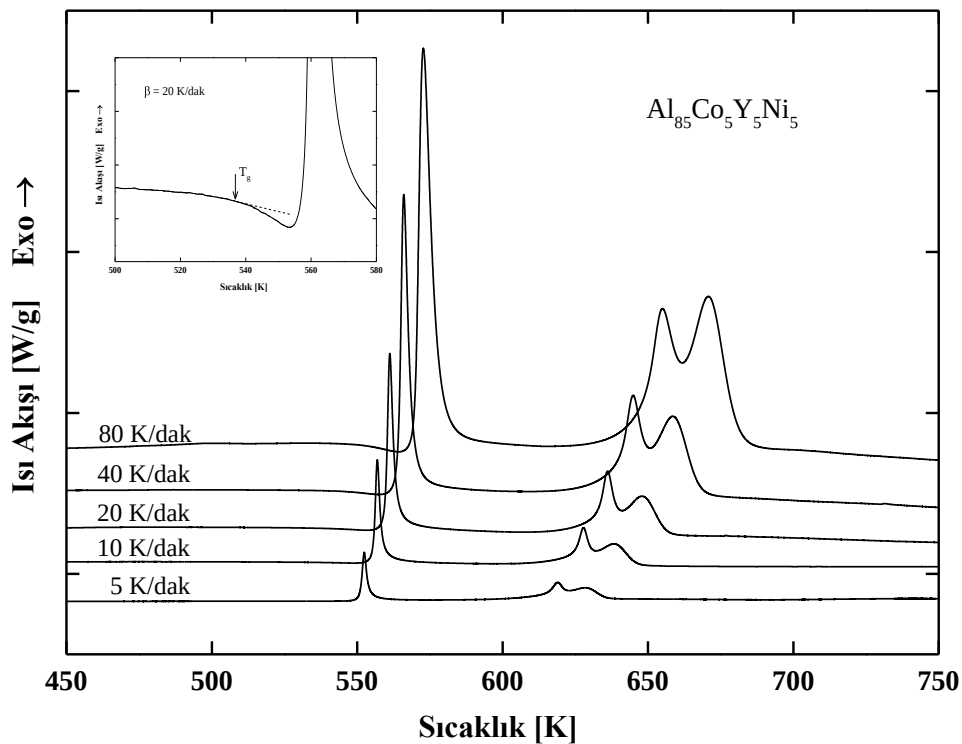
Şekil 4.75. Hızlı katılaştırmayla üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{TM}_5$ şerit alaşımların DTA sonuçları: (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$, (b) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ ve (c) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$

Çizelge 4.30. Hızlı katılaştırmayla üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{TM}_5$ (TM = Ni, Cu, Si) şerit alaşımların termal özellikleri

Alaşım	T_g (K)	T_{x1} (K)	T_m (K)	$\Delta T_x = T_x - T_g$	$\Delta T_m = T_m - T_x$	$T_{rg} = T_g/T_m$	$T_{rx} = T_x/T_m$
$\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$	535	555	638	20	83	0.838	0.869
$\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$	-	455	615	-	160	-	0.739
$\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$	-	609	639	-	30	-	0.948

4.2.2.2.1. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$ alaşımı

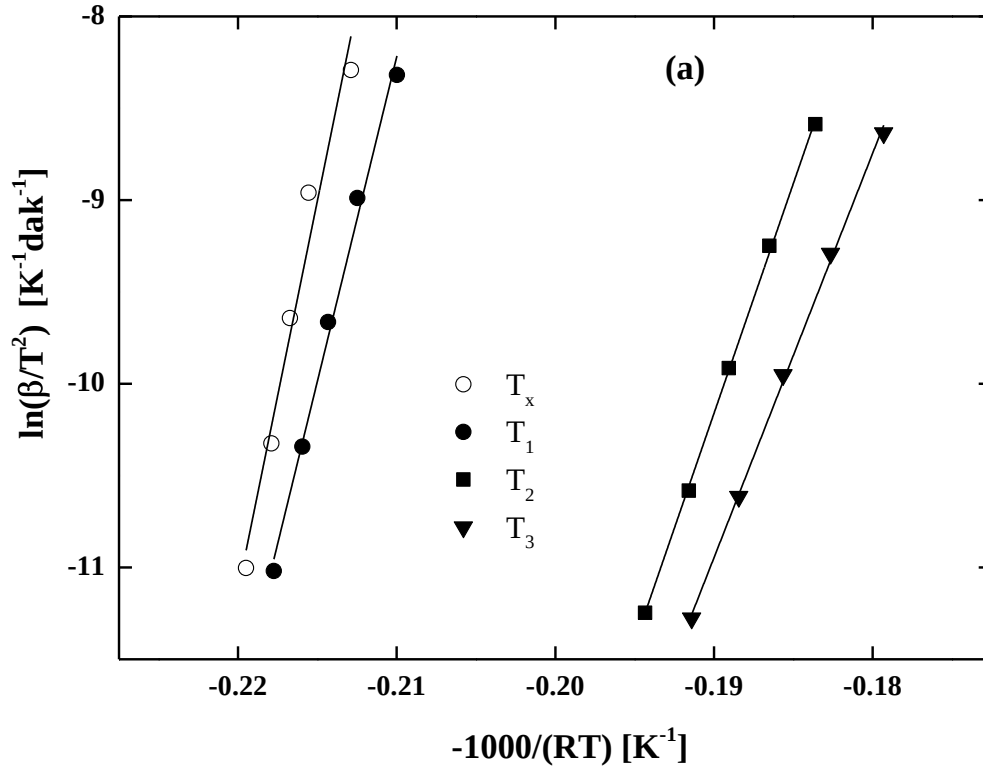
$\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$ alaşımının 5-80 K/dak ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri Şekil 4.76’ da görölmektedir. Bu grafikten ısıtma oranına bağlı olarak elde edilen başlangıç kristallenme sıcaklığı ve ekzotermik pik sıcaklıkları Çizelge 4.32’ de verilmiştir. Bu değerler kullanılarak kristallenme sıcaklığı ve her pik için gerekli olan aktivasyon enerjileri hesaplanmıştır (Şekil 4.77). Çizelge 4.33’ de göröldüğü gibi, her üç metotta E_x değerleri (423, 428, 433 kJ/mol), E_1 ve E_2 değerlerinden yüksek bulunmuştur. Buna karşın, $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$ alaşımının E_x değerleri (504, 509, 514 kJ/mol) ile karşılaştırıldığında daha düşük bulunmuştur. Her iki alaşımın T_g ve T_x değerleri karşılaştırıldığında, $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$ alaşımının kristallenmeye karşı yüksek termal kararlılığa ve dirence sahip olduğu anlaşılmaktadır. Bu dikkat çekici bir sonuçtur. Çünkü alaşımların Çizelge 4.8 ve Çizelge 4.31’ den GFA parametreleri karşılaştırıldığında, ΔT_x değerleri neredeyse aynı iken, T_{rg} ve T_{rx} değerleri, $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$ alaşımında daha yüksektir. Ayrıca, daha iyi GFA için ΔT_m değerinin daha düşük olması beklenir. Burada, $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$ alaşımının daha düşüktür. Bu durum, $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$ alaşımının daha yüksek GFA’ ya sahip olmasına rağmen, termal kararlılığının daha düşük olduğunu göstermektedir.

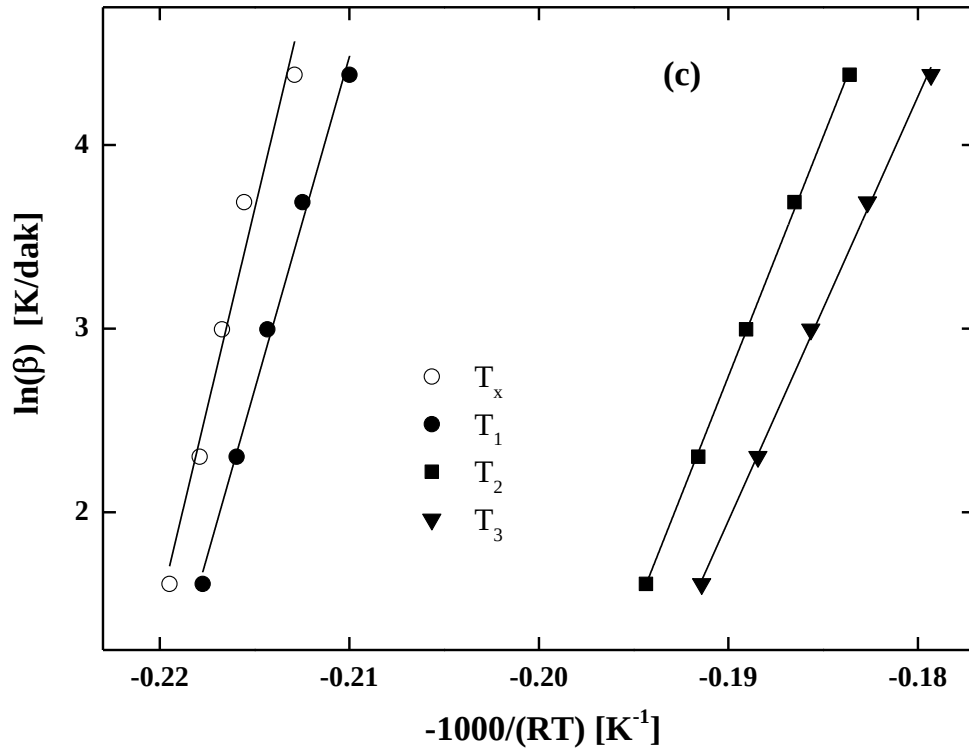
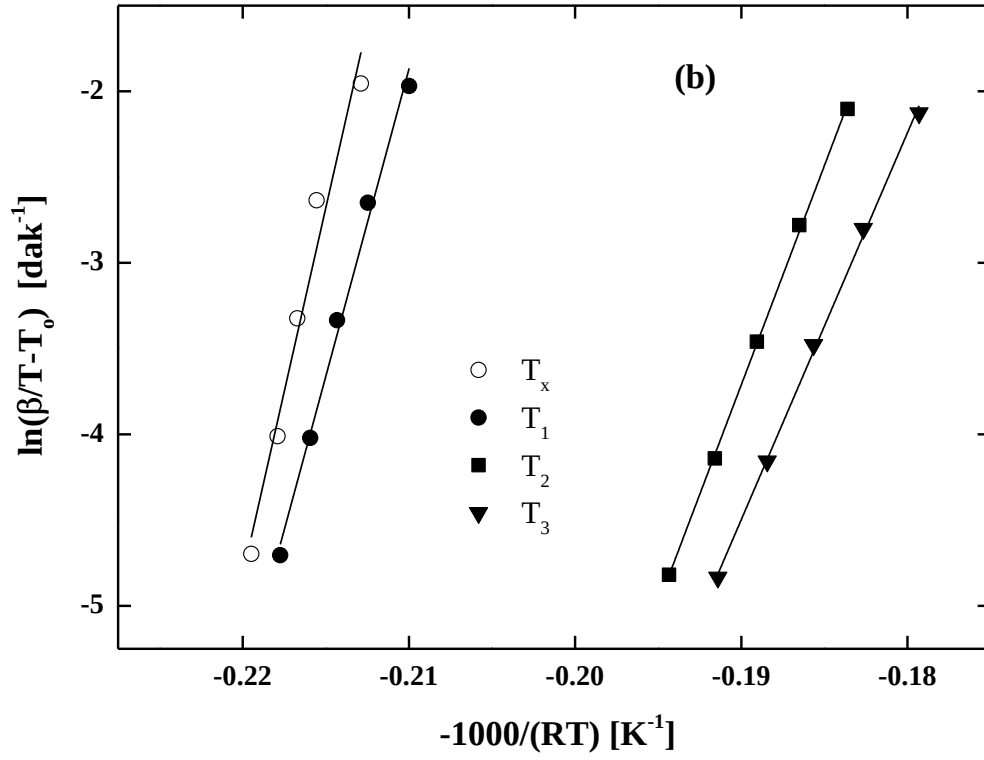


Şekil 4.76. Hızlı katılaştırma ile üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$ alaşımının 5-80 K/dak ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri

Çizelge 4.32. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$ alaşımlarının farklı ısıtma hızlarında (β) elde edilen kristallenme sıcaklığı (T_x) ve ekzotermik pik sıcaklıkları (T_1 , T_2 , T_3)

β (K/dak)	T_x (K)	T_1 (K)	T_2 (K)	T_3 (K)
5	548	552.4	618.9	628.4
10	552	557	627.8	638.3
20	555	561.2	636.2	647.9
40	558	566.1	644.9	658.5
80	565	572.8	655.1	670.8



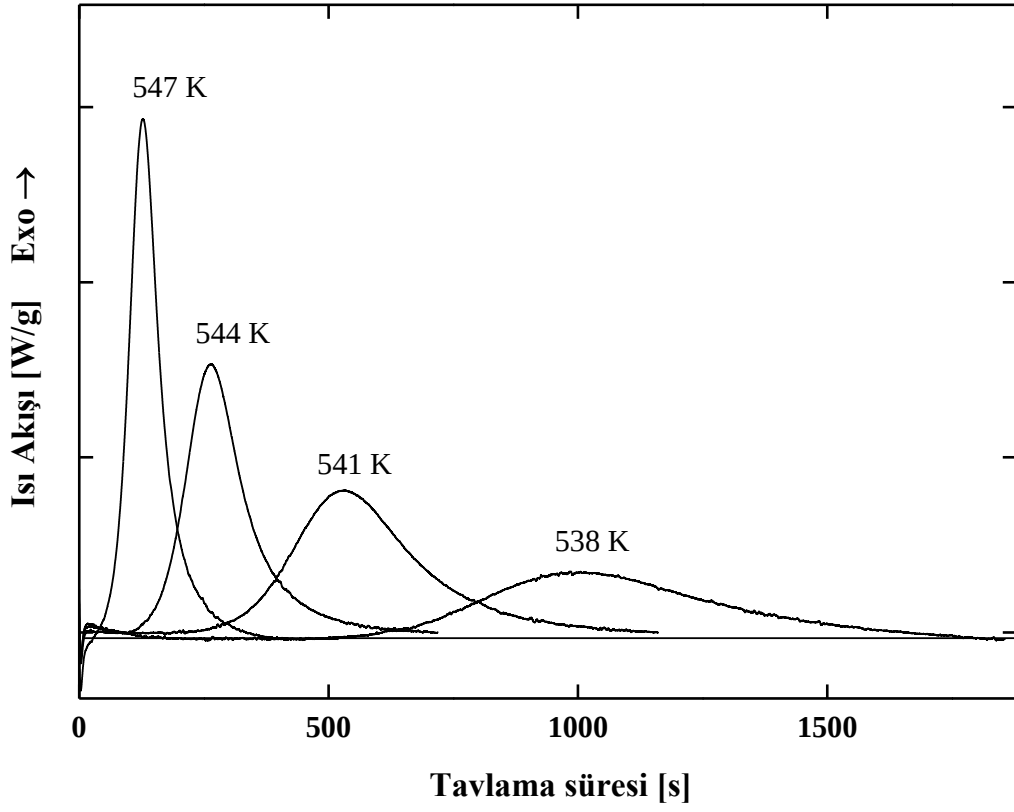


Şekil 4.77. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$ alaşıımının kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklıkları (T_1 , T_2 , T_3) için çizilen (a) Kissinger, (b) Augis-Bennett ve (c) Ozawa doğruları

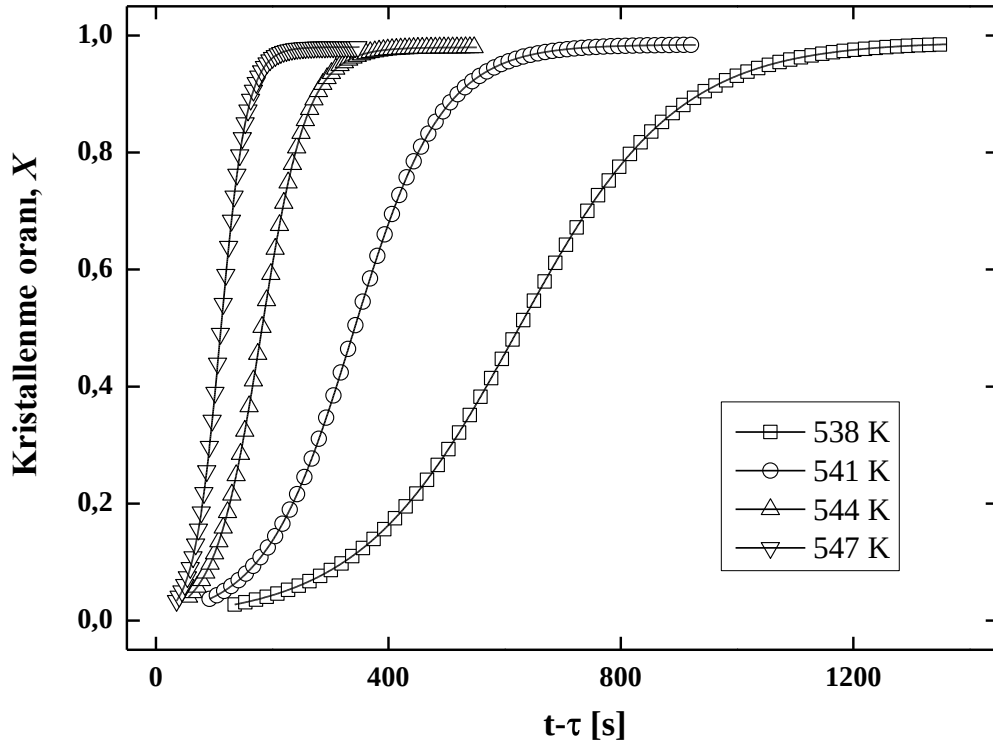
Çizelge 4.31. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$ alaşımasının farklı metotlarla hesaplanan aktivasyon enerjileri

Metot	E_x (kJ/mol)	E_1 (kJ/mol)	E_2 (kJ/mol)	E_3 (kJ/mol)
Kissinger	423 ± 43	353 ± 17	250 ± 3	220 ± 4
Augis-Bennett	428 ± 43	358 ± 17	255 ± 3	225 ± 4
Ozawa	433 ± 43	362 ± 17	261 ± 3	231 ± 4

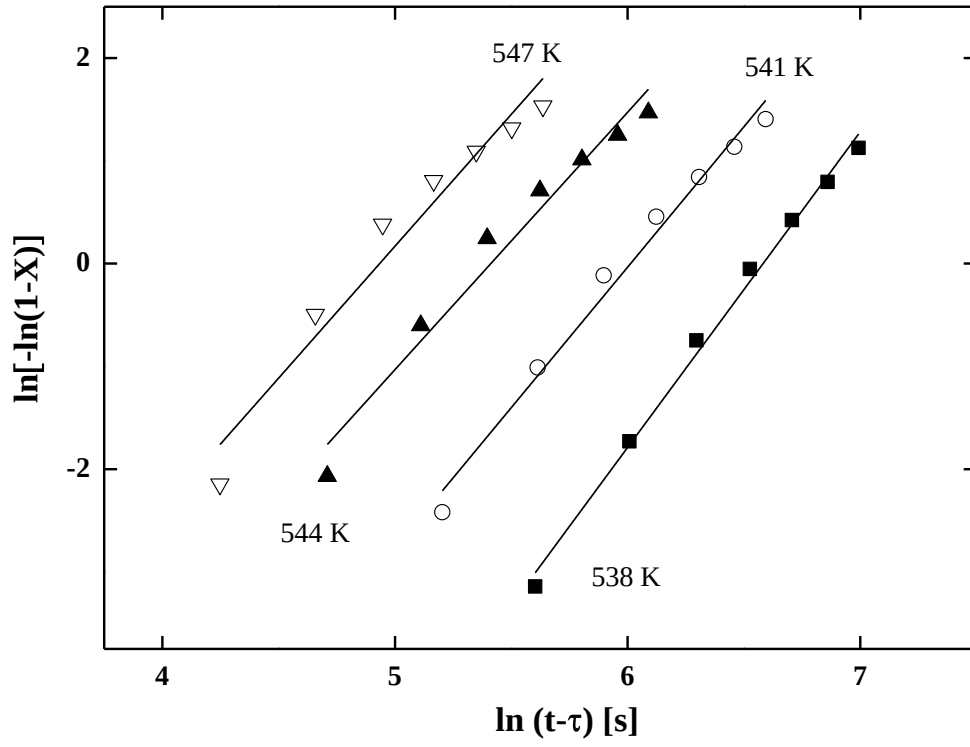
Şekil 4.78’ de $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$ amorf alaşımanın 538-547 K arasındaki izotermal ısıtmaları süresince elde edilen DSC grafikleri görülmektedir. Alaşımanın kristallenme kinetiği, JMA denklemiyle analiz edilmiştir. Bunun için Şekil 4.79’ daki zamana bağlı kristallenme oranı grafikleri çizilmiştir. Her bir izotermal sıcaklık için $X = 0.02-0.95$ aralığındaki kristallenme oranı değerlerinden lineer doğru grafikleri (Şekil 4.80) elde edilmiştir. Bu doğruların eğimlerinden Avrami sabiti, n değerleri elde edilmiştir. Çizelge 4.34’ de görüldüğü gibi $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$ alaşımasının ortalama Avrami sabiti değeri, yaklaşık olarak $n = 2.7$ olarak bulunmuştur. Bu durum, faz dönüşümü işleminin, üç-boyutlu difüzyon kontrollü büyüme ile gerçekleştiğini göstermektedir. Ayrıca, sürekli ısıtma işlemi ile aktivasyon enerjisi hesabının yanı sıra, izotermal olarak ısıtma ile de aktivasyon enerjisi hesaplanabilmektedir. Bunun için, JMA doğru denklemlerinden elde edilen K değerleri, Arrhenius bağıntısıyla birleştirilerek Şekil 4.81’ daki doğru grafiği çizilmiştir. Bu doğrunun eğiminden alaşımanın aktivasyon enerjisi $E_a = 450 \pm 13$ kJ/mol bulunmuştur. Bu değer Çizelge 4.33’ de görülen Kissinger, Augis-Bennett ve Ozawa metotlarıyla bulunan değerlerine hemen hemen yakındır. Bu sonuç, kristallenmenin sürekli ısıtma ve izotermal ısıtma ile aynı faz dönüşümü mekanizmasını izlediğini göstermektedir.



Şekil 4.78. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$ alaşımının farklı tavlama sıcaklıklarındaki izotermal DSC grafikleri



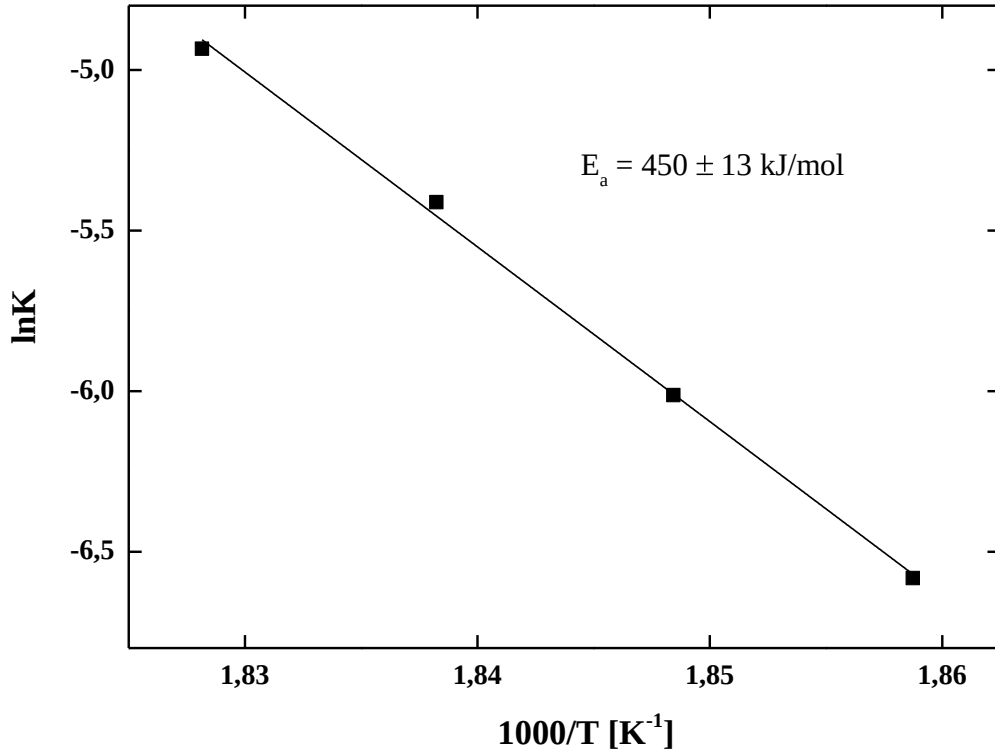
Şekil 4.79. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$ alaşımının kristallenme oranı ile farklı sıcaklıklardaki tavlama süresi arasındaki ilişki



Şekil 4.80. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$ alaşımasının farklı tavlama sıcaklıklarındaki kristallenmeleri için çizilen JMA doğruları

Çizelge 4.32. $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8\text{Ni}_5$ alaşımasının izotermal kinetik parametreleri

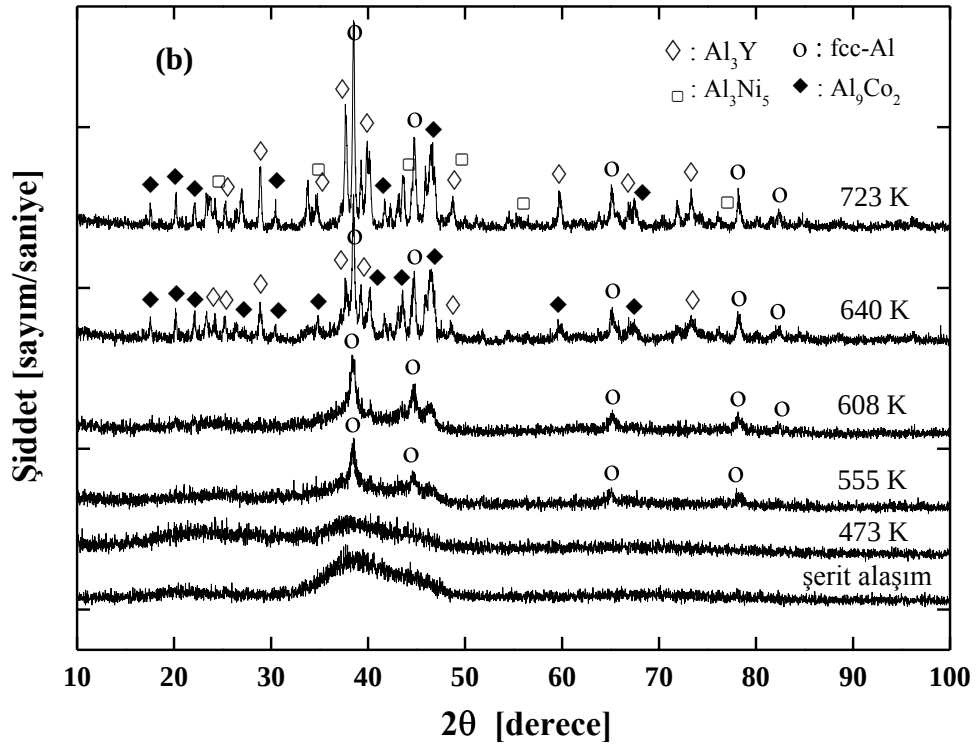
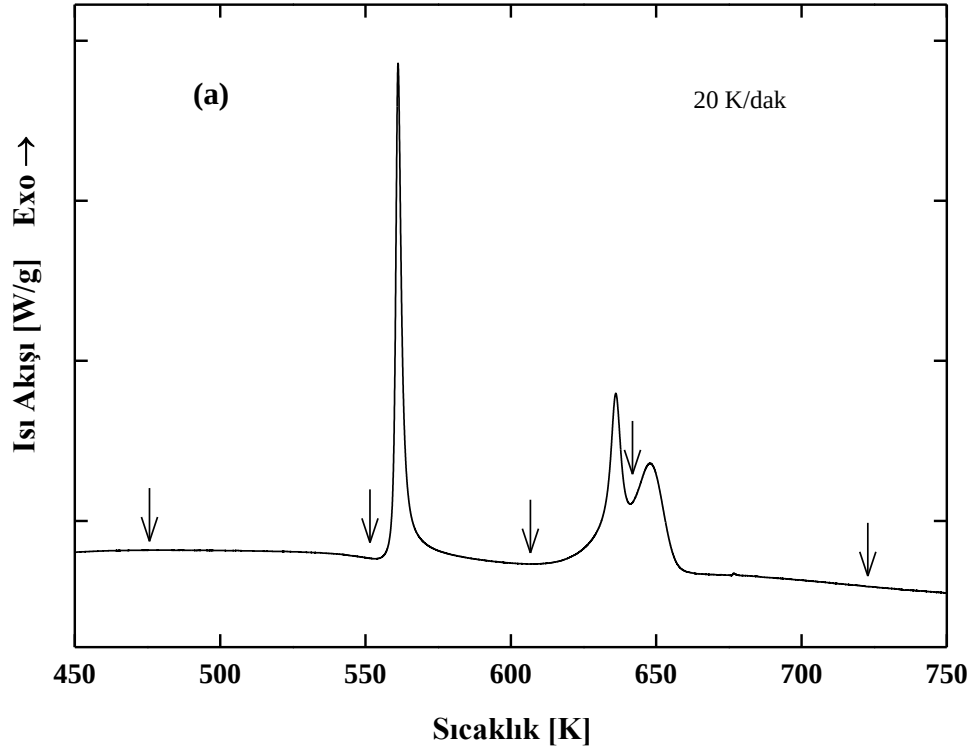
Tavlama Sıcaklığı, T (K)	538	541	544	547
Kuluçka süresi, τ (s)	442	225	100	26
Avrami sabiti, n	3	2.7	2.5	2.6
Reaksiyon sabiti, K (s^{-1})	0.00138	0.00244	0.00446	0.00719



Şekil 4.81. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$ alaşımasının kristallenme sıcaklığı veya birinci pik sıcaklığı için Arrhenius denklemiyle elde edilen doğru grafiği

$\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$ alaşımasının Şekil 4.82(a)'daki DSC grafiğinde görülen ekzotermik piklerin hangi fazları temsil ettiğini öğrenmek amacıyla, alaşımlar aynı şekil üzerinde oklarla belirtilen sıcaklıklarda ısısal işleme tabi tutulup XRD analizleri yapılmıştır. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$ alaşımasının ısısal işlem öncesi ve sonrasındaki XRD grafikleri Şekil 4.82(b)'de görülmektedir. Alaşım, birinci pik öncesinde, 473 K' de ısısal işleme tabi tutulduğunda amorf yapının bozunmadığı görülmektedir. Ancak alaşım, birinci ekzotermik pikin başlangıç ve bitiş sıcaklıklarına yakın yerlerde (473 K ve 555 K) ısısal işleme tabi tutulduğunda, başlangıçtaki amorf yapı içerisinde fcc-Al fazının oluştuğu görülmektedir (primer kristallenme). Bu sıcaklıklarda fcc-Al (111) fazının Scherrer analizi sonucunda parçacık boyutlarının 18 ve 20 nm olduğu tespit edilmiştir. Alaşım, ikinci ve üçüncü pik arasındaki sıcaklığa (640 K) ve üçüncü pik sonrası sıcaklığa (723 K) ısıtıldığında ise, 608 K' deki amorf fazın Al_9Co_2 , Al_3Y ve Al_3Ni_5 intermetalik fazlarına dönüştüğü görülmektedir. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$ alaşımasının faz dönüşüm mekanizması özetle şu şekildedir:

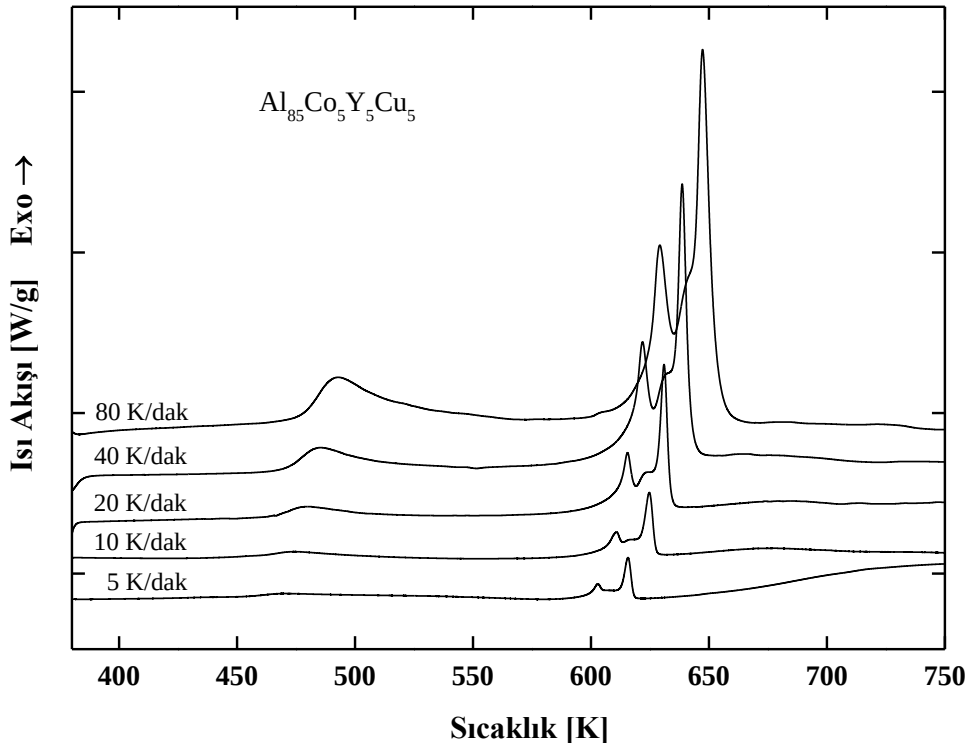




Şekil 4.82. (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Ni}_5$ alaşımlarının 20 K/dak sürekli ısıtma hızında elde edilen DSC grafiği, (b) 473-723 K aralığında uygulanan ısısal işlem öncesi ve sonrasındaki XRD grafikleri

4.2.2.2.2. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ alaşımı

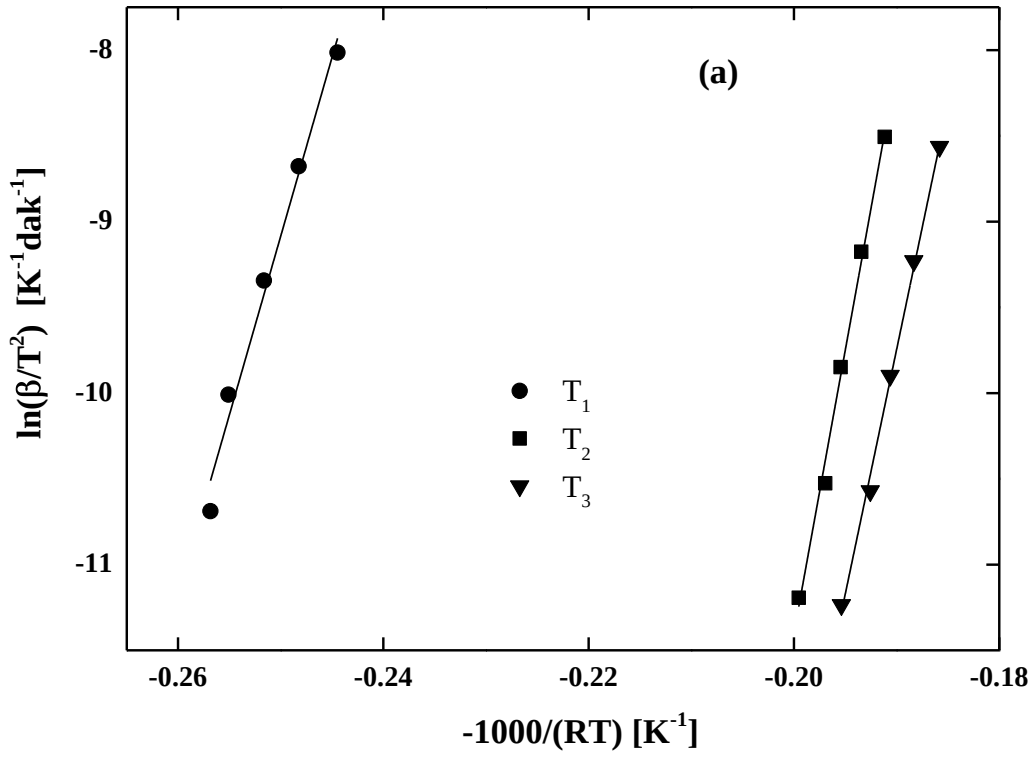
$\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ alaşımının 5-80 K/dak ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri Şekil 4.83’ de görölmektedir. Isıtma oranına bağlı olarak elde edilen ekzotermik pik sıcaklıkları Çizelge 4.33’ de gösterilmiştir. Bu değerler kullanılarak her pik için gerekli olan aktivasyon enerjileri hesaplanmıştır. Şekil 4.84’ de hesaplamalarda kullanılan metotlar yardımıyla çizilen doğru grafikleri görölmektedir. Bu doğruların eğimlerinden elde edilen sonuçlar, Çizelge 4.34’ de verilmiştir. Her üç metotta hesaplanan $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ alaşımının E_x değerleri (208, 212, 216 kJ/mol), $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Cu}_2$ alaşımının E_x değerlerinden (410, 415, 420 kJ/mol) düşük çıkmıştır. Bunun nedeni, $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ alaşımının ilk kristallenme ve pik sıcaklığının daha düşük olmasıdır. Ayrıca Şekil 4.85’ de $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ alaşımında çekirdeklenmenin zaten var olduğu, sadece büyüme işleminin kristallenmeyle meydana geldiği anlaşılmaktadır. Bu durum, alaşımın amorf yapıdan kristal hale dönüşebilmesi için daha düşük enerjiler gerektiğini belirtmektedir.

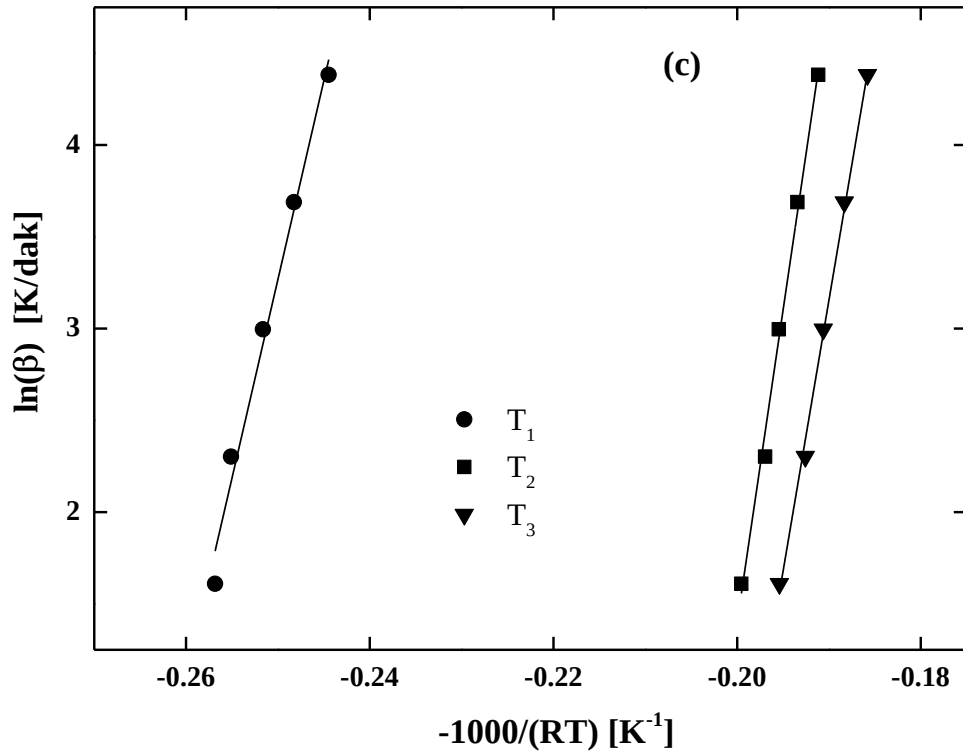
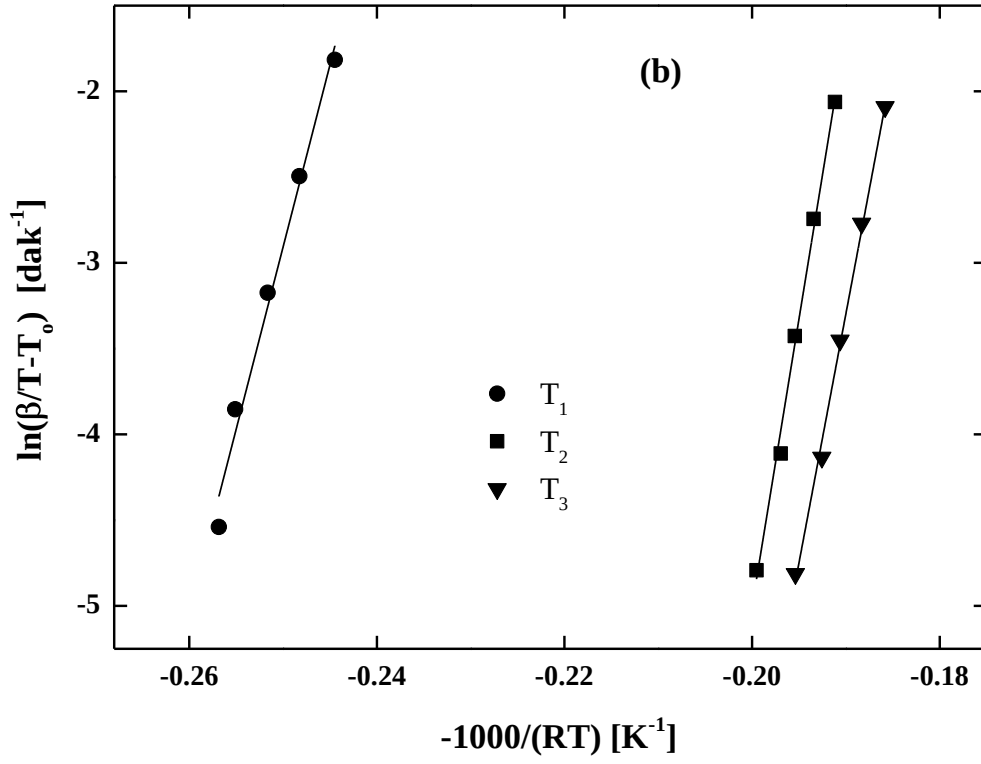


Şekil 4.83. Hızlı katılaştırma ile üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ alaşımının 5-80 K/dak ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri

Çizelge 4.33. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ alaşımının farklı ısıtma hızlarında (β) elde edilen ekzotermik pik sıcaklıkları (T_1 , T_2 , T_3)

β (K/dak)	T_1 (K)	T_2 (K)	T_3 (K)
5	468.3	602.8	615.6
10	471.5	610.7	624.6
20	478	615.4	631
40	484.5	621.8	638.7
80	492	629.2	647.3



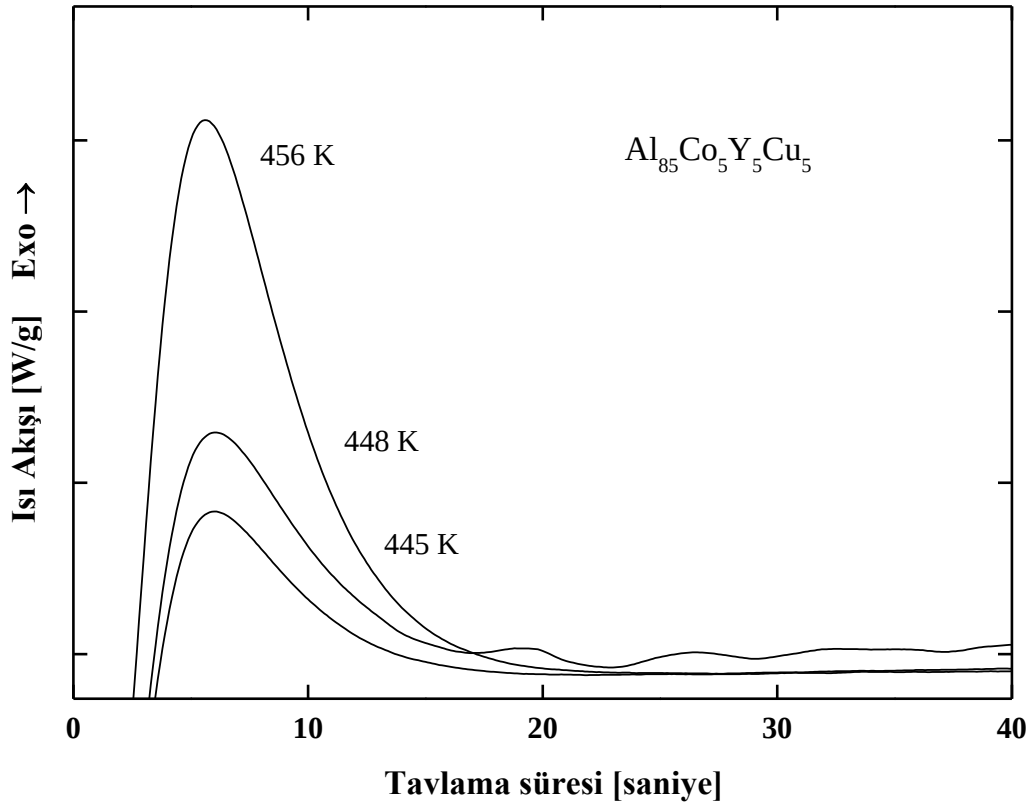


Şekil 4.84. Al₈₅Co₅Y₅Cu₅ alaşıminin pik sıcaklıkları (T₁, T₂, T₃) için çizilen (a) Kissinger, (b) Augis-Bennett ve (c) Ozawa doğruları

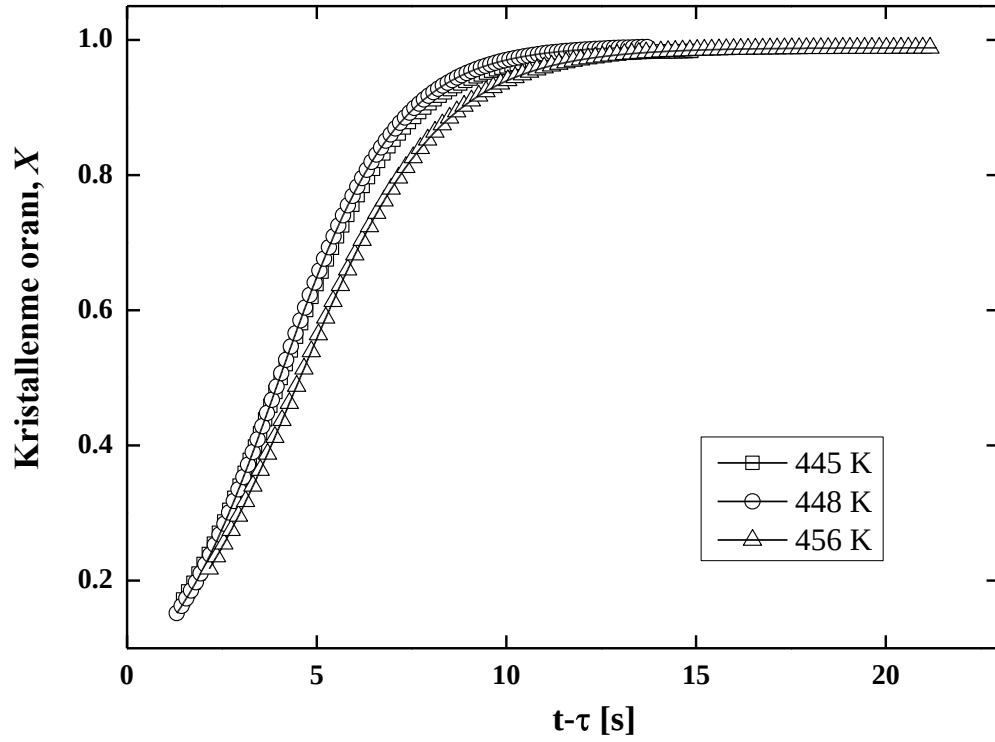
Çizelge 4.34. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ alaşımının farklı metotlarla hesaplanan aktivasyon enerjileri

Metot	E_1 (kJ/mol)	E_2 (kJ/mol)	E_3 (kJ/mol)
Kissinger	208 ± 14	330 ± 14	285 ± 8
Augis-Bennett	212 ± 14	335 ± 14	290 ± 8
Ozawa	216 ± 14	340 ± 14	295 ± 8

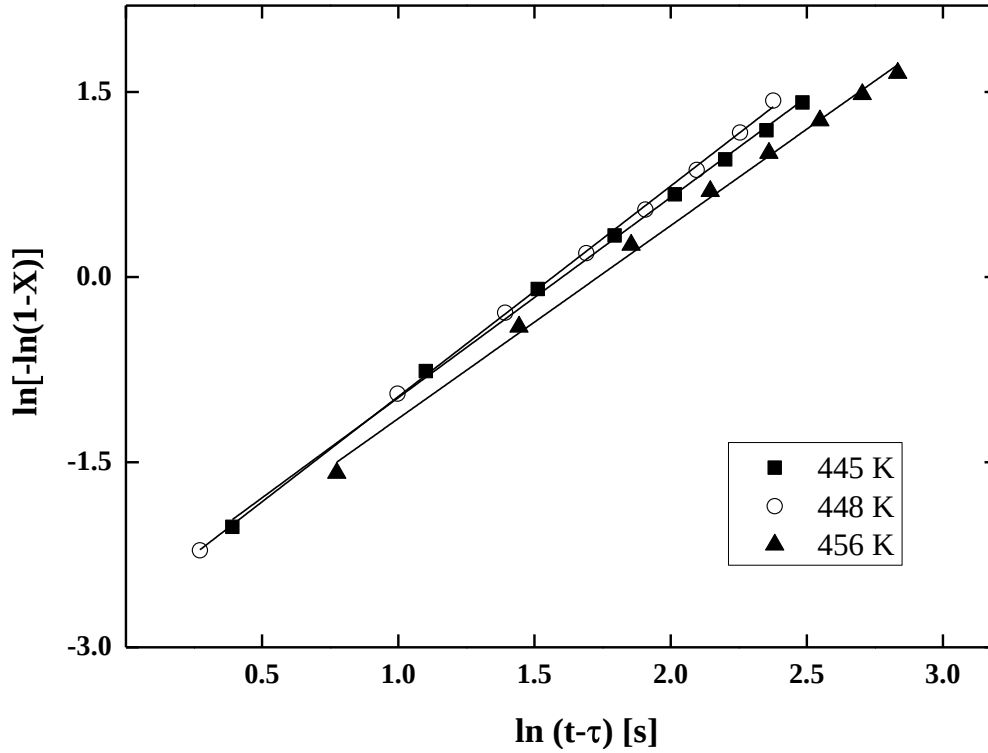
İzotermal ısıtma çalışmaları için 445, 448 ve 456 K sıcaklıkları, birinci ekzotermik reaksiyonlara yakın seçilmiştir. Şekil 4.85’ de farklı sıcaklıklarda izotermal olarak tavlanan $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ alaşımının DSC grafikleri görülmektedir. Birinci ekzotermik için yapılan izotermal DSC sonuçlarında, Şekil 4.85’ de görüldüğü gibi herhangi bir kuluçka süresi meydana gelmemiştir. Benzer sonuç Al-Ni-Y ve Al-Ni-Y-Si alaşım sistemlerinde de gözlenmiştir [124]. İzotermal DSC analizi sırasında kuluçka süresinin meydana gelmemesi, amorf faz içerisinde var olan çekirdeklenmelerden büyüme işleminin gerçekleştiğini belirtmektedir. Bu yüzden, $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ alaşımının faz dönüşümü sadece büyüme işlemiyle meydana gelmektedir. Şekil 4.87’ deki JMA doğrularının eğimlerinden ortalama Avrami sabiti $n = 1.6$ olarak bulunmuştur. Bu sonuç, fcc-Al nanokristallerin tek boyutta difüzyon kontrollü büyüme ile meydana geldiğini göstermektedir.



Şekil 4.85. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ alaşımının farklı tavlama sıcaklıklarındaki izotermal DSC grafikleri



Şekil 4.86. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ alaşımının kristallenme oranı ile farklı sıcaklıklardaki tavlama süresi arasındaki ilişki



Şekil 4.87. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ alaşıımının farklı tavlama sıcaklıklarındaki kristallenmeleri için çizilen JMA doğruları

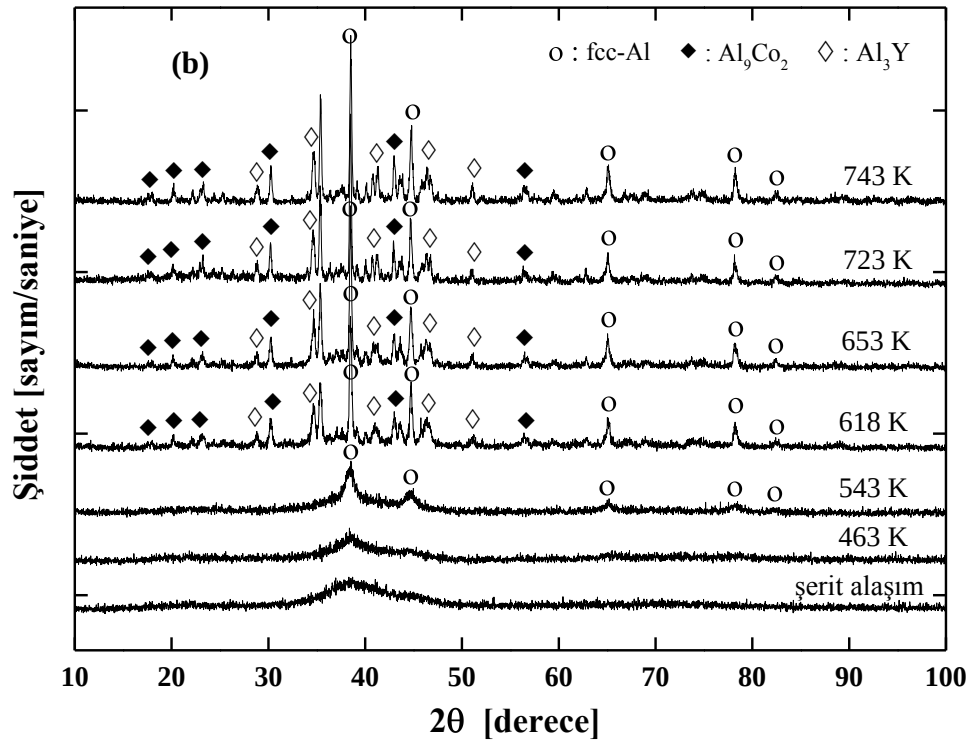
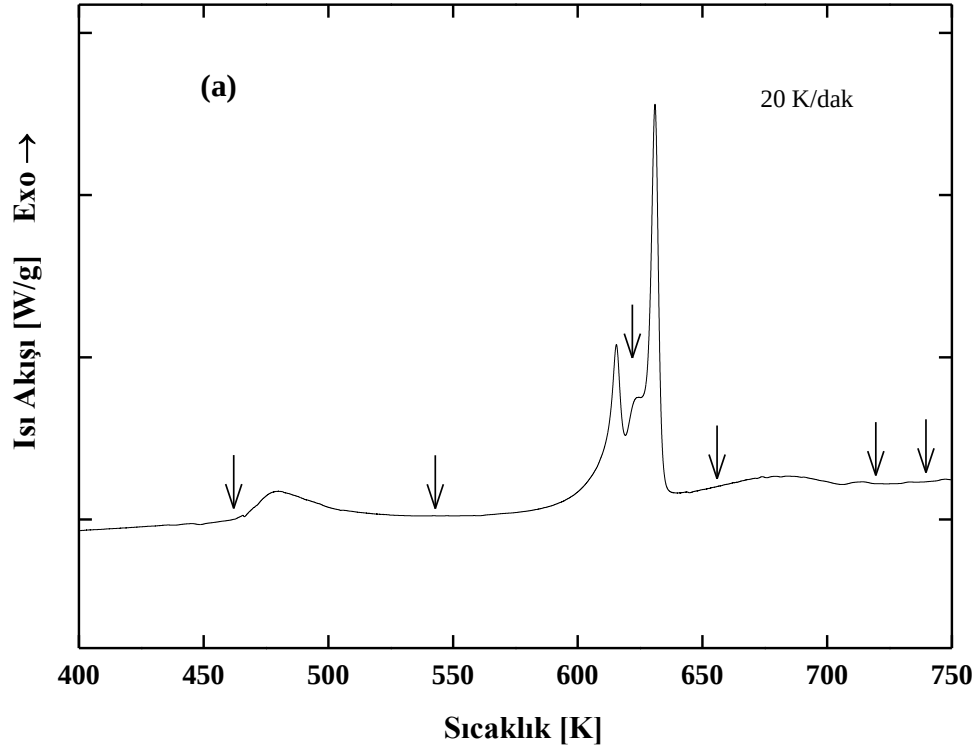
Çizelge 4.35. $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8\text{Cu}_5$ alaşıımının izotermal kinetik parametreleri

Tavlama Sıcaklığı, T (K)	445	447	456
Kuluçka süresi, τ (s)	3.5	3.5	3.4
Avrami sabiti, n	1.6	1.7	1.5

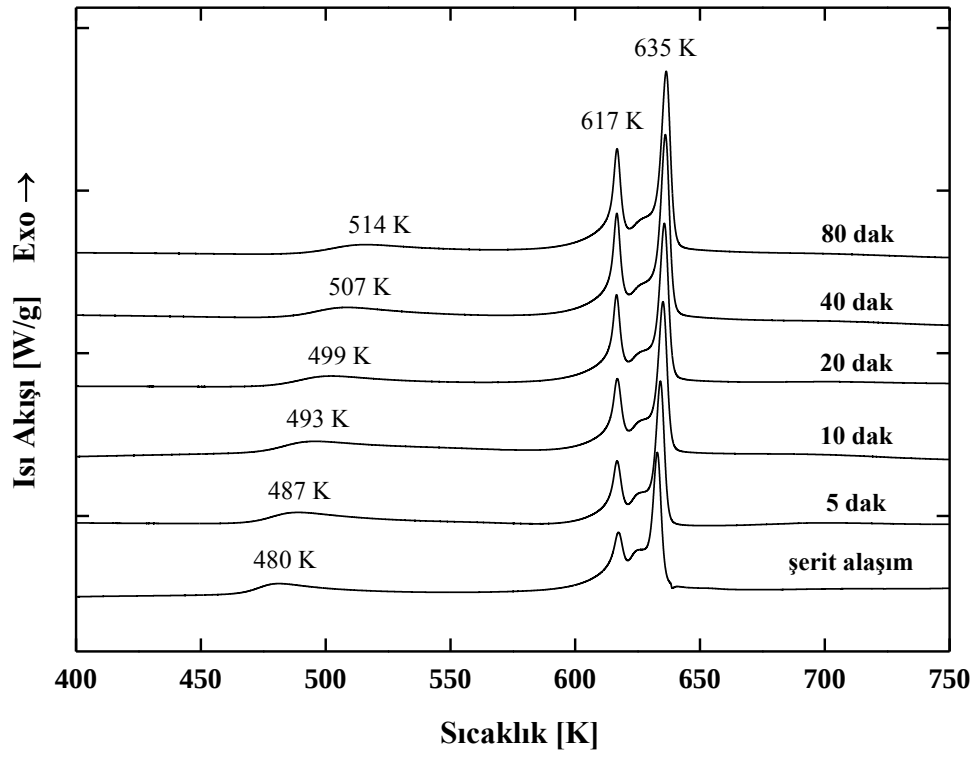
$\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8\text{Cu}_5$ alaşıımının Şekil 4.88(a)'daki DSC analizinde gözlenen ekzotermik piklerin hangi fazları temsil ettiğini ve ısıtma işleminden sonra oluşan faz dönüşümlerini belirleyebilmek için alaşım belirli sıcaklıklarda ısıtıldıktan sonra XRD ile incelenmiştir. Şekil 4.88(b)'de alaşıımının ısısal işlem sonrası XRD sonuçları görülmektedir. Birinci ekzotermik pik sıcaklığının hemen öncesinde (463 K) ısısal işlem uygulanan alaşıımın XRD sonucu, oda sıcaklığındaki durumuyla aynıdır. Aynı alaşım, birinci pik sonrasındaki sıcaklık olan 543 K' e ısıtıldığında başlangıçtaki amorf fazın bir kısmının fcc-Al fazına dönüştüğü görülmektedir. Bu faz dönüşümü, primer kristallenme olarak bilinmektedir. Bu aşamadaki fcc-Al (111) fazına ait parçacıkların boyutu yaklaşık olarak 22 nm olarak hesaplanmıştır. Alaşım, ikinci ve üçüncü ekzotermik piklerin arasındaki sıcaklığa yani 618 K' e ısıtıldığında, alaşıımın XRD sonucunda fcc-Al, Al_9Co_2 ve Al_3Y fazlarına ait pikler

görülmektedir. Artan ısısal işlem sıcaklığıyla beraber bu fazlar alaşımin yapısında sabit kalmıştır. Bu sonuçlardan, ilk ekzotermik pikin fcc-Al fazının olumunu, ikinci ve üçüncü ekzotermik piklerin ise, Al_9Co_2 ve Al_3Y fazlarının oluşumunu temsil ettiği anlaşılmaktadır.

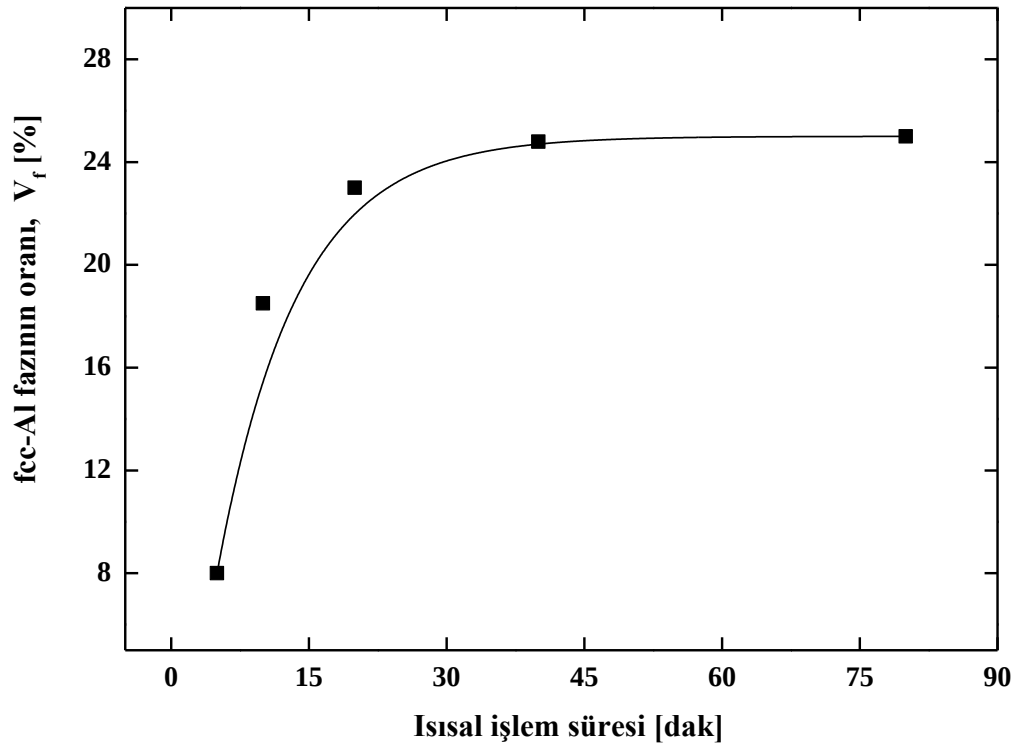
Şekil 4.89, 460 K' de 5-80 dak. arasında değişen belirli sürelerde ısısal işleme tabi tutulmuş $Al_{85}Co_7Y_8Cu_5$ şerit alaşıminin sürekli ısıtma ile elde edilen DSC grafiğini göstermektedir. Isısal işleme tabi tutulmuş bütün numuneler, üç ekzotermik pik göstermektedir. Artan ısısal işlem süresiyle beraber, yayvan bir şekilde görülen birinci ekzotermik pik daha yüksek sıcaklıklara kaymaktadır ve pik alanı giderek azalmaktadır. Bu durum, kristallenme sonucu geriye kalan amorf fazın termal kararlılığının artmasıyla ilgilidir. Bununla beraber, ikinci ve üçüncü ekzotermik pikler, ısısal işlemde etkilenmemiştir. Amorf fazın birinci kristallenme sıcaklığı sonucunda fcc-Al fazının oluşumu, mikroyapı içerisinde çözünen atomların amorf faz etrafına itilmesine neden olmuştur. Böylece amorf faz etrafındaki çözünen madde konsantrasyonu artmış ve bu durum numunenin termal kararlılığını arttırmıştır. fcc-Al kristallerinin oranı, DSC analizi ile hesaplanabilir veya doğrudan TEM (geçirimli elektron mikroskobu) fotoğrafıyla tespit edilebilir. Bu çalışmada fcc-Al fazının oranı, amorf alaşımların DSC analizinde ısısal işlemi boyunca entalpi değişiminden hesaplanmıştır (Denklem 4.8). Bu ölçümler kullanılarak, birinci kristallenme safhasının izotermal kinetiği incelenmiş ve fcc-Al fazının oranı 460 K' de ısısal işlem süresine bağlı olarak Şekil 4.90' da gösterilmiştir. Isısal işlem süresi arttıkça fcc-Al fazının oranı artmaktadır. Yaklaşık 20 dak kadarki başlangıç safhasında fcc-Al fazının oranı ısısal işlem süresiyle beraber lineer bir biçimde artmıştır. Bu süreden sonra, artış oranı azalmış ve yaklaşık 45 dak sonrasında bu artış durmuştur. Bu değişim şu şekilde anlaşılabilir: ısısal işlemin başlangıç safhasında fcc-Al parçacıkları oluşur ve büyür. fcc-Al parçacıklarının büyümesiyle, geriye kalan amorf matriks gittikçe kristallenmeye karşı dirençli hale gelir. Bu yüzden sonraki safhalarda yani ileriki kristallenmeler, sıcaklık artışı olmadan oldukça zordur. Dolayısıyla fcc-Al fazının oluşum oranı, ısısal işlem süresiyle birlikte azalmış ve neredeyse durmuştur.



Şekil 4.88. (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Cu}_5$ alaışımının 20 K/dak sürekli ısıtma hızında elde edilen DSC grafiği, (b) 463-743 K aralığında uygulanan ısısal işlem öncesi ve sonrasındaki XRD grafikleri



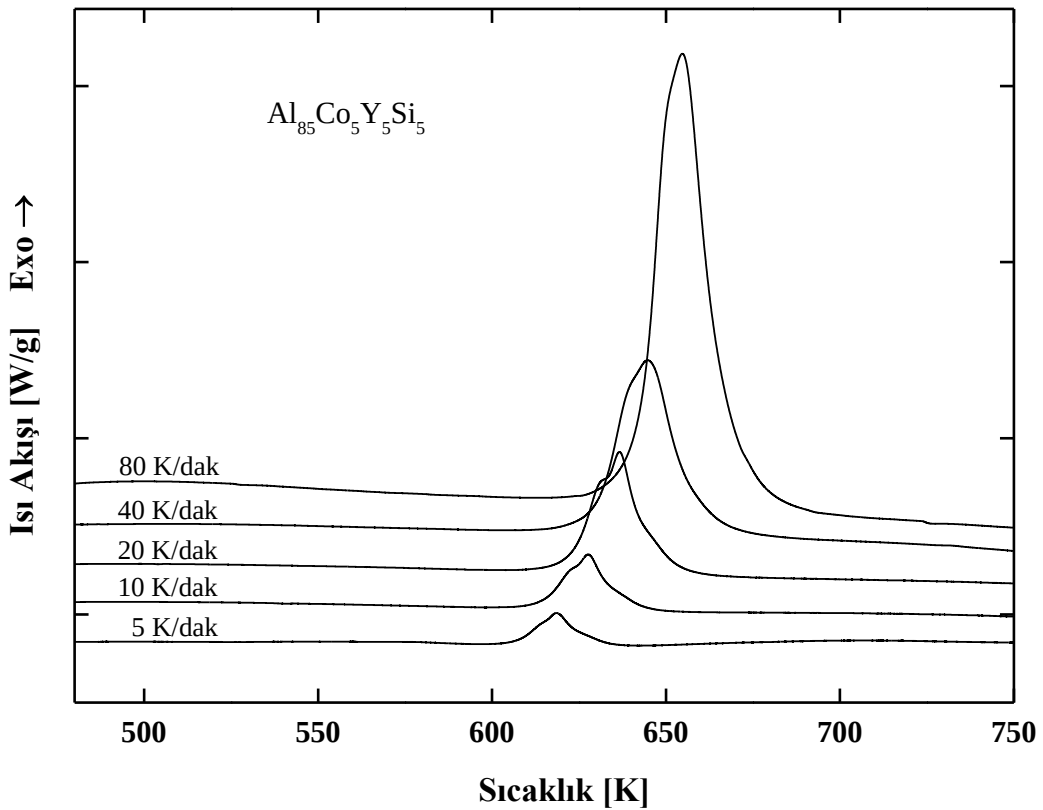
Şekil 4.89. 460 K’ de çeşitli sürelerde ısısal işleme tabi tutulan $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8\text{Cu}_5$ şerit alaşımının DSC grafiği



Şekil 4.90. 460 K’ de ısısal işlem süresine bağlı olarak fcc-Al fazının oranı

4.2.2.2.3. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$ alaşımı

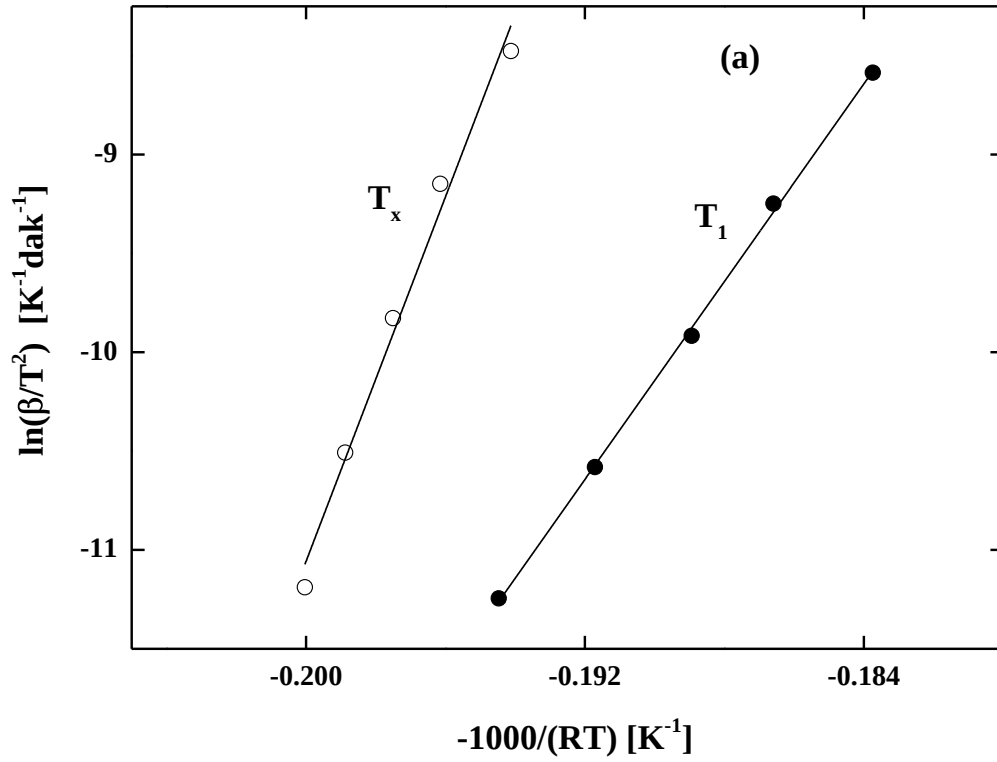
Önceki alaşımaların DSC analizlerine benzer olarak $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$ alaşımının 5-80 K/dak ısıtma hızlarındaki DSC grafikleri Şekil 4.91’ de görölmektedir. Çizelge 4.36’ daki ısıtma oranına baēlı olarak elde edilen kristallenme sıcaklığı (T_x) ve ekzotermik pik sıcaklığı (T_1) deēerleri kullanılarak ilgili aktivasyon enerjileri hesaplanmıştır. Bunun için Kissinger, Augis-Bennett ve Ozawa metotları kullanılmıştır. Her üç metot için çizilen grafikler Şekil 4.92’ de görölmektedir. Her üç metotta E_x deēerleri (461, 466, 471 kJ/mol), E_1 ve E_2 deēerlerinden daha düşük bulunmuştur (Çizelge 4.37). Bu durum, amorf yapının kristallenmeye karşı yüksek termal kararlılıēa ve dirence sahip olduēunu göstermektedir. Ayrıca, $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$ alaşımının hesaplanan E_x deēerleri, $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Si}_2$ alaşımı için hesaplanan deēerlerden (407, 412, 417 kJ/mol) daha yüksek bulunmuştur. Bunun nedeni, Çizelge 4.13’ de ve Çizelge 4.37’ de göröldüēü gibi, $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$ alaşımının daha yüksek sıcaklıklarda kristallenmeye başlamasıdır.

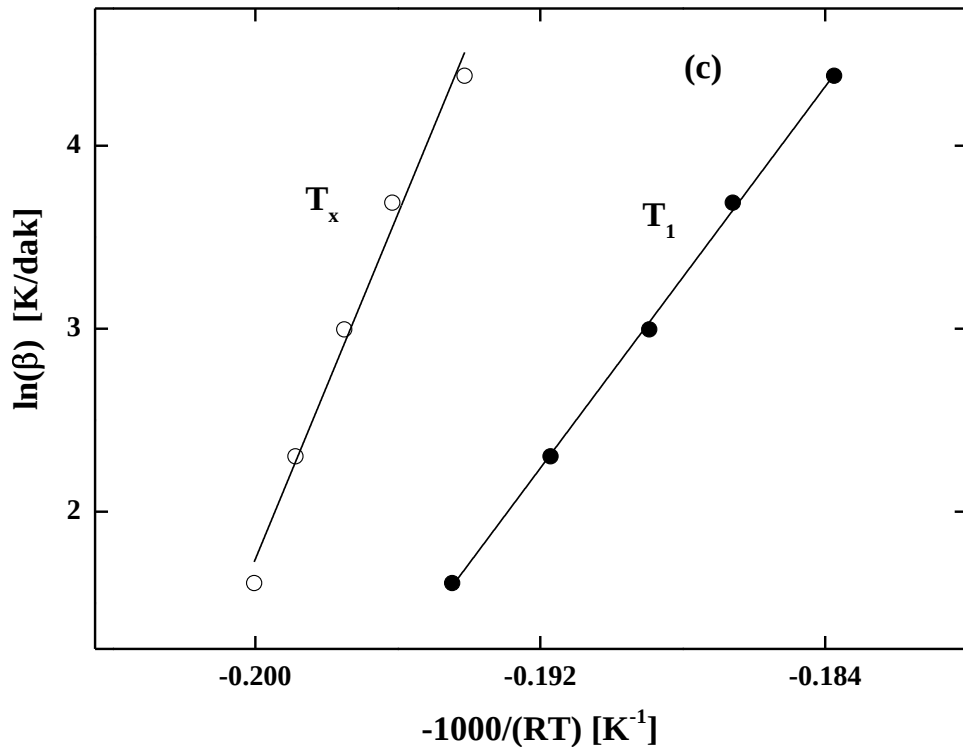
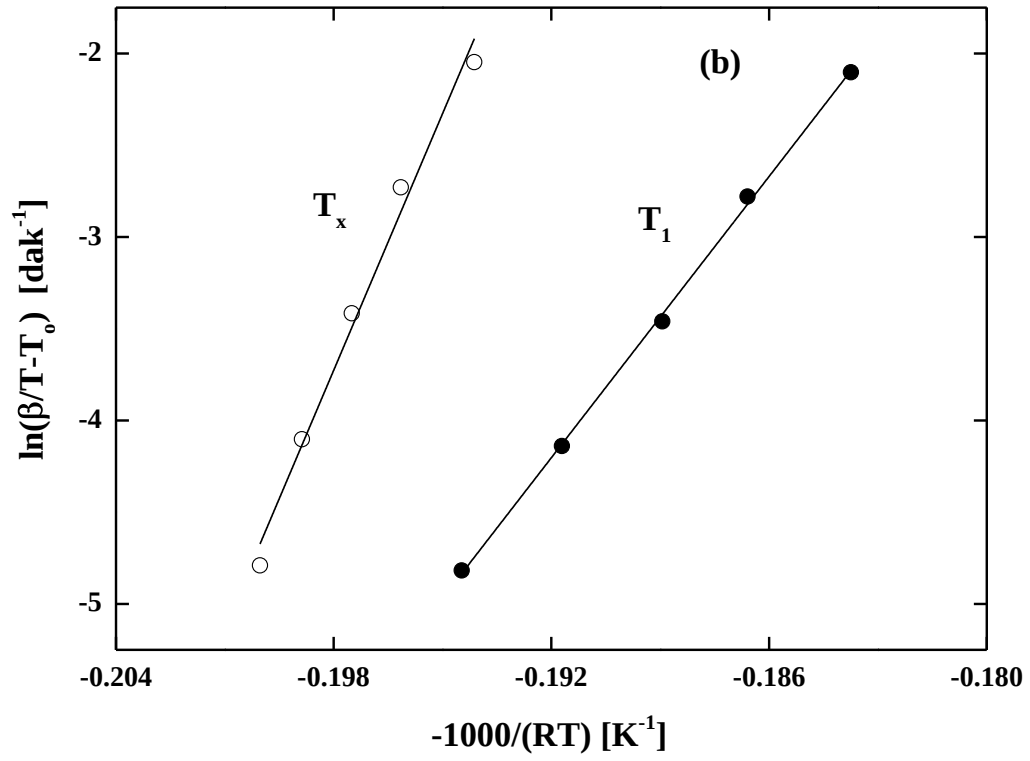


Şekil 4.91. Hızlı katılaştırma ile üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$ alaşımının 5-80 K/dak ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri

Çizelge 4.36. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$ alaşımanın farklı ısıtma hızlarında (β) elde edilen kristallenme sıcaklığı (T_x) ve ekzotermik pik sıcaklığı (T_1)

β (K/dak)	T_x (K)	T_1 (K)
5	601.3	618.5
10	604.8	627.4
20	609	636.6
40	613.2	644.6
80	619.6	654.6



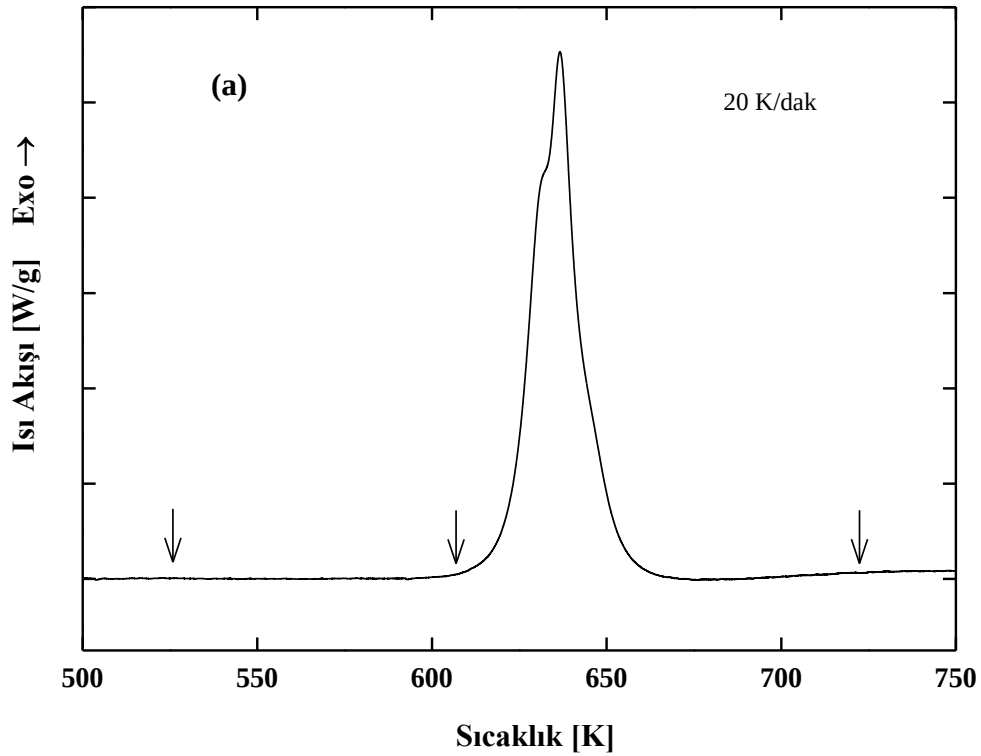


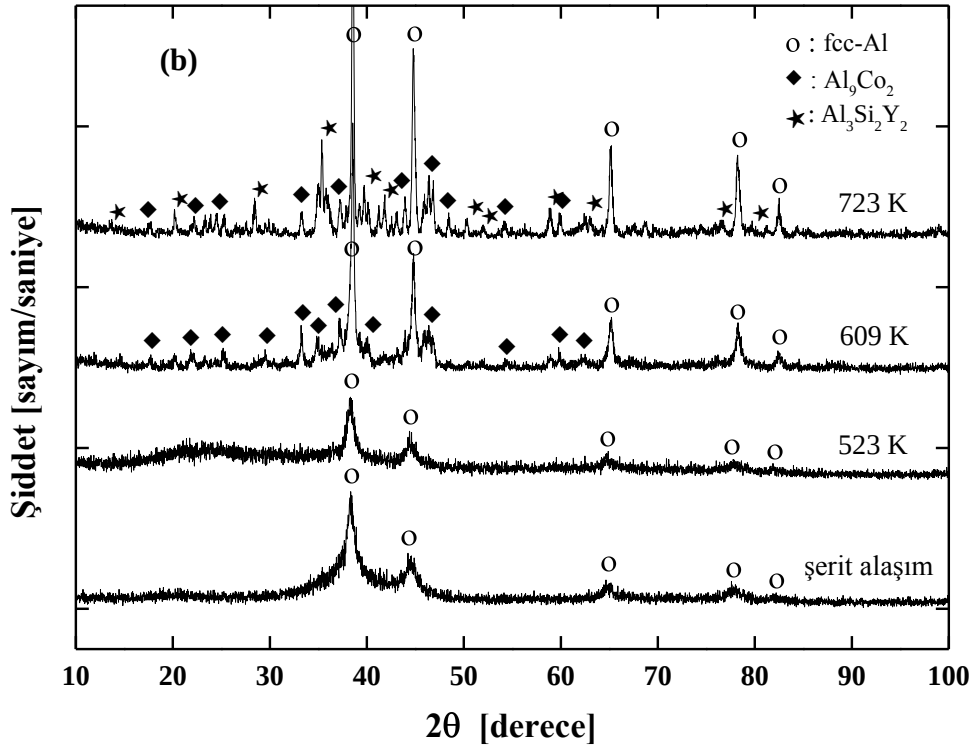
Şekil 4.92. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$ alaşıımının kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklığı (T_1) için çizilen (a) Kissinger, (b) Augis-Bennett ve (c) Ozawa doğruları

Çizelge 4.37. $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$ alaşıminin farklı metotlarla hesaplanan aktivasyon enerjileri

Metot	E_x (kJ/mol)	E_1 (kJ/mol)
Kissinger	461 ± 29	250 ± 4
Augis-Bennett	466 ± 29	255 ± 4
Ozawa	471 ± 29	260 ± 4

$\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$ alaşıminin DSC sonucunda görülen ekzotermik pikin hangi faza ait olduğunu ve ısısal işlem sonrasında XRD sonuçlarındaki faz dönüşümleri belirleyebilmek için alaşım, Şekil 4.93(a)' da oklarla gösterilen yerlerde ısısal işleme tabi tutulmuştur. Isısal işlem sonrası oluşan faz dönüşümleri, Şekil 4.93(b)' de görülmektedir. XRD sonuçlarından görüldüğü gibi, alaşımın mikroyapısında başlangıçta amorf fazla birlikte fcc-Al fazı bulunurken, alaşım ekzotermik pikin başlangıç sıcaklığına ısıtıldığında amorf faz kaybolarak yerine Al_9Co_2 fazı oluşmuştur. Isısal işlem sıcaklığı, ekzotermik pikin bitiş sıcaklığı yukarısına çıkarıldığında alaşımın XRD sonucunda fcc-Al, Al_9Co_2 ve $\text{Al}_3\text{Si}_2\text{Y}_2$ fazları görülmektedir.



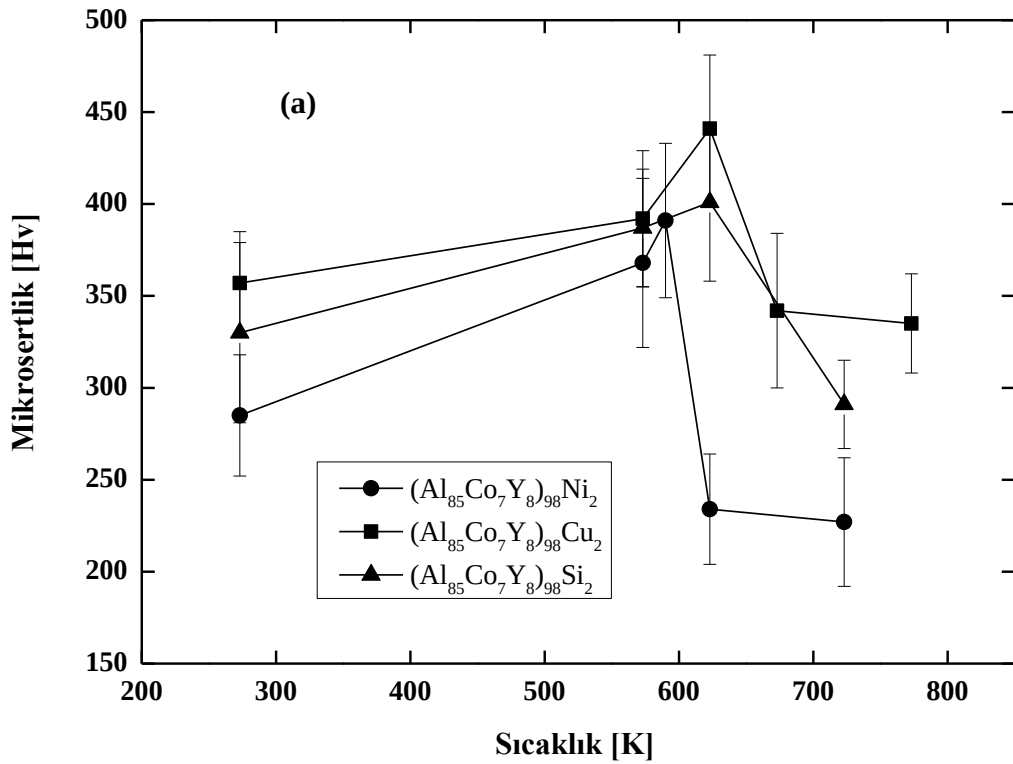


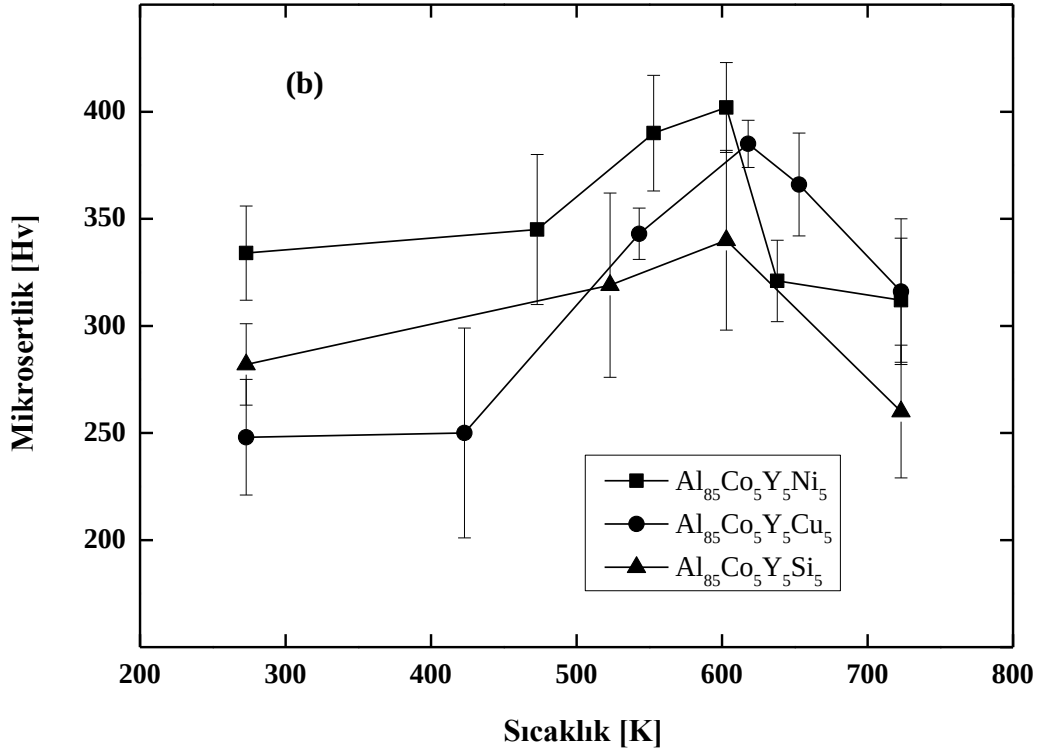
Şekil 4.93. (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{Si}_5$ alaşımının 20 K/dak sürekli ısıtma hızında elde edilen DSC grafiği, (b) 523-723 K aralığında uygulanan ısısal işlem öncesi ve sonrasındaki XRD grafikleri

4.2.2.3. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{TM}_2$ ve $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{TM}_5$ (TM = Ni, Cu, Si) alaşımlarının mekaniksel özellikleri

$(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{TM}_2$ ve $\text{Al}_{85}\text{Co}_5\text{Y}_5\text{TM}_5$ (TM = Ni, Cu, Si) alaşımlarının mikrosertlik ölçümleri, Şekil 4.94' de görüldüğü gibi oda sıcaklığından 770 K' e kadar çeşitli sıcaklıklarda 10' ar dakika ısıtma işlemi uygulanarak elde edilmiştir. Ayrıca sertlik değerleri, her bir numuneden yaklaşık 10 ölçümün ortalaması alınarak hesaplanmıştır. Şekil 4.94(a)' da görüldüğü gibi $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$, $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Cu}_2$ ve $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Si}_2$ alaşımlarının oda sıcaklığındaki değerleri sırasıyla, 285, 357 ve 330 Hv olarak bulunmuştur. Bu değerler, nanokristal parçacıkların amorf faz içerisinde oluşmaya başlamasıyla artmıştır. Bu artış, Şekil 4.94(a)' da 550-620 K arasında görülmektedir. Sıcaklığın artmasıyla birlikte birinci kristallenmenin tamamlandığı durumda, alaşımların sertlik değerlerinde artış görülmektedir. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$, $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Cu}_2$ ve $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Si}_2$ alaşımlarının bu durumdaki sertlik değerleri sırasıyla 391, 392 ve 401 Hv olarak ölçülmüştür. Daha sonra, artan sıcaklıkla beraber alaşımların mikroyapısı içerisindeki kristal yapı fazların artmasıyla sertlik değerlerine bir düşüş görülmektedir. Oda sıcaklığında 180° derece

bükülebilir ve esnek durumda bulunan alaşımlar, bu safhada oldukça kırılgan ve gevrek haldedir. Şekil 4.110(a)' da görüldüğü gibi benzer özellikler $Al_{85}Co_5Y_5TM_5$ ($TM = Ni, Cu, Si$) alaşımları için elde edilmiştir. $Al_{85}Co_5Y_5Ni_5$, $Al_{85}Co_5Y_5Cu_5$ ve $Al_{85}Co_5Y_5Si_5$ alaşımlarının oda sıcaklığındaki sertlik değerleri sırasıyla, 334, 248 ve 282 Hv olarak ölçülmüştür. İlk kristallenme sıcaklığından sonra amorf yapı içerisinde nanoyapılı fcc-Al fazının oluşmasıyla numunelerin sertlik değerleri artmıştır. Sıcaklığın artmasıyla, amorf yapı tamamen bozunmuş ve fcc-Al fazının yanında diğer kristal yapıli intermetalik fazlar oluşmuştur. Bu safhada, alaşımların sertlik değerlerinde düşüş meydana gelmiştir. Benzer sonuçlar, Rizzi ve ark.'nın $Al_{87}Ni_7MM_6$ ve $Al_{87}Ni_7MM_6Fe_1Zr_{0.5}Cu_{0.5}$ alaşımları için yapılan çalışmada [125] ve diğer araştırmacılar tarafından Al-Ni-La alaşımları için yapılan çalışmalarda elde edilmiştir [74, 75, 110, 126].





Şekil 4.94. (a) $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ (TM = Ni, Cu, Si) ve (b) $Al_{85}Co_5Y_5TM_5$ (TM = Ni, Cu, Si) şerit alaşımlarının farklı sıcaklıklardaki ısısal işleminden sonra ölçülen mikrosertlik değişimleri

4.3. Mekaniksel Alaşımlama İşlemi Sonuçları

Hızlı katılaştırma ile üretilen farklı kompozisyonlardaki Al-Co-Y üçlü alaşım sistemi içerisinde $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımı tamamen amorf yapıda üretilmiştir. Bununla birlikte, amorf ve nanokristal malzeme üretmek için kullanılan diğer önemli bir teknik olan mekaniksel alaşımlama tekniğiyle bu alaşımların özellikleri ve üretilmesi ile ilgili literatürde herhangi bir bilgi mevcut değildir. Bu nedenle, tez çalışmasındaki bir diğer amaç ise; $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımını mekaniksel alaşımlama tekniği ile amorf veya nanokristal yapıda üretmek ve özelliklerini incelemektir. Ayrıca bu alaşıma Si, Ni ve Nd gibi elementlerin etkisini anlamak için $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ (TM = Si, Ni, Nd) dörtlü alaşımları üretilmiştir. Sonuçlar, aynı alaşımların hızlı katılaştırma ile üretilmesine ilişkin sonuçlarla karşılaştırılmıştır.

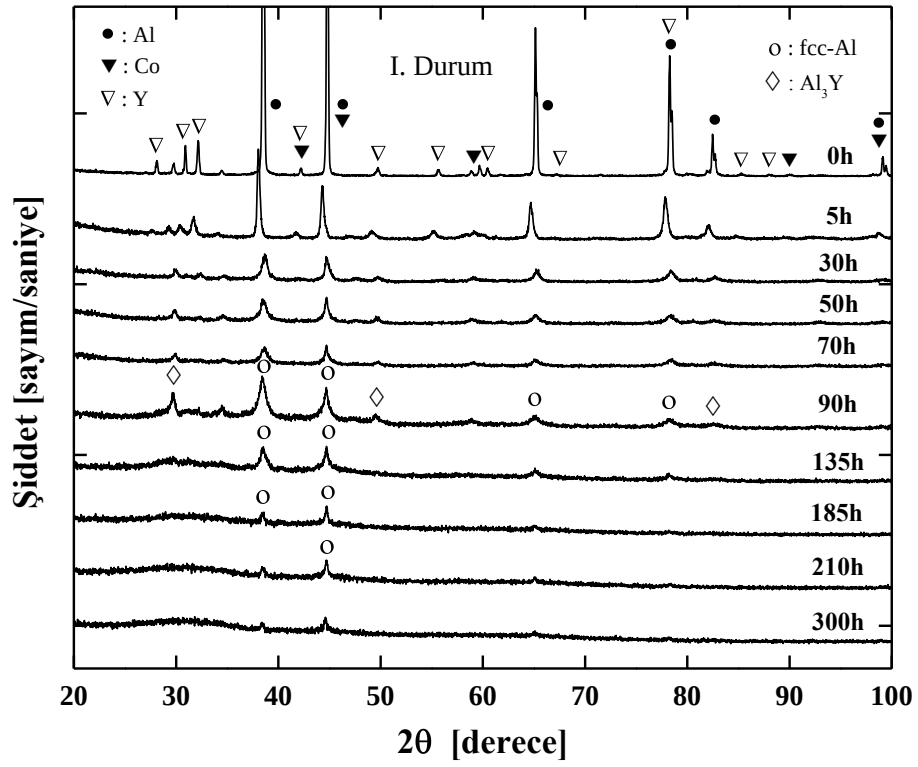
4.3.1. Al₈₅Co₇Y₈ alaşımı

Mekaniksel alaşımlama, karmaşık bir işlemdir ve bu yüzden elde edilmek istenen ürünün faz yapısını ve/veya mikroyapısını elde etmek için bazı parametrelerin en uygun şekilde ayarlanması ve kontrol altında tutulması gerekmektedir. Bu nedenle, bu çalışmada Al₈₅Co₇Y₈ alaşımını mekaniksel alaşımlama ile en uygun koşulda üretebilmek için kullanılan deneysel parametreler değiştirilerek, aynı alaşım dört farklı koşulda üretilmiştir. Bu parametreler, bir önceki bölümde Çizelge 3.5’ de verilmiştir. Öğütme işlemi tüm alaşımlar için, 150 devir/dak dönme hızında, 15 dakika çalışıp 15 dakika durmak koşulu ile programlanmıştır. Bu çalışmada öğütme hızı, önceki çalışmalara [17, 51, 55, 57, 62] benzer olarak düşük tutulmuştur. Çünkü öğütme işleminde öğütücü hazneler ne kadar hızlı hareket ederse, metal tozlara aktarılan enerji o kadar fazla olur ve bu metal tozlar, öğütücü haznenin iç duvarlarına yapışır. Al-Co-Y üçlü alaşımında, Al elementi, diğer elementlerden (Co ve Y) daha hızlı bir şekilde öğütücü hazneye ve bilyelere yapışmaktadır. Dolayısıyla alaşım içerisinde istenen kompozisyon oranı, öğütme süresince değişmektedir. Ayrıca, uzun öğütme sürelerinde hazne içerisinde sıcaklık artışı meydana gelmektedir ve bu durum Al elementinin düşük erime sıcaklığından kaynaklanan kristallenmeye neden olmaktadır. Bu durumu engellemek için öğütme süresi tüm alaşımlar için 15 dakika çalışıp 15 dakika durmak koşuluyla sabit tutulmuştur. Bir diğer önemli parametre ise, bilye-toz oranıdır. Yüksek bilye-toz oranında bilyelerin ağırlık oranı artacağından birim zamandaki çarpışmalarının sayısı da artar ve böylece metal toz parçacıklarına daha fazla enerji aktarılır ve öğütme işlemi daha hızlı gerçekleşir. Ayrıca yüksek enerji sebebiyle daha fazla ısı açığa çıkacağından istenen alaşımın yapısı da değişebilir. Bu yüzden aynı alaşımda bilye-toz oranı değiştirilerek üretilen alaşımın mikroyapısına olan etkisi incelenmiştir. Bilye-toz oranı A1 ve A2 alaşımlarında 10:1 olarak belirlenirken, A2 ve A3 alaşımlarında 20:1 olarak belirlenmiştir. Mekaniksel alaşımlama işlemi sırasında ortaya çıkan en önemli problemlerden biri, alaşımı oluşturan elemental tozların, işlem sırasında hazneye veya bilyelere yapışmasıdır. Bu nedenle, öğütme işlemi sona erdikten sonra incelemeye hazır durumdaki tozların miktarı önemli ölçüde azalmakta ve hatta bazı durumlarda hiç kalmamaktadır. Bu sorunu kısmen de olsa çözmek için, öğütme işlemi başlangıcında hazneye elemental tozlarla birlikte bazı kimyasalların eklenmiştir. Bu duruma, işlem kontrol elemanı denilmektedir. Ancak, bazı durumlarda işlem kontrol elemanlarının kullanılması, alaşımı veya istenilen yapının oluşma mekanizmasını olumsuz yönde etkileyerek alaşımın oluşma sürecinin uzamasına

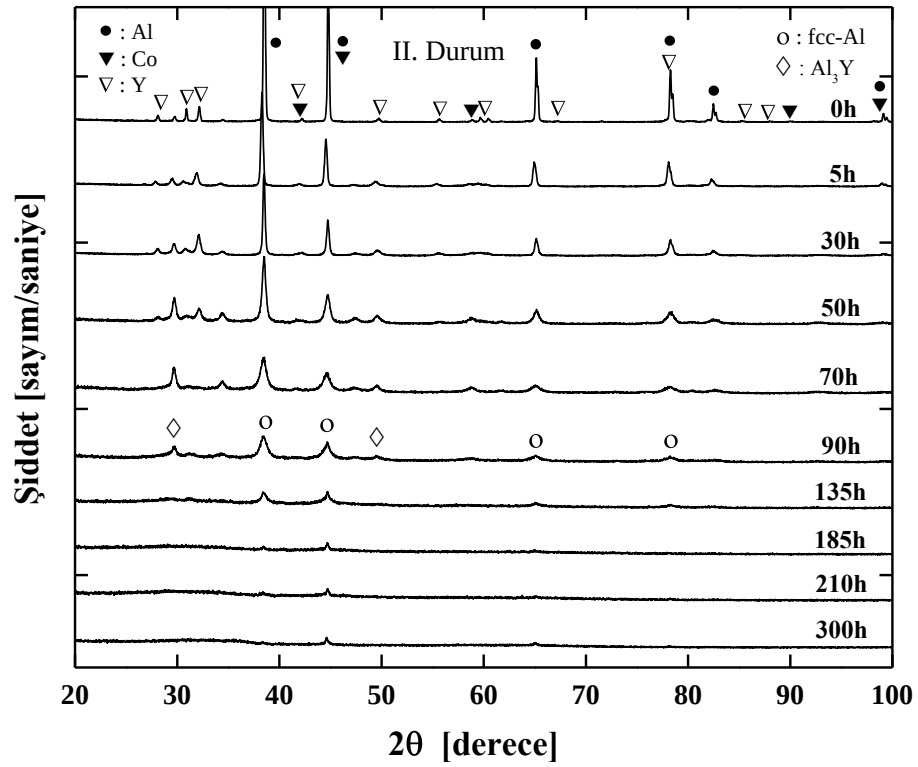
veya istenilen yapının oluşmamasına neden olmaktadır. Bu yüzden, öğütme işlemi sırasında A1 ve A3 alaşımlarında herhangi bir işlem kontrol elemanı (process control agent, PCA) kullanılmazken, A2 alaşımında hekzan ve A4 alaşımında ise toluen kullanılmıştır.

Mekaniksel alaşımlama tekniğiyle dört farklı koşulda üretilen $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımı A1, A2, A3 ve A4 olarak adlandırılmıştır. Bu alaşımların XRD grafikleri, sırasıyla Şekil 4.95, 4.96, 4.97 ve 4.98’ de görülmektedir. Bu alaşımlar, 300 saatlik öğütme işlemine tabi tutulmuş, belirli zaman aralıklarında cihazdan numuneler alınarak incelenmiştir. Her dört alaşımın XRD sonuçları incelendiğinde, hiçbir öğütme işlemine tabi tutulmayan başlangıç elemental tozlarına ait pikler (0 saat = 0 h), 5 saatlik mekaniksel alaşımlama işlemi sonunda fcc-Al veya $\alpha-Al(Co,Y)$ fazıyla beraber Al_3Y 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 $\alpha-Al$, yani aşırı doymuş Al-fazını oluşturduğunu ifade etmektedir. 5 saatlik öğütme sonunda fcc-Al fazıyla Al_3Y fazından yansıyan piklerin görülmesi, Co elementinin Y elementine oranla Al içerisinde daha hızlı ve tamamen çözündüğünü belirtmektedir. Ayrıca, alaşımı oluşturan elemental 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 küçülmeyi 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. $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımının dört farklı koşulda üretilmesi ile elde edilen sonuçların benzer olduğu görülmüştür. Burada bilye-toz oranı ve işlem kontrol elemanı parametreleri bu alaşımın mikroyapısını etkilememiştir. $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımının 300 saate kadar mekaniksel alaşımlama 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 mekaniksel öğütülmesi sonuçlarıyla uyum içerisinde [52, 56, 57, 61, 127-131]. Bu sonuçlar ışığında mekaniksel alaşımlama süresince oluşan reaksiyon mekanizmasını aşağıdaki şekilde özetleyebiliriz.

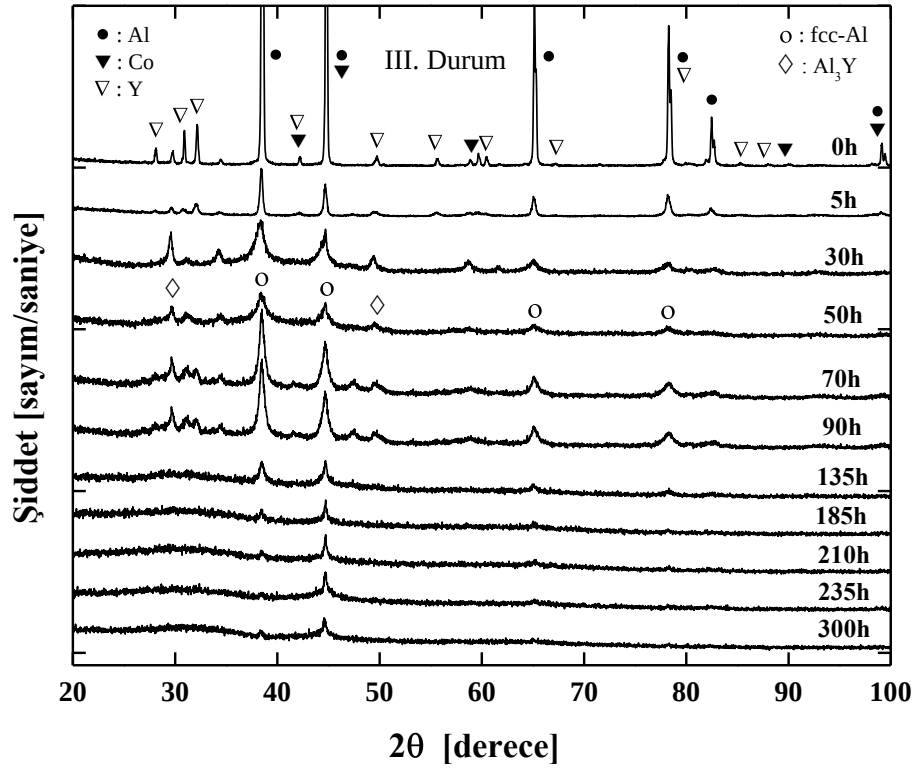




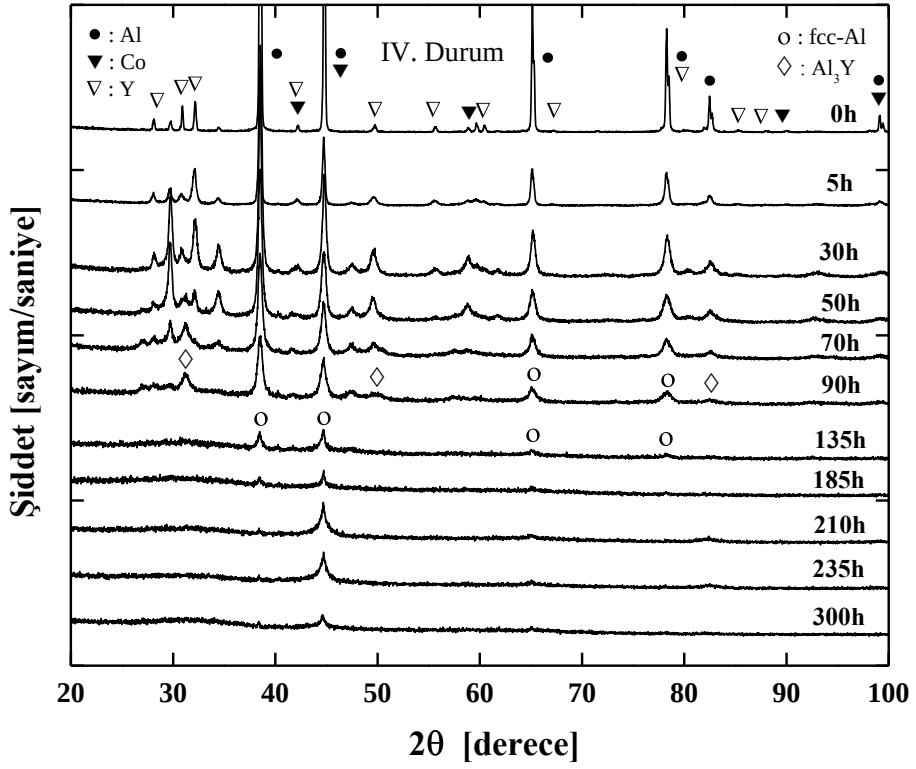
Şekil 4.95. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ (A1) alaşımlarının XRD grafiği



Şekil 4.96. Mekaniksel öğütme ile üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ (A2) alaşımlarının XRD grafiği

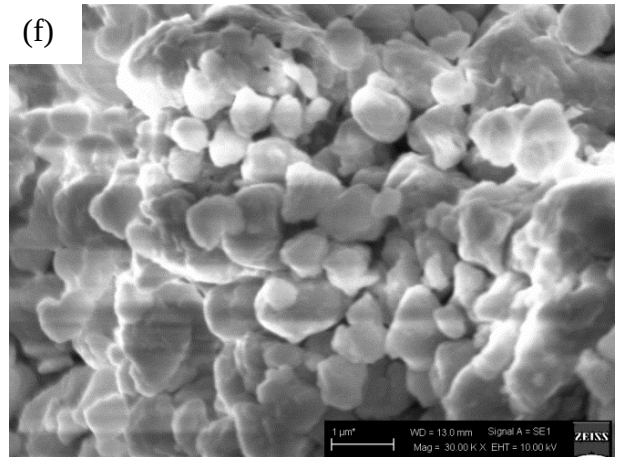
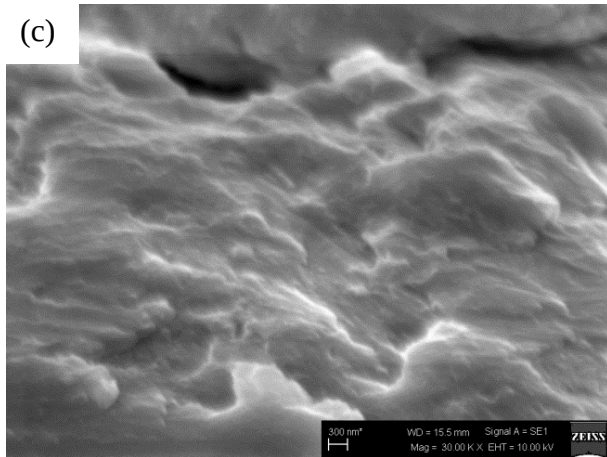
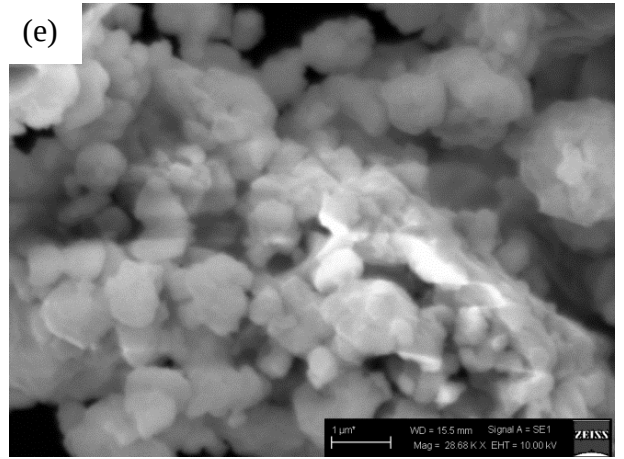
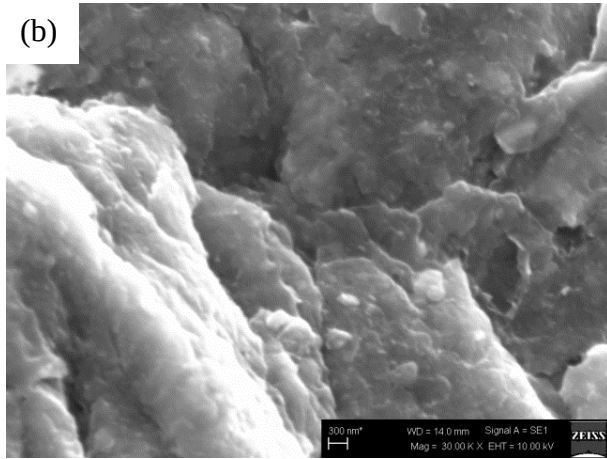
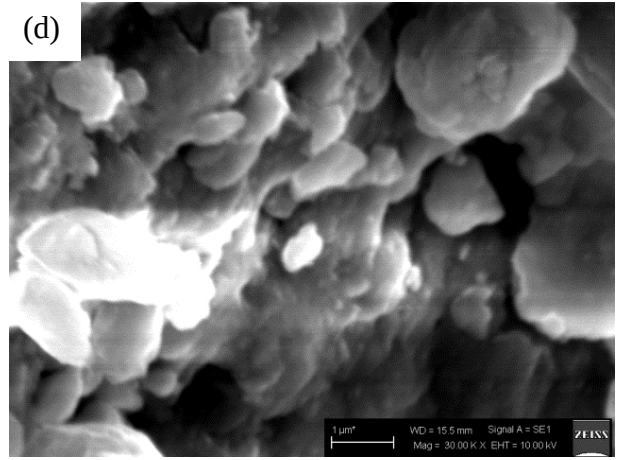
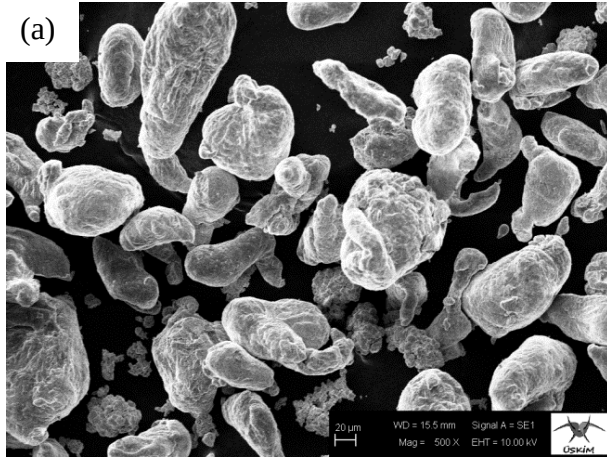


Şekil 4.97. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $Al_{85}Co_7Y_8$ (A3) alaışımının XRD grafiği



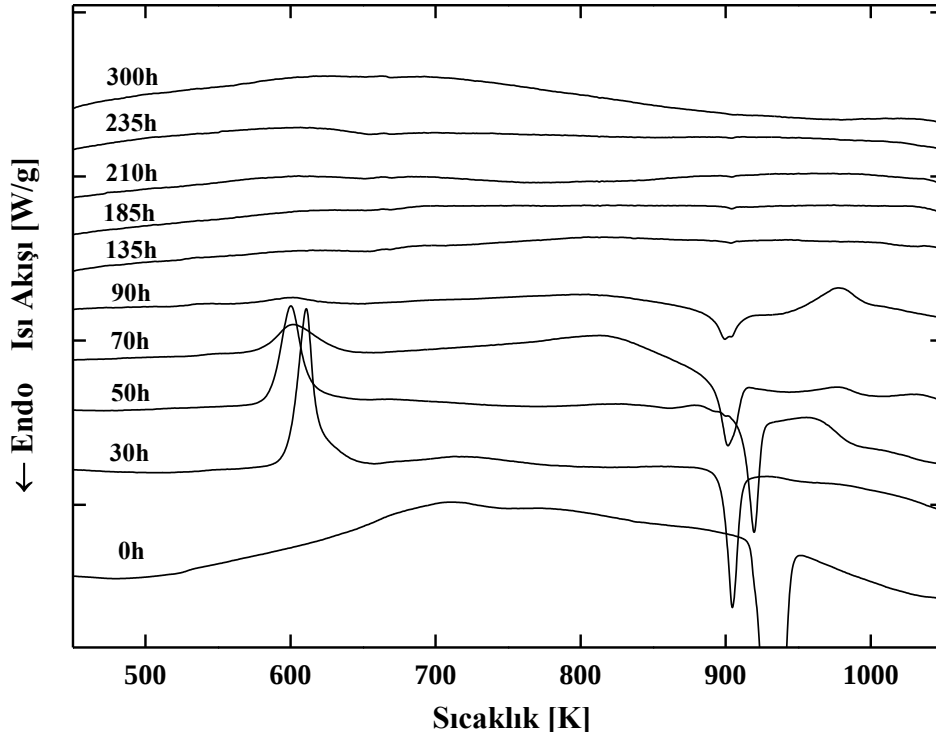
Şekil 4.98. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $Al_{85}Co_7Y_8$ (A4) alaışımının XRD grafiği

$\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımının mekaniksel alaşımlama işlemi sũresince morfolojik ȳzelliklerinde ve parçacık boyutlarında meydana gelen değişim SEM ile incelenmiştir. 300 saate kadar ȳęũtme işlemine tabi tutulan $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımının SEM fotoğrafları şekil 4.99' da gȳrũlmektedir. şekil 4.99(a)' da ȳęũtme işlemine tabi tutulmayan $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ tozlarının SEM fotoğrafında yaklaşık boyutları 40 μm olan Al, Co ve Y başlangıç elemental tozları gȳrũlmektedir. Daha sonra mekaniksel alaşımlama işlemine tabi tutulan bu elemental tozlar, birbirleri ile ve bilyelerle çarpışması sonucu deformasyona uğrarlar. şekil 4.99(b), şekil 4.99(c) ve şekil 4.99(d)' de bu tozların morfolojik yapılarının bozulduğu ve birbirlerine yapışarak kũmeleřmeye başladığı gȳrũlmektedir. Bu safhadaki ȳęũtme işlemi soğuk kaynaklanma (cold-welding) olarak tanımlanır [51, 52]. 5, 50 ve 90 saatlik ȳęũtme işleminden sonra oluşan alaşımların SEM fotoğraflarında, soğuk kaynaklanma işlemi açık bir şekilde gȳrũlmektedir. Soğuk kaynaklanma işleminin sonucunda, alaşımı oluşturan elemental tozların ara yũzeyleri kaybolmuştur ve kũmeleřen tozlarda belli bir ara-yũzey meydana getirmesiyle alaşım oluşmuştur. şekil 4.99(e) ve (f)' de gȳrũldũęũ ȳzere, ȳęũtme işleminin devam etmesi sonucu ortaya çıkan enerji ile toz parçacıkları kırılmış durumdadır. Bu durum kırılma, parçalanma (fracturing) olarak bilinmektedir [51, 52]. Bunun sonucunda, parçacıkların yapılarında belli bir azalma meydan gelmiştir. Bu azalma bir sũre devam etmiş olup, parçacık boyutu belirli bir kũũklũęe ulaşınca artık daha fazla kırılma olmadığından parçacıkların boyutları sabit kalmıştır. Bu sayede homojen bir yapı meydana gelmiştir.



Şekil 4.99. $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımının farklı öğütme zamanlarından sonraki SEM görüntüleri; (a) 0 saat, (b) 5 saat, (c) 50 saat, (d) 90 saat, (e) 210 saat ve (f) 300 saat

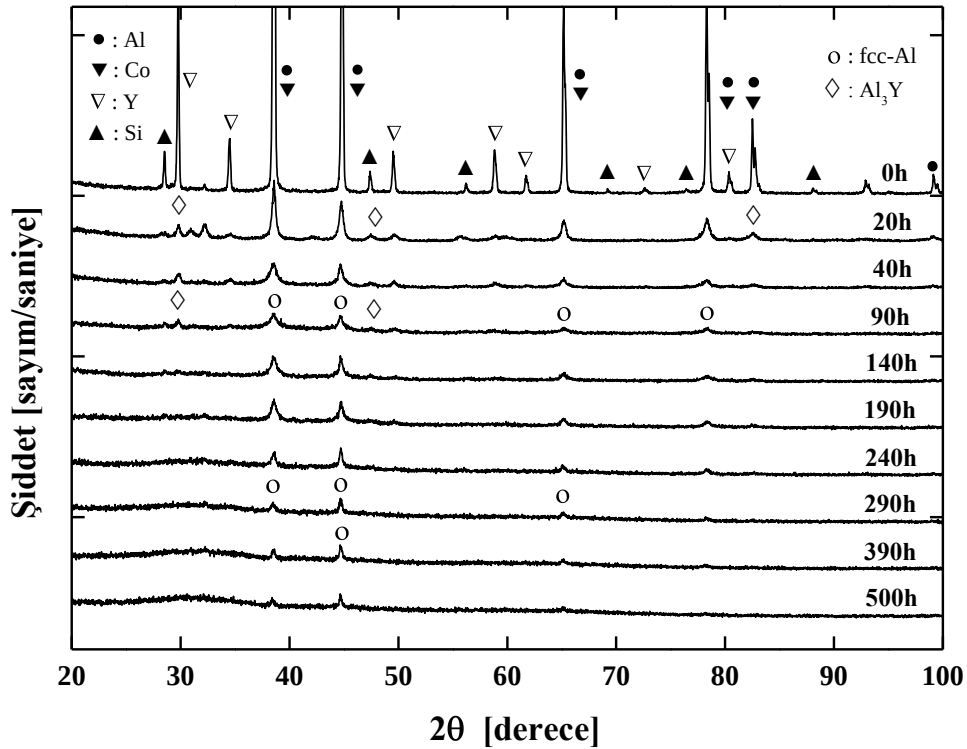
Mekaniksel alaşımlama ile farklı koşullarda üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımlarının faz dönüşümleri DTA ile incelenmiştir. A1, A2, A3 ve A4 alaşımlarının DTA sonuçları da XRD sonuçlarına paralel olarak birbirleriyle benzerlikler göstermektedir. Alaşımların DTA sonuçları, Şekil 4.100’ deki gibidir. Ayrıca bu grafiklere, hiçbir mekaniksel alaşımlama işlemine tabi tutulmayan (0 saat) $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ tozlarının DTA sonuçları da eklenmiştir. Şekil 4.100’ de görüldüğü gibi mekaniksel alaşımlama işlemine tabi tutulmayan $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımını oluşturan elemental tozlar, Al elementinin erimesini temsil eden 930 °C civarında bir endotermik pik göstermiştir. 30, 50, 70 ve 90 saatlik mekaniksel alaşımlama ile üretilen alaşımların DTA sonuçlarında, 560–640 K aralığında bir ekzotermik pik ve 900 K civarında bir endotermik pik gözlenmiştir. XRD sonuçları ile DSC sonuçlarının karşılaştırılması sonucu, 560–640 K aralığında gözlenen bu ekzotermik pikin, Al_3Y fazının oluşması sırasında ortaya çıktığı sonucuna varılmıştır. Daha uzun öğütme sürelerinde ise Al_3Y fazı, α -Al fazı içerisinde çözünerek, yapıdan kaybolmuştur. 900 °C civarında 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 ile 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 4.100. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımının DTA grafiği

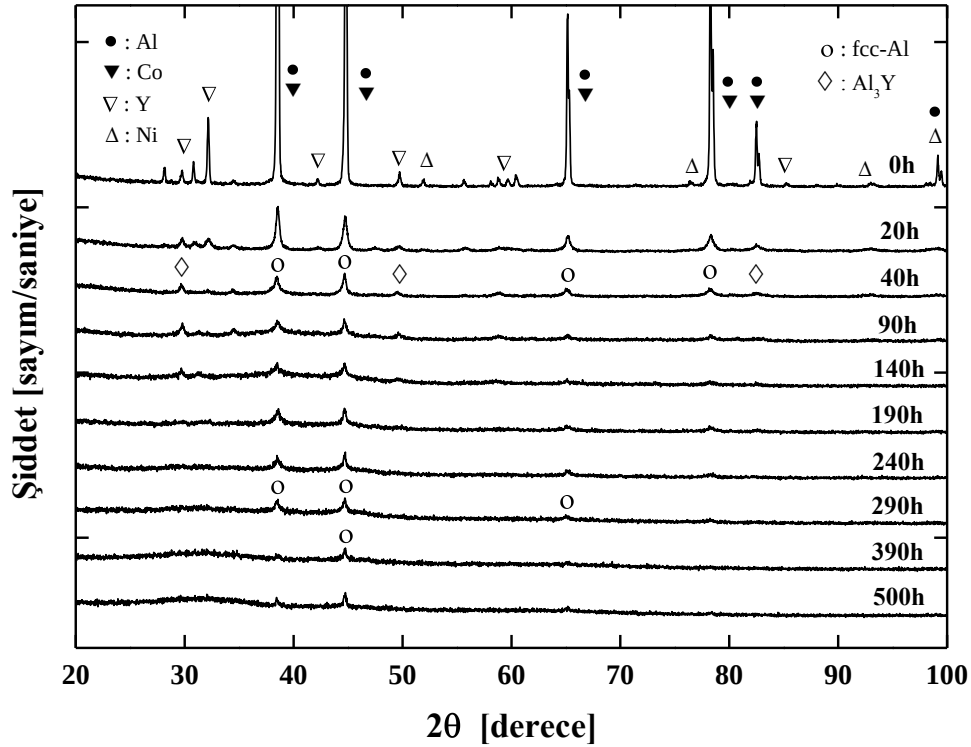
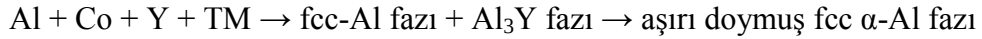
4.3.2. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ (TM = Si, Ni, Nd) alaşımları

$Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımının mekaniksel alaşımlama tekniği ile nanokristal yapıda üretilbileceği anlaşılmıştır. Bu nedenle, bu alaşıma Si, Ni ve Nd gibi elementlerin etkisini anlamak için $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ (TM = Si, Ni, Nd) dörütlü alaşımları üretilmiştir. Mekaniksel alaşımlama tekniği ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımının XRD grafiği şekil 4.101’ de verilmiştir. 0. saatte görülen, $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımını oluşturan elemental pikler, 5 saatlik mekaniksel alaşımlama işlemi sonunda, Al içerisinde Co, Si elementlerinin tamamı ve Y elementinin bir kısmı çözölmüş halde bulunur. Bundan dolayı, başlangıç elemental tozları, aşırı doymuş Al-fazıyla (fcc-Al, α -Al) beraber Al_3Y fazına dönüşmüştür. Al_3Y fazı, 190 saatlik öğütme sonuna kadar alaşımın yapısında görölmekte ve daha yüksek öğütme sürelerinde ise kaybolmaktadır. Bunun yanında, fcc-Al fazı, alaşımın tüm öğütme sürelerinde görölmekte ve 500 saatlik öğütme sonuna kadar yapıda nanoyapılı denge fazı olarak kalmaktadır.

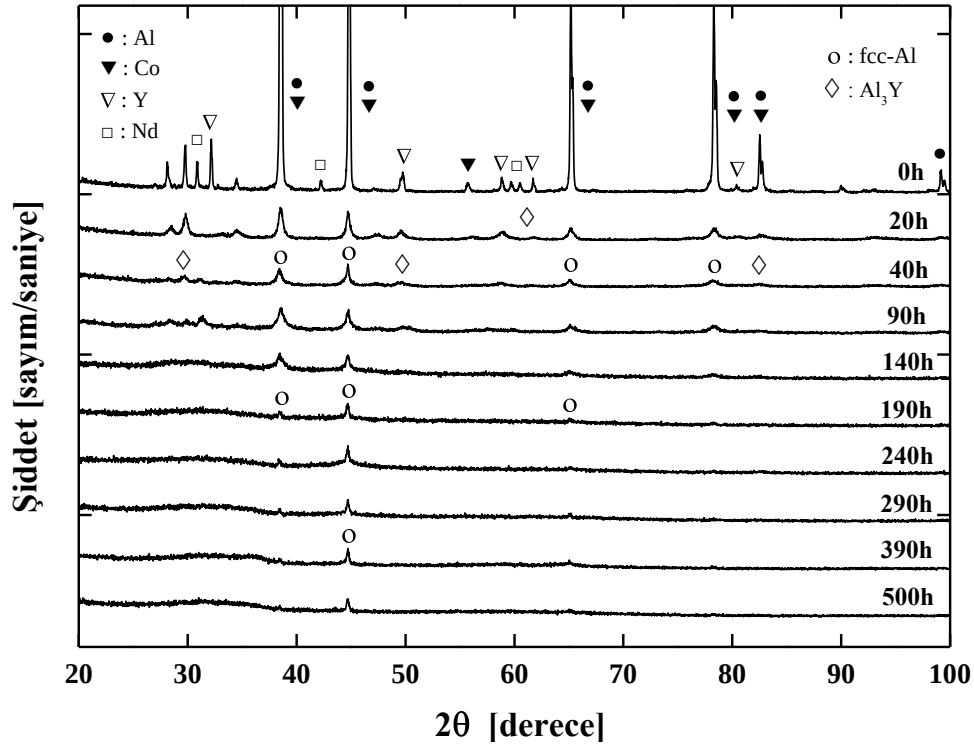


şekil 4.101. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımının XRD grafiği

Mekaniksel alaşımlama tekniği ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ ve $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Nd_2$ alaşımlarının XRD sonuçları, sırasıyla Şekil 4.102 ve Şekil 4.103’ de görülmektedir. Bu şekillerden de görüldüğü gibi mekaniksel alaşımlama ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ ve $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Nd_2$ alaşımlarında oluşan fazlar ve bu fazların oluşum sırası, $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımdaki fazların oluşumuna oldukça benzemektedir. Bu iki alaşımda da önce, alaşımı oluşturan elemental pikler aşırı doymuş Al-fazıyla (fcc-Al, α -Al) beraber Al_3Y fazına dönüşmüştür. Al_3Y fazı, $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ alaşımı için 140 saatlik öğütme sonrasında, $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Nd_2$ alaşımı için 90 saat sonrasında fcc-Al fazı içerisinde çözünerek, alaşımın yapısında kaybolmuştur. Bu alaşımlarda oluşan, fcc-Al fazında ise uzun süre öğütme sonucunda önemli bir değişiklik olmamıştır. Bu durum fcc-Al fazının kararlı denge fazı olduğunu göstermektedir. Mekaniksel alaşımlama tekniği ile üretilen $Al_{85}Co_7Y_8$ ve $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımlarında olduğu gibi, $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ ve $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Nd_2$ alaşımlarında da amorf yapı oluşmamıştır. Bu sonuçlar ışığında; $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ (TM = Si, Ni, Nd) alaşımlarında mekaniksel alaşımlama süresince oluşan reaksiyon mekanizması şu şekilde özetlenebilir:



Şekil 4.102. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ alaşımının XRD grafiği



Şekil 4.103. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Nd_2$ alaışımının XRD grafiği

Mekaniksel alaşımlama işlemi süresinde $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ ($TM = Si, Ni, Nd$) toz alaşımlarının morfolojik özelliklerinde meydana gelen değişim SEM ile incelenmiştir. Şekil 4.105, Şekil 4.106 ve Şekil 4.107’ de farklı öğütme sürelerine tabi tutulan, sırasıyla $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$, $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ ve $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Nd_2$ alaşımlarının SEM fotoğrafları görülmektedir. Her üç alaşımların morfolojilerindeki değişim benzer özellikler göstermektedir. SEM fotoğraflarından görüldüğü üzere, öğütme işleminin ilk safhalarında alaşımı oluşturan elemental tozlar, deformasyona uğrayarak birbiriyle reaksiyona girmişlerdir. Bu sayede alaşımların birbirleriyle kaynaştığı ve iri taneli tabakalı bir yapı oluşturduğu görülmektedir. Artan öğütme süresiyle, oluşan bu tabakalı yapı kırılıp, parçalanmaya başlamıştır. Bu sayede, parçacık boyutları küçülüp homojen bir yapı meydana gelmiştir. SEM fotoğraflarından görüldüğü gibi, 390 saat ve 500 saatlik öğütme sonrasındaki toz alaşımlarda, mikron altı boyutlara sahip aglomere halde olan küresel parçacıklar elde edilmiştir. Bu parçacıkların boyutlarını SEM ile ayırt etmek oldukça zordur. Daha önce Şekil 2.6’ da gösterildiği gibi, mekaniksel alaşımlama ile üretilen toz alaşımların SEM analizleri ile, bu alaşımların partikül ve tanecik büyüklükleri bulunabilir. Bu nedenle, alaşımların kristalit boyutları, XRD sonuçlarından yararlanarak Scherrer formülü ve Williamson-Hall metodu ile hesaplanmıştır [132]. Scherrer formülü;

$$D = \frac{0.9\lambda}{\beta_s \cos \theta} \quad (4.1)$$

şeklindedir. Burada; D , kristalit boyutunu, λ , X-ışını dalga boyunu ($\lambda_{\text{CuK}\alpha} = 0.154056 \text{ nm}$), 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 $\beta_s = \beta_{\text{obs}} - \beta_{\text{std}}$ ile bulunur. β_{obs} , analiz edilen numunenin, β_{std} ise standart bir numunenin FWHM değerleridir.

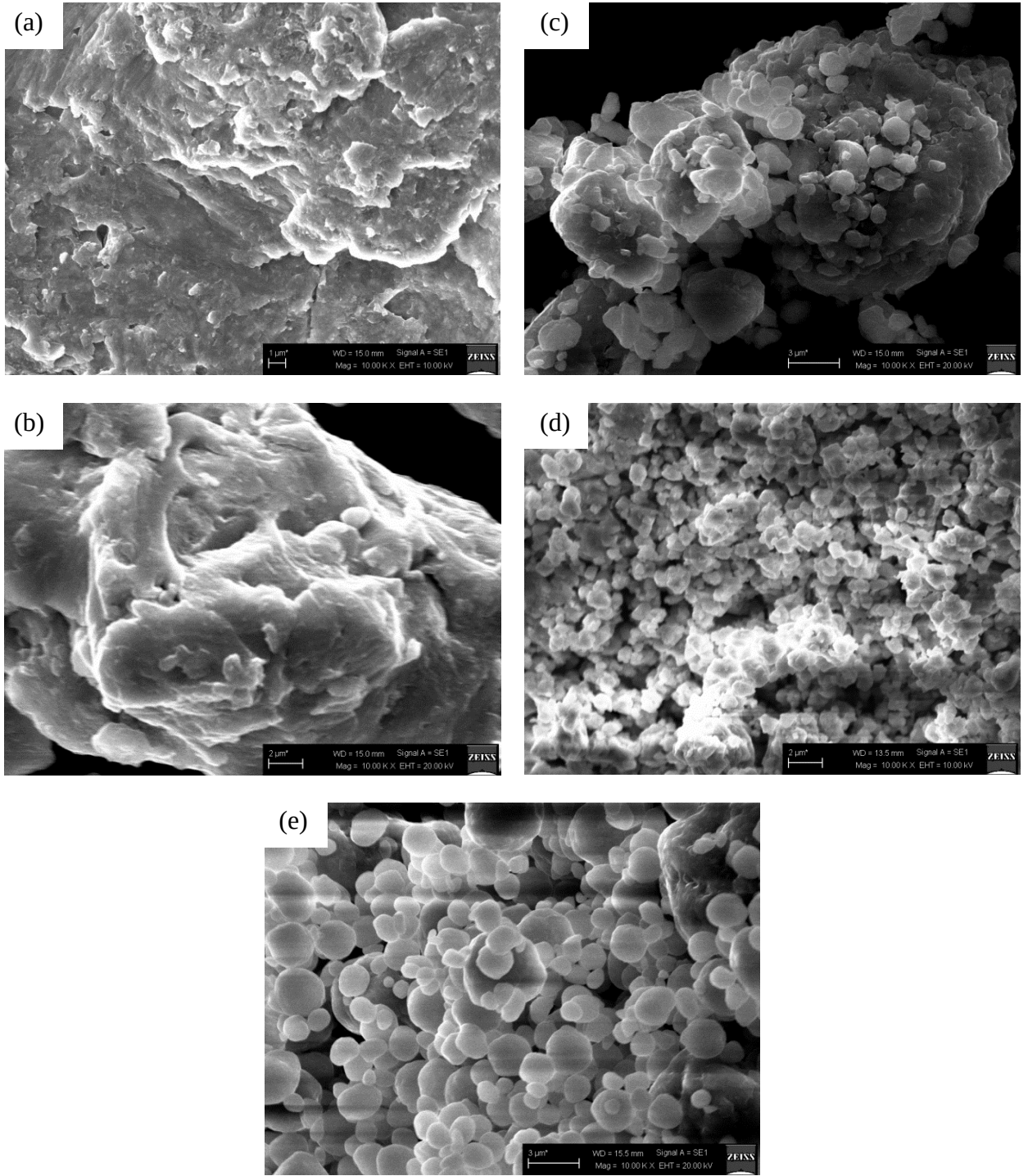
Williamson-Hall metodu genellikle ölçüm için en az üç veya daha fazla pik mevcut olduğu zaman uygulanır ve şu şekildedir:

$$\beta_s \cos \theta = \frac{0.9\lambda}{D} + 4\varepsilon \sin \theta \quad (4.2)$$

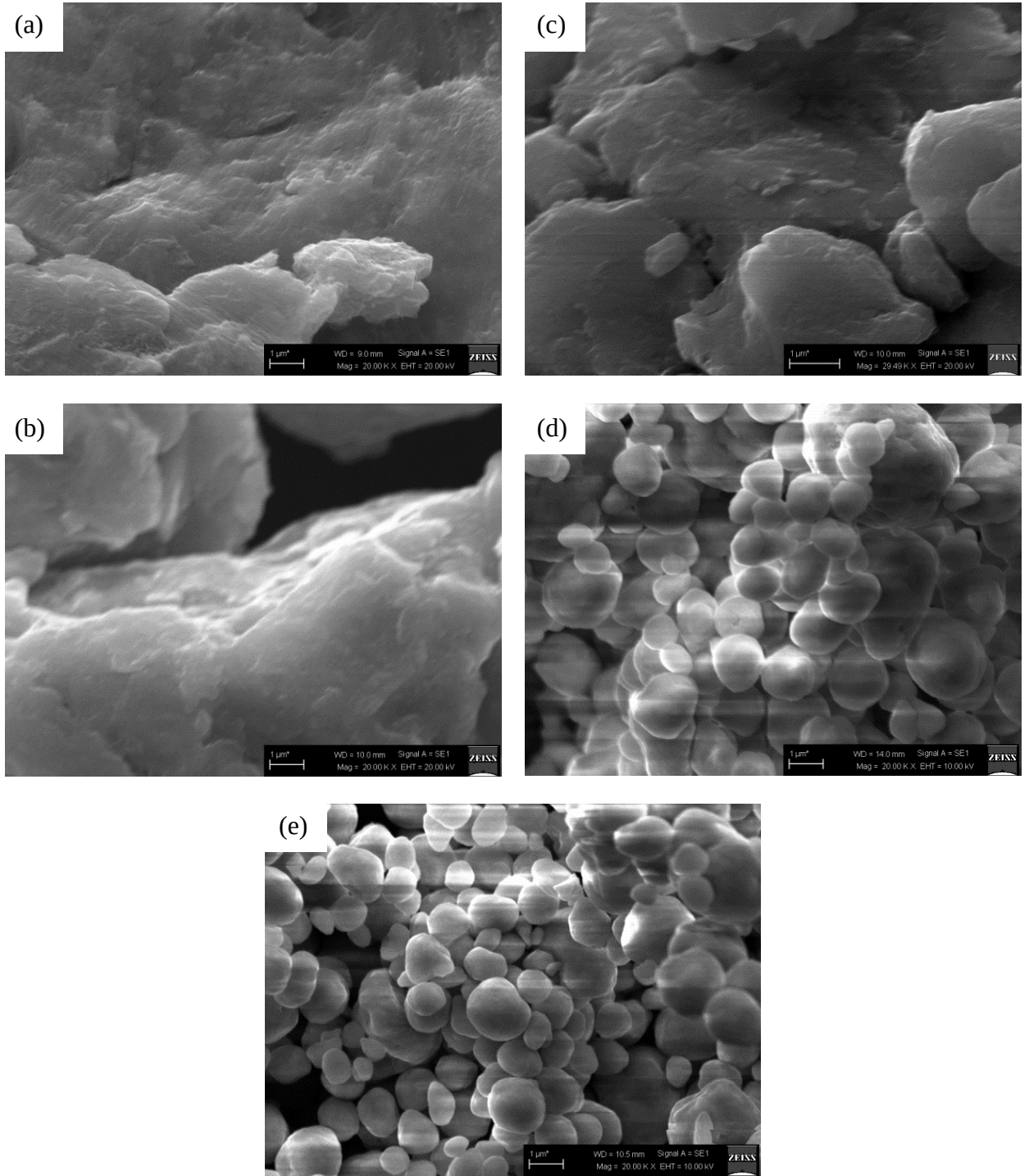
Burada ε , örgü gerinimidir. Bu metotta, Şekil 4.108' de görüldüğü gibi $\beta_s \cos \theta$ (y-ekseni) ile $\sin \theta$ (x-ekseni) değerleri ile çizilen doğrunun y-eksenini kestiği noktadan, kristalit boyutu (D) hesaplanır. Doğrunun eğimi ise, örgü gerinimini (lattice strain, ε) verir. Ayrıca, örgü gerinimini (ε), Stokes-Wilson formülü [132] ile de hesaplanabilir. Bu formül;

$$\varepsilon = \frac{\beta_s}{4 \tan \theta} \quad (4.3)$$

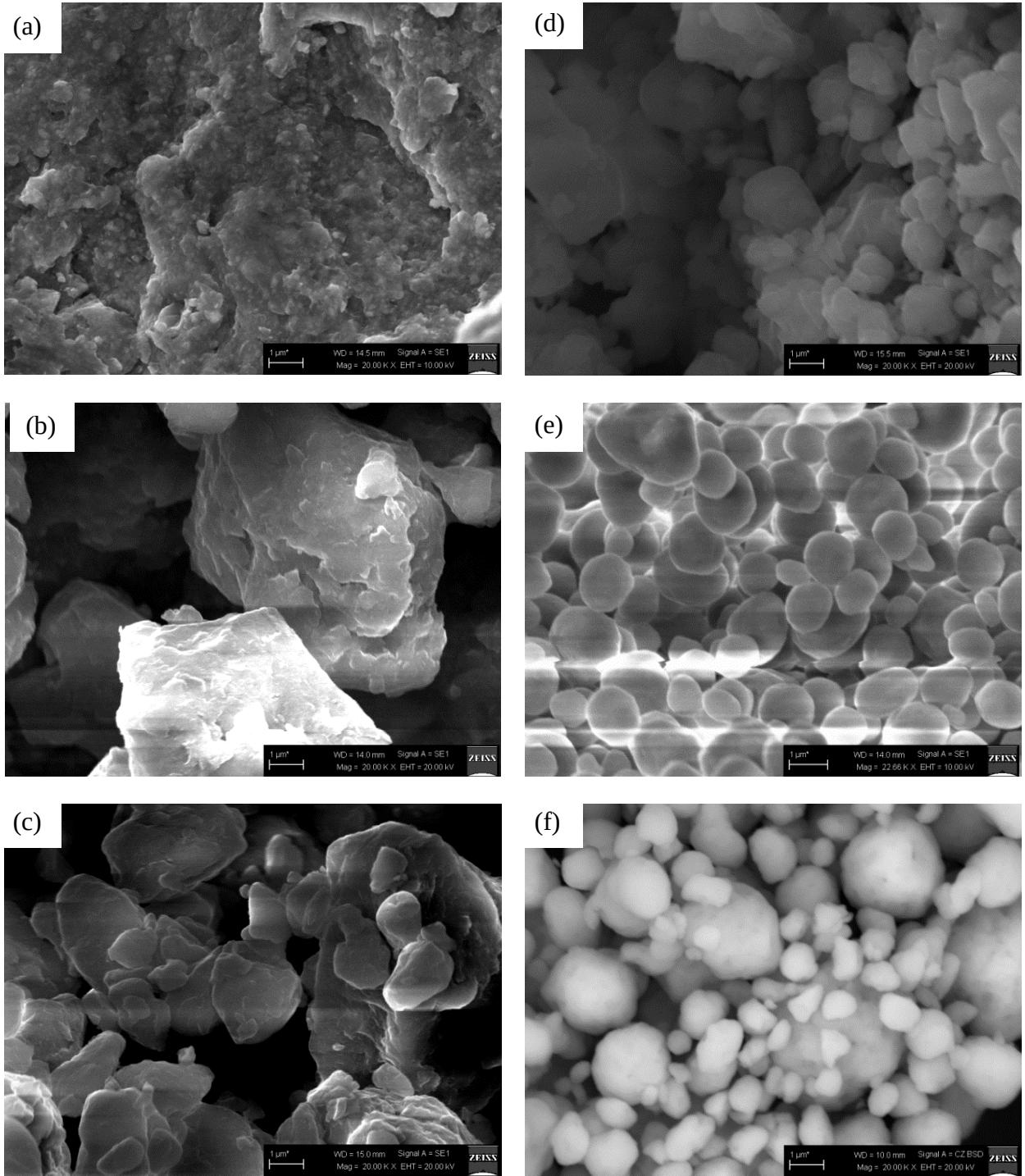
şeklindedir. Ancak buradaki pik genişlemesi örgü gerinimi etkisine bağlı olduğundan bir Gaussian fonksiyonu ile belirlenmiştir. Bu formülde $\beta_s = \sqrt{\beta_{\text{obs}}^2 - \beta_{\text{std}}^2}$ ile hesaplanır.



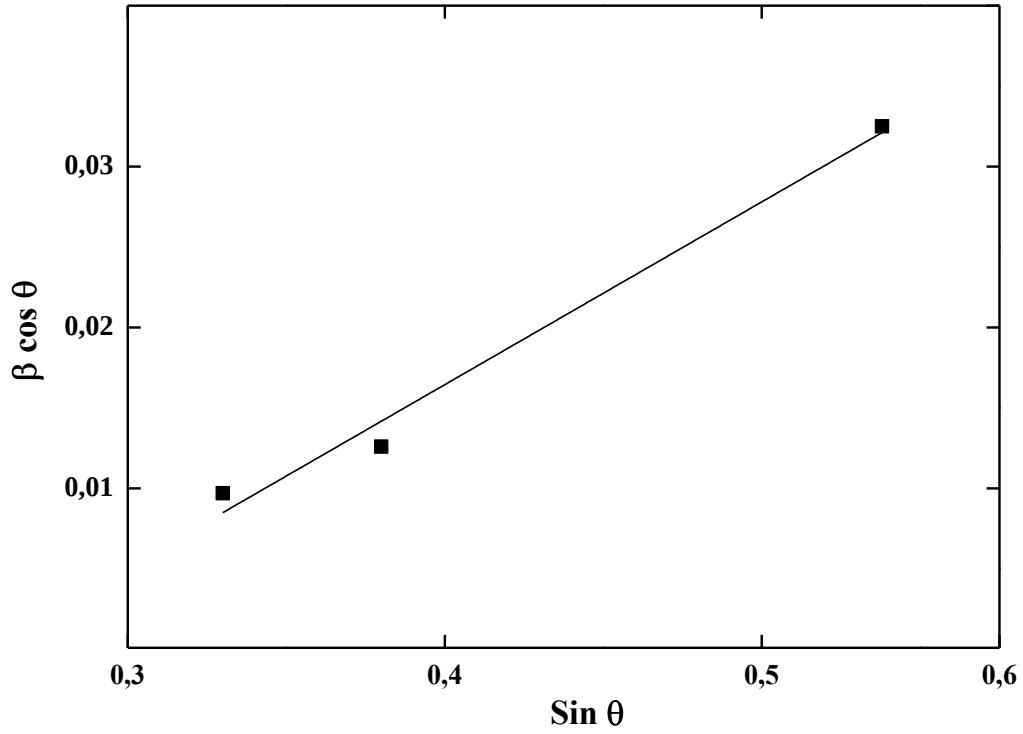
Şekil 4.105. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımının farklı öğütme zamanlarından sonraki SEM görüntüleri; (a) 20 saat, (b) 90 saat, (c) 240 saat, (d) 390 saat ve (e) 500 saat



Şekil 4.106. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ alaşımının farklı öğütme zamanlarından sonraki SEM görüntüleri; (a) 20 saat, (b) 90 saat, (c) 240 saat, (d) 390 saat ve (e) 500 saat



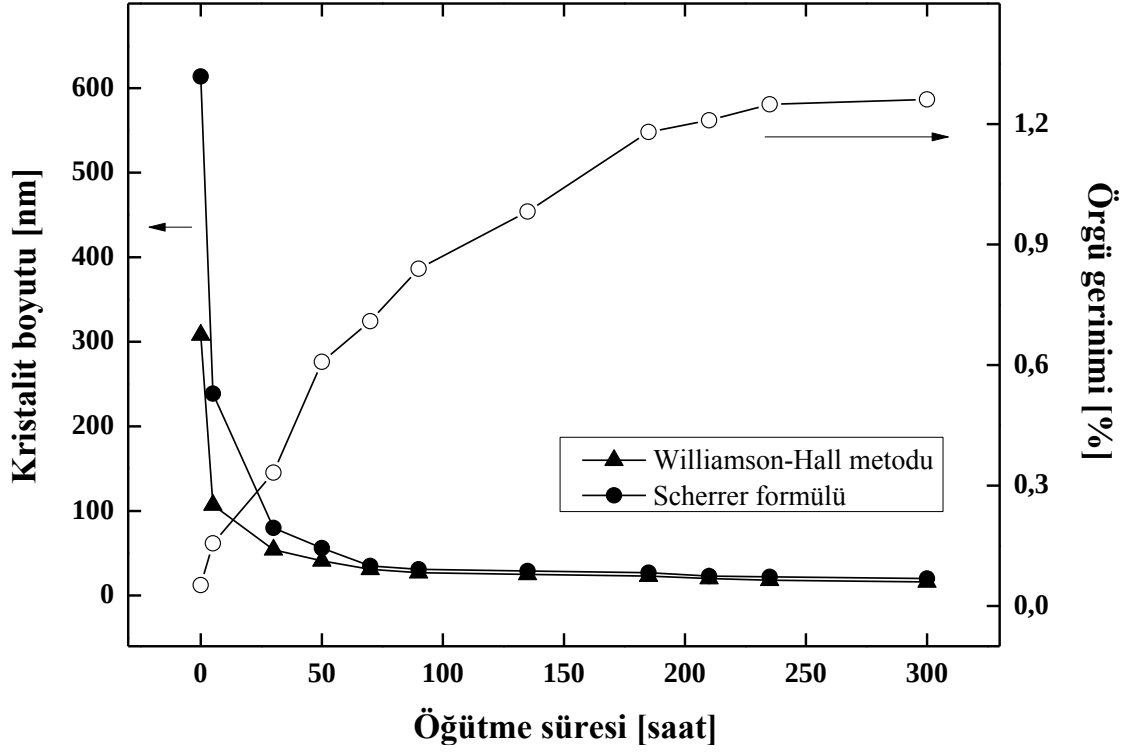
Şekil 4.107. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Nd_2$ alaşıminin farklı öğütme zamanlarından sonraki SEM görüntüleri; (a) 20 saat, (b) 90 saat, (c) 140 saat, (d) 240 saat, (e) 390 saat ve (f) 500 saat



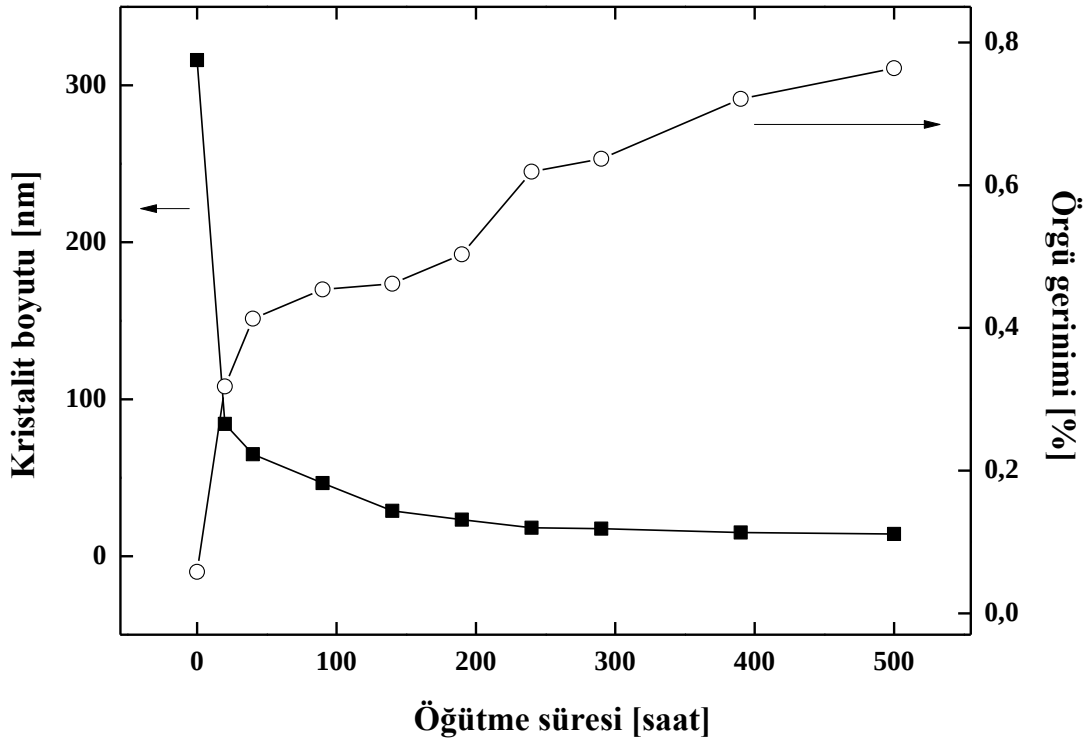
Şekil 4.108. Williamson-Hall formülünden yararlanılarak çizilen $\beta \cos \theta - \sin \theta$ grafiği

Şekil 4.109, Şekil 4.110, Şekil 4.111 ve Şekil 4.112’ deki grafiklerde, $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ ve $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{TM}_2$ (TM = Si, Ni, Nd) alaşımlarının mekaniksel alaşımlama işlemi süresince kristalit boyutlarındaki ve örgü gerinimlerindeki değişimler görülmektedir. XRD analizi ile yapılan kristalit boyut hesaplarında genellikle Scherrer formülü ve Williamson-Hall metodu kullanılır. Scherrer formülü ile yapılan boyut hesaplarında, $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ ve $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{TM}_2$ (TM = Si, Ni, Nd) alaşımlarının XRD grafiklerinde $2\theta \approx 44.65^\circ$ ’ de görülen pike karşılık gelen fcc-Al fazı esas alınmıştır. Williamson-Hall metodunda ise alaşımların XRD grafiklerinde öğütme süresince belirgin olarak görülen en az üç pik için boyut hesabı yapılmıştır. Artan öğütme süresince $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{TM}_2$ (TM = Si, Ni, Nd) alaşımlarının XRD analizlerinde sadece bir pik belirgin bir şekilde yapıda kalmaktadır. Bu yüzden Scherrer formülü ile karşılaştırma yapmak için bu metot sadece $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımına uygulanmıştır. Yapılan her iki hesapta da sonuçlar arasında çok az fark olduğu görülmüştür. Şekil 4.109-Şekil 4.112’ deki grafiklerden görüldüğü gibi, tüm alaşımların kristalit boyutları öğütme işleminin başlangıcında çok hızlı bir şekilde düşmekte ve daha sonra yaklaşık olarak sabit bir değerde kalacak şekilde gittikçe azalmaktadır. $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımının 300 saatlik öğütme işlemi sonrasındaki kristalit boyutu, Scherrer formülü ile 20 nm bulunurken Williamson-Hall metodu ile yaklaşık 16 nm bulunmuştur.

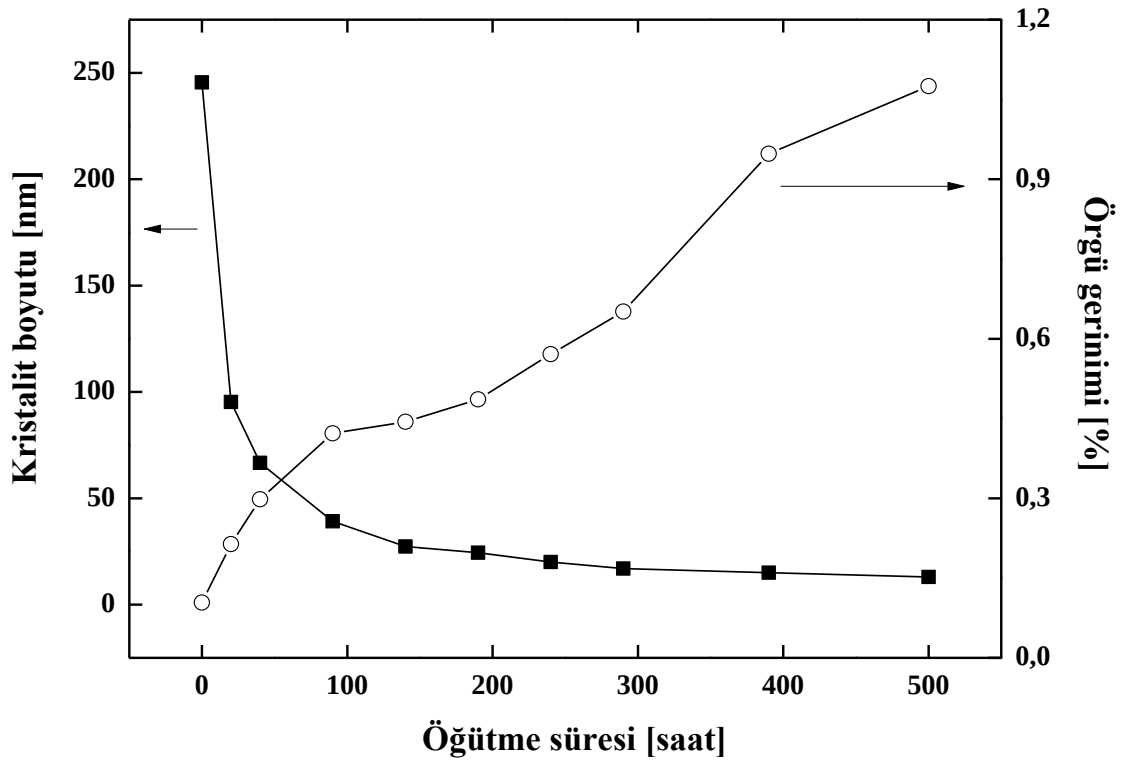
$(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ (TM = Si, Ni, Nd) alaşımlarının 190-500 saatlik öğütme sonrasındaki kristalit boyutları ise yaklaşık 15-20 nm aralığında bulunmuştur. Literatürde mekaniksel alaşımlama tekniği ile üretilen Al-esaslı alaşımlarda fcc-Al fazının kristalit boyut değeri yaklaşık 20-30 nm aralığındadır [56,74,76,78,80-84]. Bunun yanısıra, grafiklerde görüldüğü gibi öğütme süresi arttıkça kristalit boyutlardaki (D) azalmayla birlikte örgü gerinimi (ϵ) değeri artmaktadır. Bu değişim, mekaniksel alaşımlama işleminin sonucu elde edilen metalik alaşımlar için genel bir durumdur [52]. Çünkü öğütme süresince alaşımı oluşturan toz parçacıklar, devamlı olarak soğuk kaynaklanma (cold-welding) ve kırılma, parçalanma (fracturing) gibi deformasyonlara maruz kalmaktadırlar. Bu sayede öğütölmüş olan toz parçacıklarında 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 değeri de artmaktadır. Uzun öğütme sürelerinde fcc-Al fazı belirli bir doygunluğa ulaştığında kristalit boyut değeri artık değişmemektedir. Bununla birlikte örgü gerinim değeri de aynı kalmaktadır. $Al_{85}Co_7Y_8$ ve $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ alaşımlarında bu değeri yaklaşık % 1.2 iken, $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ ve $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Nd_2$ alaşımlarında ise yaklaşık % 0.7 olarak hesaplanmıştır. Öğütme süresince kristalit boyut ve örgü gerinimi değeri olan benzer bağlılıklar, Mula ve ark. [131] ve Nayak ve ark. [133-135] tarafından yapılan çalışmalarda bildirilmiştir.



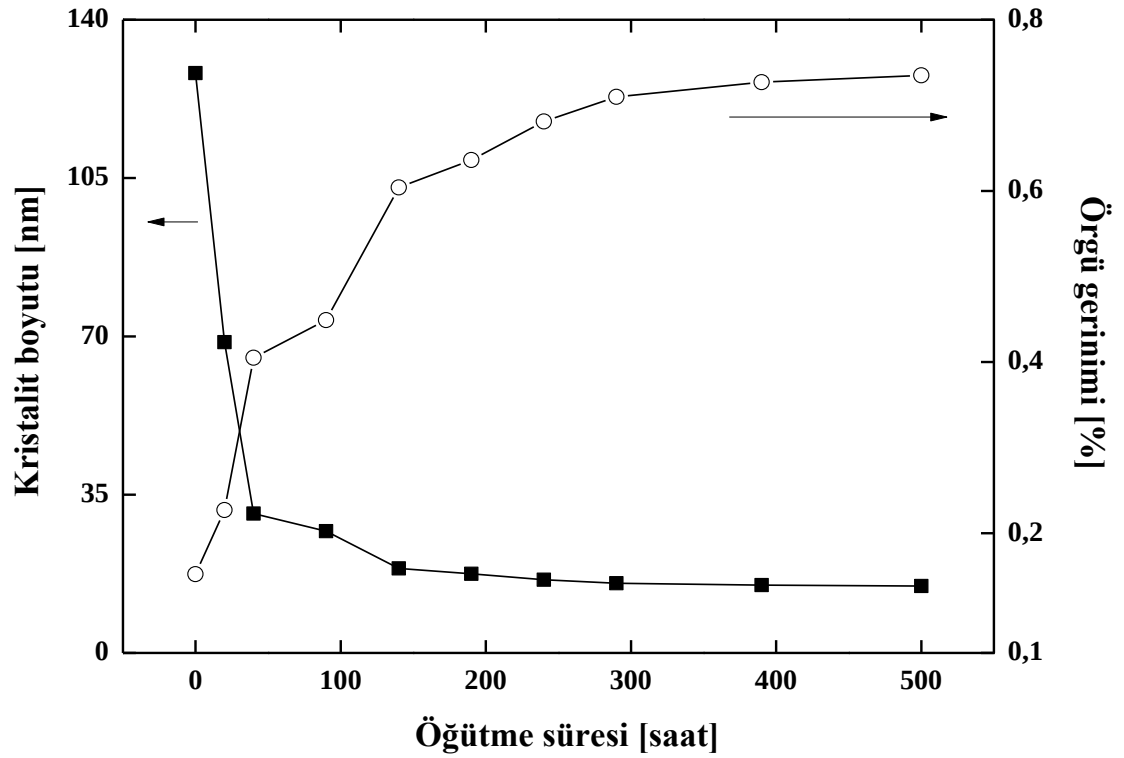
Şekil 4.109. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $Al_{85}Co_7Y_8$ alaışımının artan öğütme süresiyle birlikte kristalit boyutu ve örgü gerinimindeki değişim



Şekil 4.110. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaışımının artan öğütme süresiyle birlikte kristalit boyutu ve örgü gerinimindeki değişim

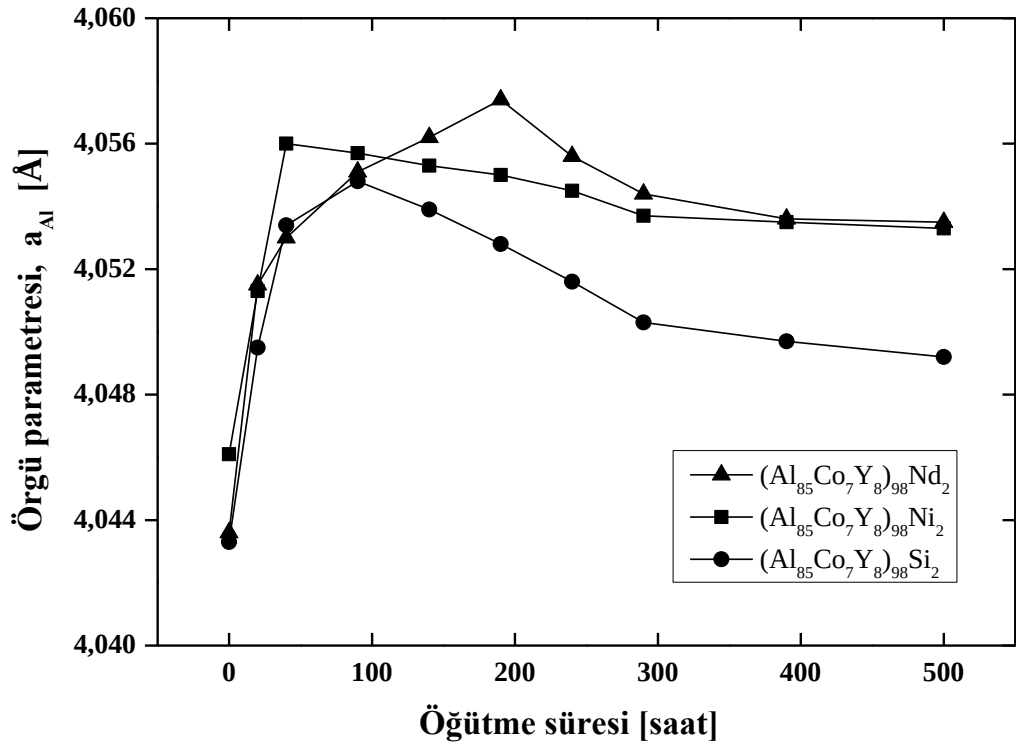


Şekil 4.111. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ alaşımının artan öğütme süresiyle birlikte kristalit boyutu ve örgü gerinimindeki değişim

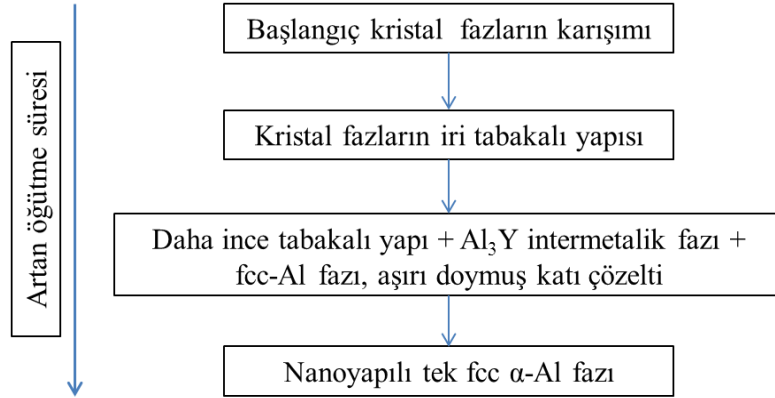


Şekil 4.112. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Nd_2$ alaşımının artan öğütme süresiyle birlikte kristalit boyutu ve örgü gerinimindeki değişim

Şekil 4.113' de öğütme işlemi süresince $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ ($TM = Si, Ni, Nd$) alaşımlarının XRD grafiklerinde belirgin bir şekilde görülen fcc-Al fazının örgü parametrelerindeki değişim görülmektedir. Her üç alaşımın örgü parametreleri belirli bir öğütme süresine kadar artmakta ve ilerleyen öğütme süresiyle birlikte azalmaktadır. Örgü parametrelerindeki artış, $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ alaşımında 40 saatlik öğütme süresine kadar devam ederken, $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımında 90 saatlik öğütme süresine ve $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Nd_2$ alaşımında ise 140 saatlik öğütme süresine kadar artmıştır. Bunun nedeni ise, Al içerisinde çözünen elementlerin atomik yarıçaplarının farklı olmasıdır. Çizelge 3.2' de alaşımları oluşturan elementlerin atomik yarıçapları görülmektedir. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ ($TM = Si, Ni, Nd$) alaşımlarında Al elementinden sonra oranca en fazla element Y elementidir ve Y elementinin atomik yarıçapı, Al elementinden büyüktür. Bu yüzden, öğütmenin ilk safhalarında Y elementinin Al içerisine difüze olmasıyla birlikte alaşımın örgü parametresi artmıştır. Şekil 4.111' de görüldüğü gibi, $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Ni_2$ alaşımının örgü parametrelerindeki artış, $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımına göre daha kısa sürede gerçekleşmiştir. Bunun nedeni ise, mekaniksel alaşımlama tekniği ile Al içerisinde Ni elementinin (% 10), Si elementine (% 4.5) göre daha yüksek çözünme oranına sahip olmasıdır [51]. Buna karşın, örgü parametresindeki artış $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Nd_2$ alaşımında en uzun sürede gerçekleşmiştir. Çünkü Nd atomlarının yarıçapı Y atomları gibi, Al atomlarından büyüktür ve Al içerisinde daha uzun sürede çözünmüştür. Aynı zamanda, bu alaşımların XRD grafiklerine de dikkat edilirse (Şekil 4.101-Şekil 4.102), öğütme işleminin ilk safhalarında alaşımı oluşturan elementler Al içerisinde çözünerek, α -Al veya fcc-Al fazını oluşturmuşlardır. İlerleyen öğütme süresiyle birlikte Y elementinin tamamı Al içerisinde çözünmekte ve Al_3Y fazı kaybolmaktadır. Bu aşamada α -Al fazına ait örgü parametresinin tam doygunluğa ulaştığı söylenebilir. Artan öğütme süresiyle birlikte alaşımın yapısında sadece α -Al fazı bulunmaktadır ve küçülen kristalit boyutlarından dolayı örgü parametresi değerlerinde de bir azalma meydana gelmiştir. Mekaniksel alaşımlama işlemi süresince XRD ve SEM analizlerinden elde edilen sonuçlar ışığında $Al_{85}Co_7Y_8$ ve $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ ($TM = Si, Ni, Nd$) alaşımlarında meydana gelen faz dönüşümleri özetle, Şekil 4.114'deki şemada gösterilmiştir.



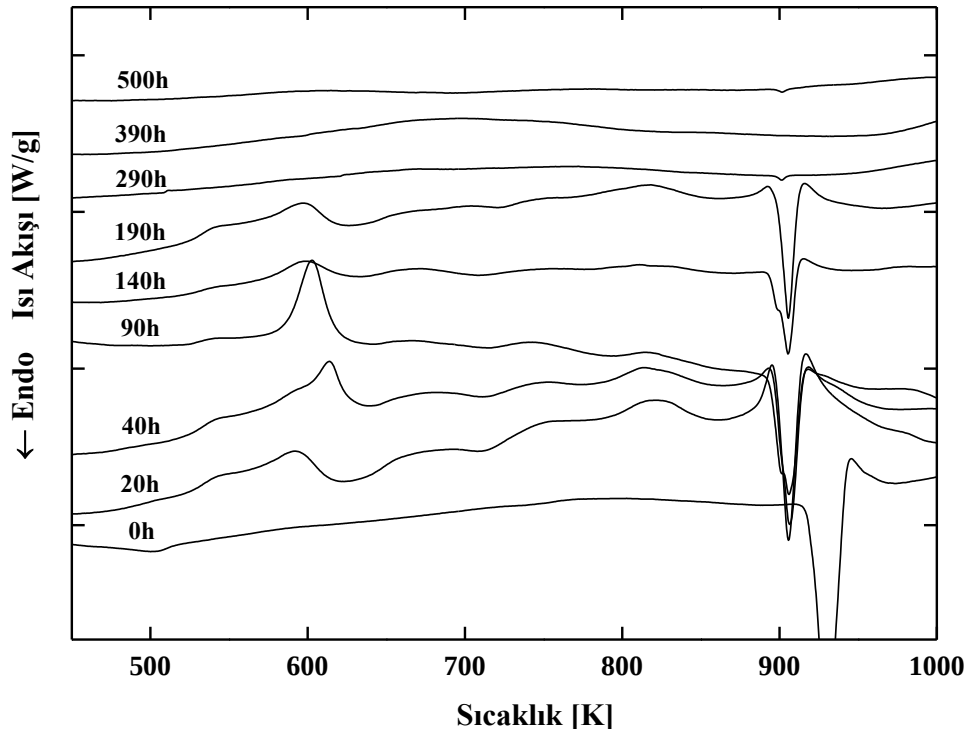
Şekil 4.113. $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ (TM = Si, Ni, Nd) alaşımlarının artan öğütme süresiyle birlikte örgü parametrelerindeki değişim



Şekil 4.114. Mekaniksel alaşımlama işlemi süresince faz dönüşümlerini gösteren şema

Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ (TM = Si, Ni, Nd) alaşımlarının faz dönüşümleri DTA ile incelenmiştir. Alaşımların DTA analizlerinde birbirlerine benzer sonuçlar elde edilmiştir. Bunlardan, farklı öğütme sürelerine tabi tutulan $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}Si_2$ alaşımının DTA grafiği Şekil 4.115’ de görülmektedir. Grafikten görüldüğü üzere, mekaniksel alaşımlama işlemine tabi tutulmayan başlangıç elemental

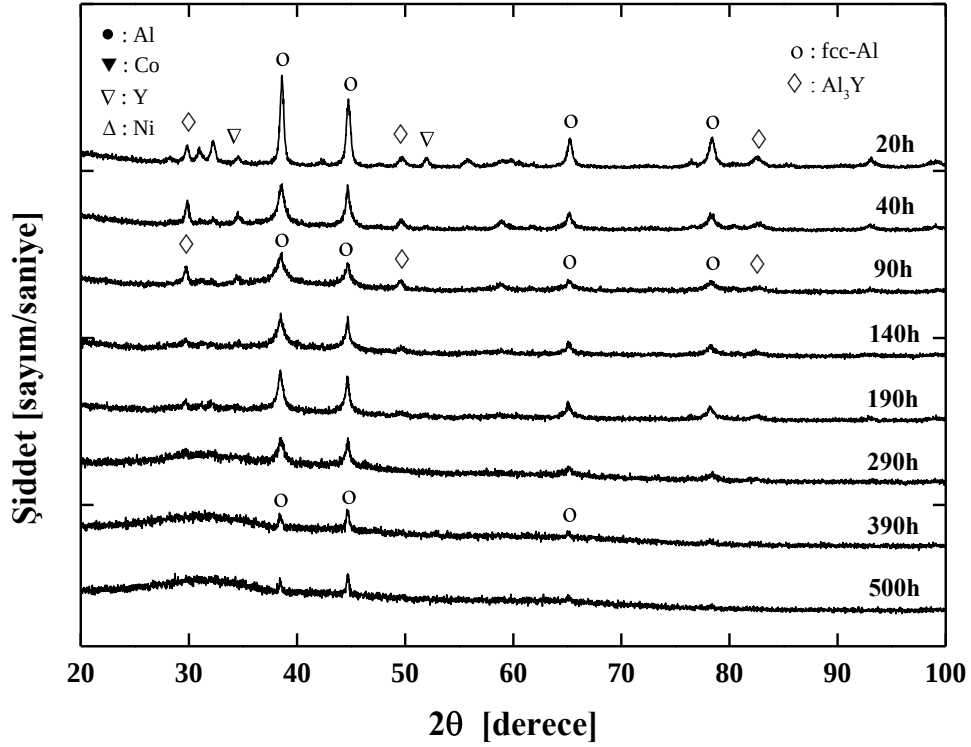
tozları, 930 °C civarında bir endotermik pik göstermiştir. Bu endotermik pik, Al elementinin erime sıcaklığını göstermektedir. 20 ile 190 saatlik öğütme sürelerinde elde edilen alaşımların DTA sonuçlarında, 550–650 °C aralığında belirgin bir ekzotermik pik ve 900 °C civarında bir endotermik pik gözlenmiştir. 560–640 °C aralığında gözlenen bu ekzotermik pikin, alaşımların XRD sonuçlarından yararlanılarak Al_3Y fazının oluşması olarak tanımlanmaktadır. Daha uzun öğütme sürelerindeki alaşımların DTA sonuçlarında, Al_3Y fazının oluşumunu temsil eden bu ekzotermik pikin kaybolduğu görülmektedir. Bu durum, Al_3Y fazının fcc-Al fazı içerisinde çözündüğünü göstermektedir. Artan öğütme süresiyle birlikte fcc-Al fazının erimesini temsil eden 900 °C civarında gözlenen endotermik pikin şiddetinin azalmasının gözlenmesi, bu faz içerisinde Y oranının artması sonucu, bu alaşımların erime sıcaklığını yükseltmiştir.



Şekil 4.115. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Si}_2$ alaşımlarının DTA grafiği

4.3.3. Al₈₅Y₈Ni₅Co₂ alaşımı

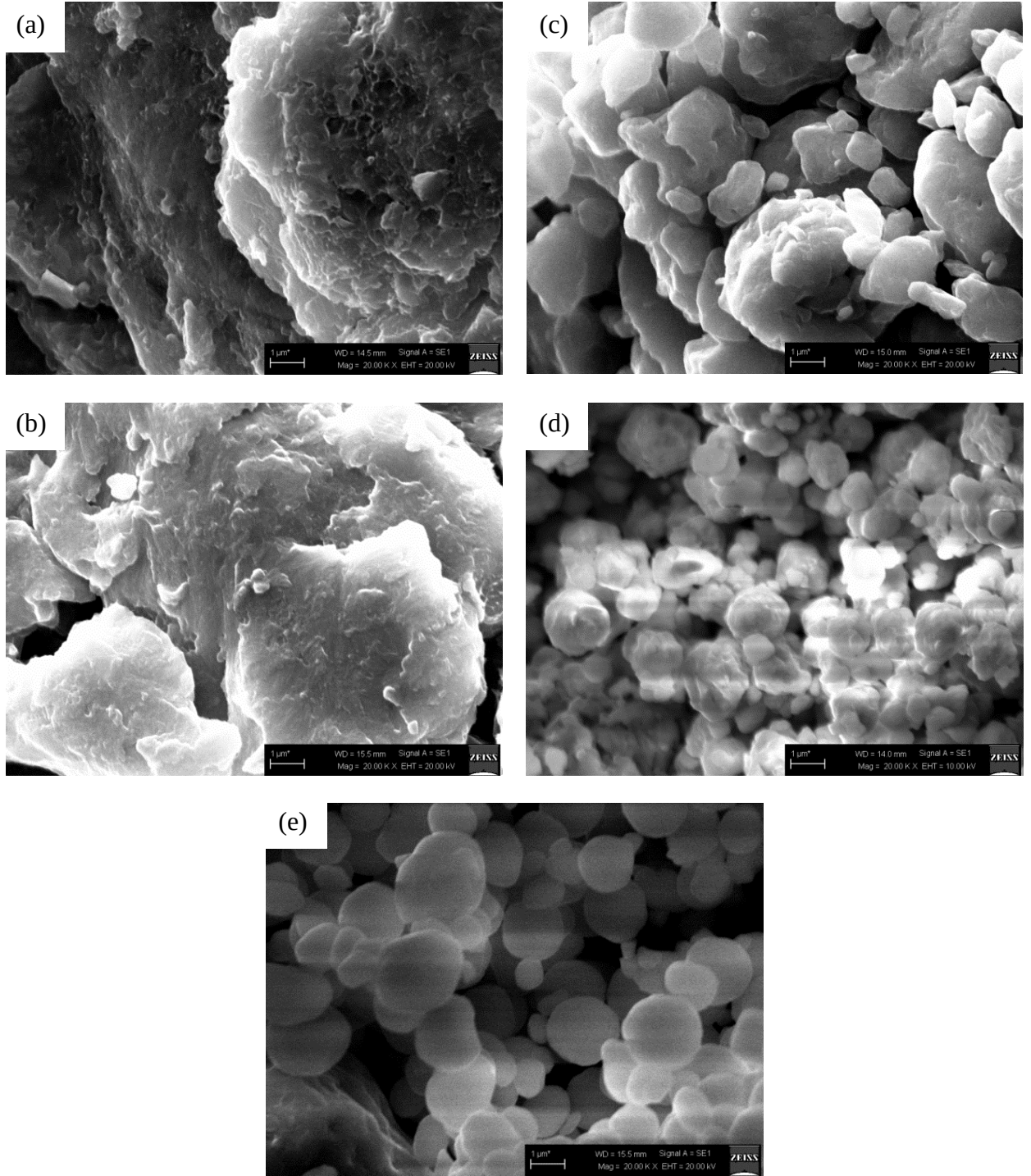
Al₈₅Co₇Y₈ üçlü ve (Al₈₅Co₇Y₈)₉₈TM₂ (TM = Si, Ni, Nd) dörtlü alaşımlarının mekaniksel alaşımlama sonucunda amorf yapı oluşmamıştır. Bu durumu anlamak için daha önce literatürde Börner ve Eckert [55]' in yaptığı çalışma esas alınarak, aynı koşullarda Al₈₅Y₈Ni₅Co₂ alaşımı, mekaniksel alaşımlama ile üretilmiştir ve elde edilen sonuçlar karşılaştırılmıştır. Farklı sürelerde öğütme işlemine tabi tutulan Al₈₅Y₈Ni₅Co₂ alaşımının XRD sonucu şekil 4.116' da görölmektedir. Börner ve Eckert' in yaptığı çalışmaya benzer olarak, öğütme işleminin ilk safhalarında elemental tozları, birbiri içerisinde difüze olarak fcc-Al (α -Al) fazını ve Al₃Y intermetalik fazını oluşturmuştur. Artan öğütme süresinde, Al₃Y fazı α -Al fazı içerisinde çözünerek kaybolmuştur. Bununla birlikte, α -Al fazında daha uzun süre öğütme sonucunda önemli bir değişme olmamıştır. Diğer taraftan, Börner ve Eckert' in yaptığı çalışmada 280 saatlik öğütme sonunda, başlangıçtaki elemental pikler ve fcc-Al fazı doğrudan amorf yapıya dönüşmüştür. Bu çalışmada mekaniksel alaşımlama sonucu amorf yapıda alaşım elde edilememesinin nedeni olarak, öğütme işlemi sırasında oluşan oksidasyon ve dolayısıyla arzu edilen alaşım oranlarının değişmesi olarak düşünölmektedir. 20, 90, 290 ve 500 saatlik öğütmeler sonunda oluşan alaşımların EDX sonuçlarında, yapı içerisindeki oksijen oranları sırasıyla 12, 13, 53 ve 63 (at.%) olarak bulunmuştur. Öğütme süresiyle birlikte yapı içerisinde artan oksidasyon oranından dolayı amorf yapı oluşumu gözlenememiştir. Börner ve Eckert yaptıkları çalışmada, mekaniksel alaşımlama ile amorf yapı oluşumunda kompozisyon oranlarının öneminden bahsetmişlerdir. Ayrıca, alaşım içerisindeki Al oranının yüzde 70' in altına düştüğünde amorf yapı elde edilemeyeceğini bildirmişlerdir. Calin ve ark. yaptıkları çalışmada [57], Al₈₅Ni₉Nd₄Co₂ alaşımı aynı koşullarında 180 saate kadar mekaniksel alaşımlama işlemine tabi tutulmuş, ancak amorf yapının oluşmadığı gözlenmiştir. Alaşımı oluşturan Al, Ni, Nd ve Co elemental tozları öğütme süresince birbirleri ile ve bilyelerle çarpışması sonucu, soğuk kaynaşma ve parçalanma gibi işlemlere maruz kalmış, öğütme sonunda büyük aglomere halde oluşmuşlardır. Alaşımın 400 saate kadar öğütölmesi sonucunda dahi kristal yapıdan amorf yapıya bir dönüşüm gerçekteşmemiştir. Bununla birlikte, toz alaşımların öğütme haznesinin etrafına ve bilyelere yapışmasından dolayı, uzun öğütme süreleri sonunda herhangi bir toz alaşım elde edilememiştir.



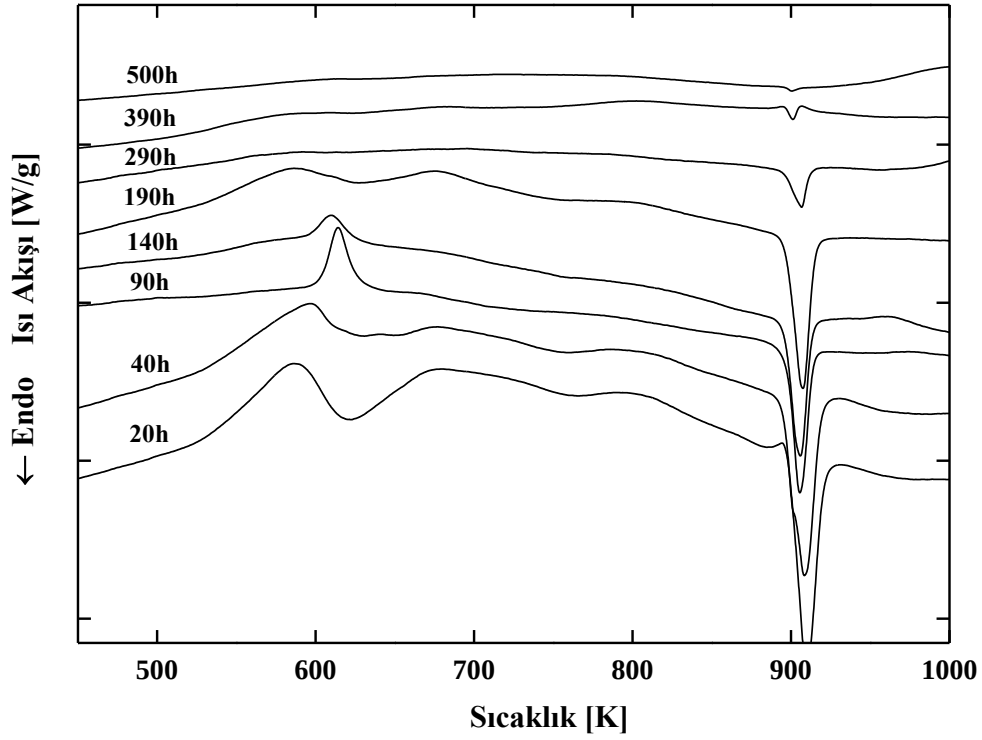
Şekil 4.116. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen Al₈₅Y₈Ni₅Co₂ alaşımlarının XRD grafiği

Al₈₅Y₈Ni₅Co₂ alaşımlarının mekaniksel alaşımlama işlemi süresince morfolojisinde meydana gelen değişiklikler Şekil 4.117’ deki SEM fotoğraflarında görülmektedir. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen Al₈₅Y₈Ni₅Co₂ alaşımlarının morfolojisindeki değişimler, Al₈₅Co₇Y₈ ve (Al₈₅Co₇Y₈)₉₈TM₂ (TM = Si, Ni, Nd) toz alaşımlarına benzerdir. Şekil 4.117’ de görüldüğü üzere, alaşımı oluşturan elemental tozların 20 saatlik ve 90 saatlik öğütme sonrasında, birbirleri ile kaynaşarak kümeleştiği, 290 saat ile 500 saatlik öğütme süresince de bu yapının parçalanarak boyutlarının azaldığı görülmektedir.

Mekaniksel alaşımlama ile üretilen Al₈₅Y₈Ni₅Co₂ alaşımlarının DTA sonucu Şekil 4.118’ de görülmektedir. 20 ile 190 saatlik öğütme sürelerinde elde edilen alaşımların DTA sonuçlarında görülen ekzotermik piklerin Al₃Y fazının oluşumunu temsil etmektedir. Ayrıca, uzun öğütme sürelerinde bu fazın kaybolduğu görülmektedir. 290 saat ile 500 saat arasındaki öğütme sonucu elde edilen alaşımların XRD sonuçlarında da sadece α-Al(Co,Y,Ni) fazının görülmesi bu sonucu desteklemektedir. Ayrıca, grafikte 900 °C civarında oluşan endotermik pik, α-Al fazının erime sıcaklığını temsil etmektedir.



Şekil 4.117. $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$ alaşıımının farklı öğütme zamanlarından sonraki SEM görüntüleri; (a) 20 saat, (b) 90 saat, (c) 290 saat, (d) 390 saat ve (e) 500 saat



Şekil 4.118. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$ alaşımlarının DTA grafiği

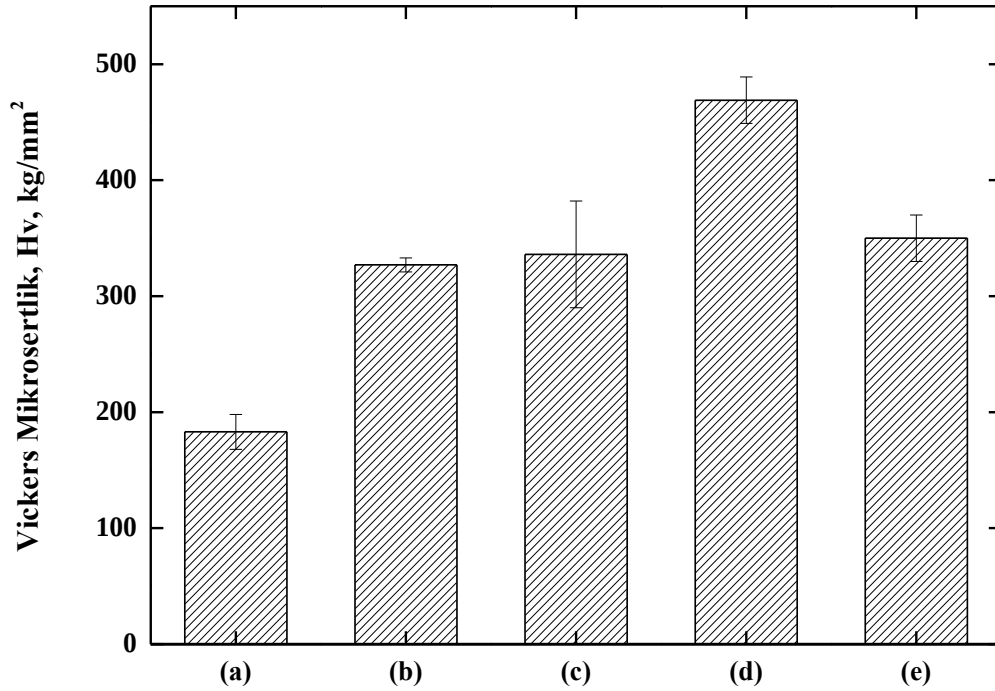
4.3.4. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen metal tozların mikrosertlikleri

Çizelge 4.1' de alaşımı oluşturan başlangıç toz metallerin mikrosertlikleri verilmiştir. Mikrosertlik testi için Si ve Nd metallerinin parçacık boyutu çok küçük olduğundan dolayı bu metallere ait data elde edilememiştir. Çizelgeden görüldüğü gibi, Y metali en yüksek sertlik değerine sahipken, Al en düşük sertlik değerine sahiptir.

Çizelge 4.38. Çeşitli başlangıç toz metallerinin mikrosertlik listesi

Element	Mikrosertlik (Hv)
Al	60 ± 8
Co	200 ± 15
Y	220 ± 19
Ni	120 ± 10

Şekil 4.23' de mekaniksel alaşımlama ile üretilen toz alaşımların mikrosertlik değerleri görülmektedir. Bu ölçümler için, $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımının 300 saatlik öğütme sonrası toz alaşımlar kullanılırken $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{TM}_2$ (TM = Si, Ni, Nd) alaşımlarının 390 saatlik öğütme sonrası toz alaşımlar kullanılmıştır. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Nd}_2$ alaşımı tüm alaşımlar içerisinde yaklaşık 470 Hv değeri ile en yüksek sertliğe sahiptir. En düşük sertlik değeri ise 185 Hv ile $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ alaşımı için ölçülmüştür. Bu değerler, saf haldeki Al metalinden yaklaşık 3 kat daha büyüktür. Böner ve Eckert [55] tarafından yapılan çalışmada, amorf yapıdaki $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$ alaşımının sıcak pres ile kalıplanması sonrası ölçülen sertlik değeri 430-460 Hv arasındadır. $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Nd}_2$ alaşımının sertlik değeri $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$ alaşımından yaklaşık 10-40 Hv daha yüksektir. Bununla birlikte, bu çalışmada üretilen nanoyapılı α -Al fazına sahip $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$ alaşımının sertlik değeri (350 Hv), 80-110 Hv daha düşüktür. Ayrıca, $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{TM}_2$ (TM = Si, Ni, Nd) alaşımlarının ölçülen sertlik değerleri, Revesz ve ark. [136] tarafından bildirilen nanoparçacıklar içeren amorf yapıdaki $\text{Al}_{85}\text{Ni}_8\text{Ce}_5\text{Co}_2$ alaşımının sertlik değerinden (82-245 Hv) daha yüksek bulunmuştur.



Şekil 4.119. Mekaniksel öğütme ile üretilen toz alaşımların Vickers mikrosertlik değerleri; (a) $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$, (b) $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Si}_2$, (c) $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Ni}_2$, (d) $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Nd}_2$ ve (e) $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$

5. SONUÇLAR

Bu çalışmada normal katılaştırma, hızlı katılaştırma ve mekaniksel alaşımlama teknikleri ile üretilen Al-Co-Y üçlü ve Al-Co-Y-TM dörtlü alaşımların yapısal ve ısısal özellikleri incelenerek karşılaştırılmıştır. Bu incelemelerden elde edilen sonuçlar aşağıda özetlenmiştir:

- i. Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{85}Co_{15-x}Y_x$ ($x = 2, 5, 8, 10, 13$), $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ ($TM = Si, Ni, Fe, Mn, Cu, Sn$) ve $Al_{85}Co_5Y_5TM_5$ ($TM = Ni, Cu, Si$) alaşımların XRD analizinde, alaşımların mikroyapılarında çoğunlukla fcc-Al, Al_3Y ve Al_9Co_2 fazlarının olduğu tespit edilmiştir. Bununla birlikte normal katılaştırma ile üretilen alaşımların XRD ve SEM sonuçlarından, alaşımların homojen bir şekilde üretildiği anlaşılmıştır.
- ii. Normal katılaştırma ile külçeler halinde üretilen alaşımlar, hızlı katılaştırma tekniklerinden eriyik döndürme (melt-spinning) metodu ile şeritler halinde üretilmiştir. Hızlı katılaştırma ile üretilen $Al_{85}Co_{15-x}Y_x$ ($x = 2, 5, 8, 10, 13$) alaşım sistemi içerisinde $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımı, en iyi amorf olabilme eğilimine sahip alaşım olarak belirlenmiştir. $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımının birinci kristallenme sıcaklığı için Kissinger, Augis-Bennet ve Ozawa metotları ile hesaplanan aktivasyon enerjileri sırasıyla 323, 328 ve 317 kJ/mol olarak bulunmuştur. Ayrıca $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımının ortalama Avrami sabiti $n = 4$ olarak hesaplanmış, bu durum kristallenmenin üç-boyutlu difüzyon kontrollü büyüme ile olduğunu göstermektedir. Ayrıca, $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımının kontrollü kristallenmesi sonucu, alaşımın yapısı içerisinde nanoboyutlu parçacıkların olduğu tesbit edilmiştir. Devam eden kristallenme süresince amorf yapının bozunmasıyla beraber kristal yapıli intermetalik parçacıkların olduğu ve bununla birlikte parçacık boyutunun arttığı görülmüştür. Benzer sonuçlar $(Al_{85}Co_7Y_8)_{98}TM_2$ ($TM = Si, Ni, Fe, Mn, Cu, Sn$) ve $Al_{85}Co_5Y_5TM_5$ ($TM = Ni, Cu, Si$) alaşımları için elde edilmiştir.
- iii. Hızlı katılaştırma ile üretilen alaşımların sıcaklığa bağlı olarak mikrosertlik değişimleri incelenmiş olup, kristallenme sonucu oluşan nanoparçacıkların alaşımların mikrosertliğini arttırdığı ve artan sıcaklıkla beraber alaşımların mikroyapısı içerisindeki kristal yapıli fazların artmasıyla sertlik değerlerine bir düşüş olduğu görülmüştür.

iv. $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Co}_7$, $(\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Co}_7)_{98}\text{Si}_2$, $(\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Co}_7)_{98}\text{Ni}_2$, $(\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Co}_7)_{98}\text{Nd}_2$ ve $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$ alaşımlarının mekaniksel alaşımlama tekniği ile üretilmesi sonucu aşırı doymuş çözelti içeren alaşımlar üretilmiştir. Bu alaşımların 390 saat ve 500 saatlik öğütme sonrasındaki SEM sonuçlarında mikron altı boyutlara sahip aglomere halde olan küresel parçacıklar elde edilmiştir. Bununla birlikte Scherrer formülü ve Williamson-Hall metodu ile hesaplanan $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Co}_7$ ve $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{TM}_2$ (TM = Si, Ni, Nd) alaşımlarının 190-500 saatlik öğütme sonrasındaki kristalit boyutları yaklaşık 15-20 nm aralığında bulunmuştur. Ayrıca, mekaniksel alaşımlama tekniği ile üretilen alaşımlar içerisinde $(\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8)_{98}\text{Nd}_2$ alaşımı, 470 Hv değeri ile en yüksek sertliğe sahip alaşım olarak belirlenmiştir.

KAYNAKLAR

- [1] Suryanarayana, C. Bibliograph on mechanical alloying and milling. Cambridge International Science Publishing, Cambridge, UK. 439s. (1995).
- [2] Inoue, A., Kimura, H. Bulk amorphous, nanocrystalline and nanoquasicrystalline aluminium alloys. Aerospace Materials (Editörler: Brian Cantor , Patrick Grant , and Hazel Assender). Institute of Physics Publishing, London, UK. s.150-169. (2001).
- [3] Wang, Y., Chen, M., Zhou, F., Ma, E. High tensile ductility in a nanostructured metal. Nature, 419: 912-914 (2002).
- [4] Valiev, R. Nanostructuring of metals by severe plastic deformation of advanced properties. Nature Materials, 3: 511-516 (2004).
- [5] Koch, C.C. Structural nanocrystalline materials: an overview. Journal of Materials Science, 42: 1403-1414 (2007).
- [6] Suryanarayana, C., Inoue, A. Bulk Metallic Glasses. CRC Press - Taylor & Francis Group, USA. 525s. (2011).
- [7] Inoue, A. Amorphous, nanoquasicrystalline and nanocrystalline alloys in Al-based systems. Progress in Materials Science, 43: 365-520 (1998).
- [8] Kulik, T. Nanocrystallization of metallic glasses. Journal of Non-Crystalline Solids, 287: 145-161 (2001).
- [9] Squire, P.J. Development of multi-component iron-based amorphous alloys. Doktora Tezi. The University of Birmingham, Department of Metallurgy and Materials. 205s. (2009).
- [10] <http://www.alfa-chemcat.com/onlinecatalogue/suche.asp>, Alfa Aesar online kataloğu, Erişim: 18 Haziran 2012.
- [11] Kim, Y.H., Inoue, A., Masumoto, T. Ultrahigh tensile strengths of $Al_{88}Y_2Ni_9M_1$ (M=Mn or Fe) amorphous alloys containing finely dispersed fcc-Al particles. Materials Transactions, JIM, 31: 747-749 (1990).

- [12] Inoue, A., Matsumoto, N., Masumoto, T. Al-Ni-Y-Co amorphous alloys with high mechanical strengths, wide super-cooled liquid region and large glass-forming capacity. *Materials Transactions, JIM*, 31: 493-500 (1990).
- [13] He, Y., Shiflet, G.J., Poon, S.J. Synthesis and properties of aluminum-based metallic glasses containing rare earths. *Journal of Alloys and Compounds*, 207-208: 349-354 (1994).
- [14] Kim, W.T., Göğebakan, M., Cantor, B. Crystallization behaviour of amorphous $\text{Al}_{85}\text{Y}_{11}\text{Ni}_4$ alloy. *Material Science and Engineering A*, 226-228: 168-172 (1997).
- [15] Battezzati, L., Pozzovivo, S., Rizzi, P. Nanocrystalline aluminum alloys. *Encyclopedia of Nanoscience and Nanotechnology* (Editör: H.S.Nalwa). American Scientific Publishers, s.341-364. (2004).
- [16] Cahn, R.W., Greer, A.L. Metastable state of alloys. *Physical Metallurgy* (Editörler: R. W. Cahn, P. Haasen). Elsevier Science, Amsterdam, The Netherlands. s.1723-1829. (1996).
- [17] Prashanth, K.G., Kumar, S., Scudino, S., Murty, B.S., Eckert, J. Fabrication and response of $\text{Al}_{70}\text{Y}_{16}\text{Ni}_{10}\text{Co}_4$ glass reinforced metal matrix composites. *Materials and Manufacturing Process*, 26: 1242-1247 (2011).
- [18] Yang, B.J., Yao, J.H., Chao, Y.S., Wang, J.Q., Ma, E. Developing aluminum-based bulk metallic glasses, *Philosophical Magazine*, 90: 3215-3231 (2010).
- [19] Inoue, A. Bulk amorphous and nanocrystalline alloys with high functional properties. *Material Science and Engineering A*, 304-306: 1-10 (2001).
- [20] Wang, W.H., Dong, C., Shek, C.H. Bulk metallic glasses. *Material Science and Engineering R*, 44: 45-89 (2004).
- [21] Inoue, A. Bulk amorphous alloys. *Non-equilibrium Processing of Materials*. (Editör: C. Suryanarayana) Elsevier Science, Oxford, UK. s.375-413. (1999).
- [22] Klement, W., Willens, R.H., Duwez, P. Non-crystalline structure in solidified gold-silicon alloys. *Nature*, 187: 869-870 (1960).
- [23] Turnbull, D., Fisher, J.C. Rate of nucleation in condensed systems. *Journal of Chemical Physics*, 17: 71-73 (1949).

- [24] Lu, Z.P., Li, Y., Ng, S.C. Reduced glass transition temperature and glass forming ability of bulk glass forming alloys. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 270: 103-114 (2000).
- [25] Inoue, A. Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys. *Acta Materialia*, 48: 279-306 (2000).
- [26] Yi, S., Jang, J.S., Kim, W.T., Kim, D.H. Ni-based amorphous alloys in the Ni-Zr-Al-Y system that have high glass forming ability and large undercooled liquid regions. *Materials Letters*, 48: 258-262 (2001).
- [27] Xi, X.K., Zhao, D.Q., Pan, M.X., Wang, W.H. On the criteria of bulk metallic glass formation in MgCu-based alloys. *Intermetallics*, 13: 638-641 (2004).
- [28] Jindal, V., Srivastava, V.C., Uhlnewinkel, V. On the role of liquid phase stability and GFA parameters. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 355: 1552-1555 (2009).
- [29] Turnbull, D. Under what conditions can a glass be formed? *Contemporary Physics*, 10: 473-488 (1969).
- [30] Lu, Z.P., Tan, H., Li, Y., Ng, S.C. The correlation between reduced glass transition temperature and glass forming ability of bulk metallic glasses. *Scripta Materialia*, 42: 667-673 (2000).
- [31] Hruby, A. Evaluation of glass-forming tendency by means of DTA. *Czechoslovak Journal of Physics*, B22: 1187-1193 (1972).
- [32] Donald, I.W., Davies, H.A. Prediction of glass-forming ability for metallic systems. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 30: 77-85 (1978).
- [33] Inoue, A., Zhang, T., Masumoto, T. Glass-forming ability of alloys. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 156-158: 473-480 (1993).
- [34] Lu, Z.P., Liu, C.T. A new glass-forming ability criterion for bulk metallic glasses. *Acta Materialia*, 50: 3501-3512 (2002).
- [35] Chen, Q.J., Shen, J., Fan, H.B., Sun, J.F., Huang, Y.J., McCartney, D.J. Glass-Forming Ability of an Iron-Based Alloy Enhanced by Co Addition and Evaluated by a New Criterion. *Chinese Physics Letters*, 22: 1736-1738 (2005).

- [36] Mondal, K., Murty, B.S. On the parameters to assess the glass forming ability of liquids. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 351: 1366-1371 (2005).
- [37] Cheney, J., Vecchio, K. Prediction of glass-forming compositions using liquidus temperature calculations. *Materials Science and Engineering A*, 471: 135-143 (2007).
- [38] Fan, G.J., Choo, H., Liaw, P.K. A new criterion for the glass-forming ability of liquids. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 353: 102-107 (2007).
- [39] Du, X.H., Huang, J.C., Liu, C.T., Lu, Z.P. New criterion of glass forming ability for bulk metallic glasses. *Journal of Applied Physics*, 101: 086108-086108-3 (2007).
- [40] Yuan, Z.Z., Bao, S.L., Lu, Y., Zhang, D.P., Yao, L. A new criterion for evaluating the glass-forming ability of bulk glass forming alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 459: 251-260 (2008).
- [41] Du, X.H., Huang, J. New criterion in predicting glass forming ability of various glass-forming systems. *Chinese Physics Letters B*, 17: 249-254 (2008).
- [42] Louzguine-Luzgin, D.V. Aluminum-base amorphous and nanocrystalline materials. *Metal Science and Heat Treatment*, 53: 9-10 (2012).
- [43] Gögebakan, M. Amorphous and nanocrystalline Al-based alloys. Doktora Tezi. Department of Materials, University of Oxford, UK. 164s. (1998).
- [44] Wu, R.I., Wilde, G., Perepezko, J.H. Kinetics of glass formation and nanocrystallization in Al-RE(TM) alloys. *Minerals, Metals and Materials Society-AIME, Ultrafine Grained Materials*, 63-72 (2000).
- [45] Inoue, A. Amorphous, nanoquasicrystalline and nanocrystalline alloys in Al-based systems. *Progress in Materials Science*, 43: 365-520 (1998).
- [46] Yavari, A.R., Botta Filho, W.J., Rodrigues, C.A.D. Nanostructured bulk Al₉₀Fe₅Nd₅ prepared by cold consolidation of gas atomised powder using severe plastic deformation. *Scripta Materialia*, 46: 711-716 (2002).
- [47] Wilde, G., Boucharat, N., Hebert, R.J., Rösner, H., Tong, W.S., Perepezko, J.H. Nanocrystallization in Al-rich metallic glasses. *Advanced Engineering Materials*, 5: 125-130 (2003).

- [48] Perepezko, J.H. Nucleation-controlled reactions and metastable structures. *Progress in Materials Science*, 49: 263-284 (2004).
- [49] Vierke, J. Processing and consolidation of amorphous and nanocrystalline Aluminum-Nickel-Lanthanum Alloys. Doktora Tezi. Technische Universität Berlin, Germany. 107s. (2008).
- [50] Fecht, H.J. Nanostructure formation by mechanical attrition. *Nanostructured Materials*, 6: 33-42 (1995).
- [51] Suryanarayana, C. Mechanical alloying and milling. *Progress in Materials Science*, 46: 1-184 (2001).
- [52] Suryanarayana, C. Mechanical alloying and milling. Marcel Dekker, New York, USA. 466s. (2004).
- [53] Cullity, B.D., Stock, S.R. Elements of x-ray diffraction. Upper Saddle River, NJ: Prentice Hall, USA. 664s. (2001).
- [54] Suryanarayana, C., Norton, M.G. X-ray diffraction: a practical approach. Plenum Press, New York, USA. 273s. (1998).
- [55] Börner, I., Eckert, J. Phase formation and properties of mechanically alloyed amorphous $\text{Al}_{85}\text{Y}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$. *Scripta Materialia*, 45: 237-244 (2001).
- [56] Manna, I., Chattopadhyay, P.P., Banhart, F., Fecht, H.J. Development of amorphous and nanocrystalline $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{35-x}\text{Zr}_x$ alloys by mechanical alloying. *Materials Science and Engineering A*, 379: 360-365 (2004).
- [57] Calin, M., Grahl, H., Adam, M., Eckert, J., Schultz, L. Synthesis and thermal stability of ball-milled and melt-quenched amorphous and nanostructured Al-Ni-Nd-Co alloys. *Journal of Materials Science*, 39: 5295-5298 (2004).
- [58] Wilson, T.W., Choo, H., Porter, W.D., Speakman, S.A., Fan, C., Liaw, P.K. Amorphization and crystallization processes of the ball-milled Al-Y-Fe-TM alloys (TM = Ni, Co, Cu, and Fe). *Journal of Non-Crystalline Solids*, 352: 4024-4029 (2006).
- [59] Choi, P.P., Kim, J.S., Nguyen, O.T.H., Kwon, D.H., Kwon, Y.S., Kim, J.C. Al-La-Ni-Fe bulk metallic glasses produced by mechanical alloying and spark-plasma sintering. *Material Science and Engineering A*, 449-451: 1119-1122 (2007).

- [60] Ouyang, Y., Zhang, J., Chen, H., Liao, S., Zhong, X. Crystallization study of amorphous $\text{Al}_{82}\text{Fe}_5\text{Ni}_5\text{Ce}_8$ alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 454: 359-363 (2008).
- [61] Chen, H., Cheng, X., Zhang, J., Ouyang, Y., Du, Y., Zhong, X., Tao, X. The compositional range of amorphous phase formation and thermal stability of $\text{Al}_{90-x}\text{Fe}_5\text{Ni}_5\text{Ce}_x$. *Journal of Alloys and Compounds*, 460: 309-313 (2008).
- [62] Prashanth, K.G., Scudino, S., Murty, B.S., Eckert, J. Crystallization kinetics and consolidation of mechanically alloyed $\text{Al}_{70}\text{Y}_{16}\text{Ni}_{10}\text{Co}_4$ glassy powders. *Journal of Alloys and Compounds*, 477: 171-177 (2009).
- [63] Wei, X., Wang, X., Wang, X., Han, F. Crystallization kinetics of an amorphous $\text{Al}_{75}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_{10}\text{Zr}_5$ alloy. *Journal of Materials Science*, 45: 6593-6598 (2010).
- [64] Wei, X., Wang, X., Han, F., Xie, H., Wen, C. Thermal stability of the $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_{10}\text{Zr}_5\text{Ta}_5$ amorphous alloy powder fabricated by mechanical alloying. *Journal of Alloys and Compounds*, 496: 313-316 (2010).
- [65] Liu, Y., Schumacher, G., Zimmermann, S., Banhart, J. Devitrification of glassy $\text{Al}_{85}\text{Ni}_{10}\text{La}_5$ powder by thermal treatment and ball-milling. *Journal of Alloys and Compounds*, 509S: 78-81 (2011).
- [66] Latuch, J., Dmowski, W. Glass formation in $\text{Al}_{85}\text{Y}_{10}(\text{Fe},\text{Co},\text{Ni},\text{Cu})_5$ alloys. *Key Engineering Materials*. 81-83: 129-134 (1993).
- [67] Yang, H.W., Dong, P., Wang, J.Q., Li, Y. Glass formability and structural stability of Al-based alloy systems. *Material Science and Engineering A*, 449-451: 273-276 (2007).
- [68] Dong, P., Zhang, J., Chang, X., Hou, W., Quan, M., Wang, J. Amorphous phase formation and microstructure evolution in the Al-rich region of Al-Co-Y system. *Acta Metallurgica Sinica*, 44: 227-232 (2008).
- [69] Dong, P., Zhang, J., Hou, W., Chang, X., Wang, J. Investigation of glass formability in Al-Co-Y ternary system. *Journal of Material Science and Technology*, 24: 161-164 (2008).
- [70] Göğebakan, M. Mechanical properties of AlYNi amorphous alloys. *Journal of Light Metals*, 2: 271-275 (2002).

- [71] Gögebakan, M. Thermal stability and mechanical properties of Al-based amorphous alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 153-154: 829-832 (2004).
- [72] Speight, J.G. *Lange's handbook of chemistry*. McGraw-Hill, USA. 1623s. (2005).
- [73] Winter, M. WebElements periodic table, professional edition, <http://www.webelements.com>. University of Sheffield, UK. 2012.
- [74] Sahoo, K.L., Mitra, A., Ghosh, S. Effect of rare-earth elements on nanophase evolution, crystallization behaviour and mechanical properties in Al-Ni-R (R = La/Mischmetal) amorphous alloys. *Pramana-Journal of Physics*, 65: 745-751 (2005).
- [75] Sahoo, K.L., Sahu, R., Mitra, A. Kinetic aspects of the nanocrystallization and evolution of microhardness in $\text{Al}_{92-x}\text{Ni}_8\text{La}_x$ amorphous alloys. *Materials and Manufacturing Process*, 22: 497-501 (2007).
- [76] Sahu, R., Chatterjee, S., Sahoo, K.L. Mechanical properties and nanocrystallization behavior of Al-Ni-La alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41: 861-869 (2010).
- [77] He, J., Jiang, H., Zhao, J., Mattern, N., Eckert, J. AlNiYCo amorphous matrix composites induced by bismuth and lead additions. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42: 4100-4105 (2011).
- [78] Powder Diffraction File No. 00-004-0787. JCPDS-ICDD, International Centre for Diffraction Data, USA (1980).
- [79] Powder Diffraction File No. 03-065-2137. JCPDS-ICDD, International Centre for Diffraction Data, USA (1967).
- [80] Powder Diffraction File No. 00-006-0699. JCPDS-ICDD, International Centre for Diffraction Data, USA (1950).
- [81] Powder Diffraction File No. 01-075-0841. JCPDS-ICDD, International Centre for Diffraction Data, USA (1997).
- [82] Powder Diffraction File No. 03-065-2418. JCPDS-ICDD, International Centre for Diffraction Data, USA (1937).

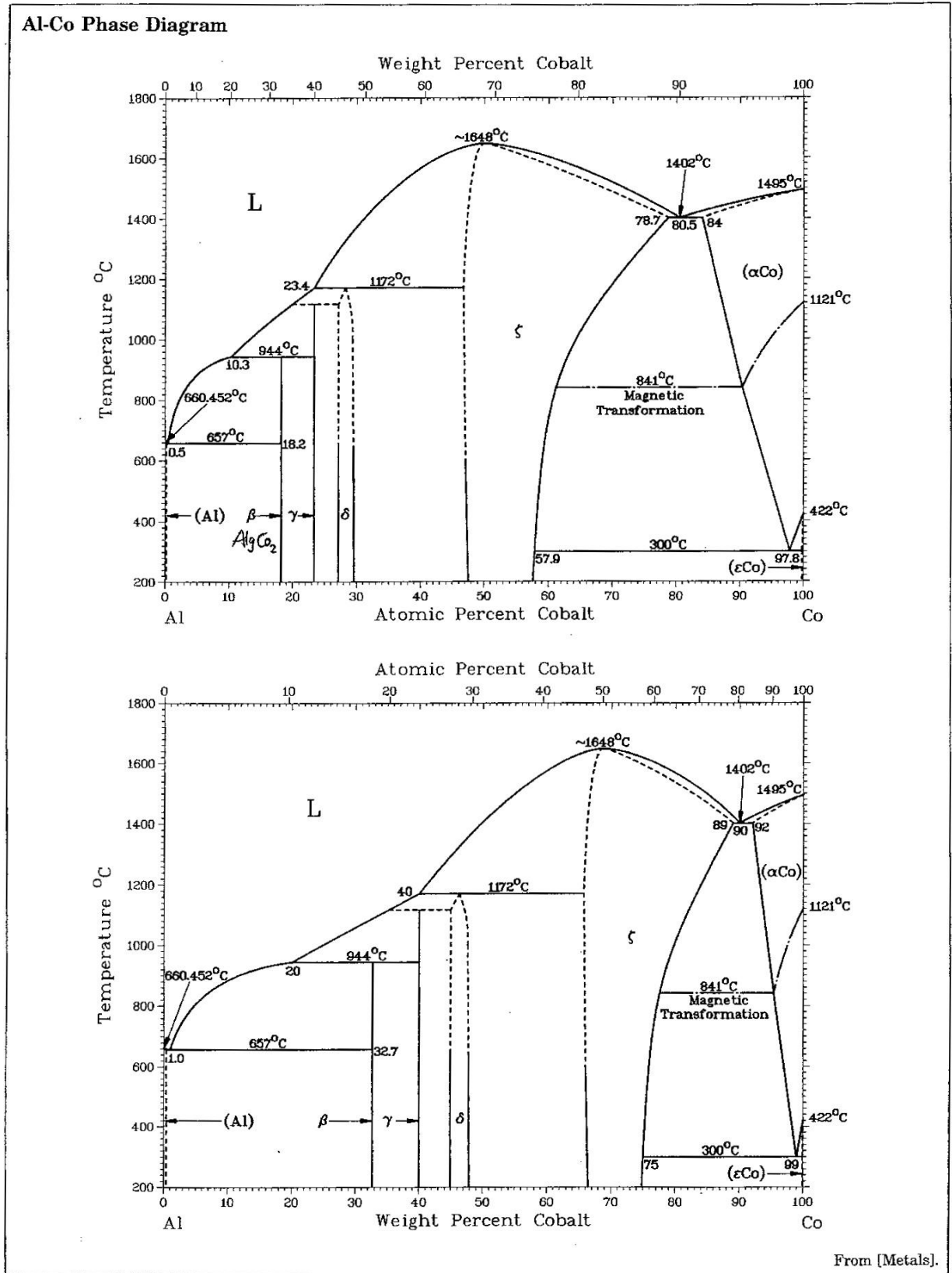
- [83] Powder Diffraction File No. 00-001-1265. JCPDS-ICDD, International Centre for Diffraction Data, USA (1938).
- [84] Powder Diffraction File No. 00-033-0030. JCPDS-ICDD, International Centre for Diffraction Data, USA (1978).
- [85] Powder Diffraction File No. 00-027-0904. JCPDS-ICDD, International Centre for Diffraction Data, USA (1972).
- [86] Powder Diffraction File No. 00-020-0072. JCPDS-ICDD, International Centre for Diffraction Data, USA (1967).
- [87] Powder Diffraction File No. 00-050-1236. JCPDS-ICDD, International Centre for Diffraction Data, USA (1998).
- [88] Powder Diffraction File No. 00-021-0765. JCPDS-ICDD, International Centre for Diffraction Data, USA (1968).
- [89] Powder Diffraction File No. 00-051-0983. JCPDS-ICDD, International Centre for Diffraction Data, USA (1998).
- [90] Powder Diffraction File No. 03-065-0549. JCPDS-ICDD, International Centre for Diffraction Data, USA (1992).
- [91] Powder Diffraction File No. 01-082-1163. JCPDS-ICDD, International Centre for Diffraction Data, USA (1997).
- [92] Villars, P., Prince, A., Okamoto, H. Handbook of Ternary Alloy Phase Diagrams. Materials Park, OH: ASM International s.3092 (1997).
- [93] Kissinger, H.E. Variation of peak temperature with heating rate in differential thermal analysis. Journal of Research of the National Bureau of Standards, 57: 217-221 (1956).
- [94] Ozawa, T. A new method of analyzing thermogravimetric data. Bulletin of the Chemical Society of Japan, 38: 1881-1886 (1965).
- [95] Augis, J.A., Bennett, J.E. Calculation of the Avrami parameters for heterogeneous solid state reactions using a modified the Kissinger method. Journal of Thermal Analysis, 13: 283-292 (1978).

- [96] Wang, S.H., Bian, X.F., Wang, H.R. Crystallization of amorphous $\text{Al}_{84.2}\text{Ni}_{10}\text{La}_{2.1}\text{Ce}_{2.8}\text{Pr}_{0.3}\text{Nd}_{0.6}$ alloy. *Materials Letters*, 58: 539-542 (2004).
- [97] Revesz, A., Varga, L.K., Surinach, S., Baro, M.D. Influence of the heat treatment on the crystallization mechanisms of $\text{Al}_{85}\text{Y}_5\text{Ni}_8\text{Co}_2$ metallic glass. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 343: 143-149 (2004).
- [98] Mukhopadhyay, A., Spence, K.E., Xing, L.Q., Buhro, W.E., Kelton, K.F. An Al-rich metallic glass with a large supercooled liquid region. *Philosophical Magazine*, 87: 281-290 (2007).
- [99] Yang, H., Wang, J.Q., Li, Y. Glass formation and microstructure evolution in Al-Ni-RE (RE = La, Ce, Pr, Nd and misch metal) ternary systems. *Philosophical Magazine*, 87: 4211-4228 (2007).
- [100] Huang, Z.H., Li, J.F., Rao, Q.L., Zhou, Y.H. Primary crystallization of Al-Ni-RE amorphous alloys with different type and content of RE. *Materials Science and Engineering A*, 489: 380-388 (2008).
- [101] Wang, S.H., Bian, X.F. Effect of Si and Co on the crystallization of Al-Ni-RE amorphous alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 453: 127-130 (2008).
- [102] Li, G., Bian, X., Song, K., Guo, J., Li, X., Wang, C. Effect of Si addition on glass forming ability and thermal stability of Al-Fe-La alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 471: L47-L50 (2009).
- [103] Lin, J.G., Wang, W.W., Wu, X.Q., Lei, J.H., Yin, S. Crystallization and corrosion resistance of as-spun $(\text{Al}_{86}\text{Ni}_9\text{La}_5)_{98}\text{Zr}_2$ amorphous alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 478: 763-766 (2009).
- [104] Gangopadhyay, A.K., Sahoo, K.L., Kelton, K.F. Importance of solute-solute interactions on glass formability. *Philosophical Magazine*, 91: 2186-2199 (2011).
- [105] Lay, M.D.H., Hill, A.J., Saksida, P.G., Gibson, M.A., Bastow, T.J. ^{27}Al NMR measurement of fcc Al configurations in as-quenched $\text{Al}_{85}\text{Ni}_{11}\text{Y}_4$ metallic glass and crystallization kinetics of Al nanocrystals. *Acta Materialia*, 60: 79-88 (2012).
- [106] Kim, T.S., Hong, S.J., Lee, J.H., Kim, K.W. Structural change of the melt spun Al-10Ni-5Y by the addition of %1Sr. *Materials Science and Engineering A*, 311: 226-231 (2001).

- [107] Blazquez, J.S., Fazakas, E., Dimitrov, H., Latuch, J., Varga, L., Kulik, T. Effect of substitution of rare earth by mischmetal on the devitrification process of Al-X-Ni-Co (X = Y, Ce, Mm) alloys. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 351: 158-166 (2005).
- [108] Jun, J.H., Kim, J.M., Kim, K.T., Jung, W.J. Glass formability and thermal stability of Al-Ni-Y-Be amorphous alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 434-435: 190-193 (2007).
- [109] Kim, T.S. Effect of solute contents on the glass forming ability and thermal stability of Al-Ni-Sr alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 465: 186-189 (2008).
- [110] Sahoo, K.L., Sahu, R., Ghosh, M., Chatterjee, S. Studies on crystallization behavior and mechanical properties of Al-Ni-La metallic glasses. *Bull. Mater. Sci.*, 31: 433-439 (2008).
- [111] Huang, Z., Li, J., Rao, Q., Zhou, Y. Crystallization behaviors Al-Ni-La amorphous alloys with trace Ti and B. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 355: 154-158 (2009).
- [112] Johnson, W.A., Mehl, R.F. Reaction kinetics in processes of nucleation and growth. *Transactions of the American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers*, 135: 416-458 (1939).
- [113] Xie, G., Louzguine-Luzgin, D.V., Zhang, Q., Zhang, W., Inoue, A. Structure and crystallization kinetics of a Cu₅₀Zr₄₅Ti₅ glassy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 483: 24-27 (2009).
- [114] Gogebakan, M., Karteri, I., Avar, B., Kursun, C. Crystallization behavior of Mg-Cu-Y amorphous alloy. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, DOI: 10.1007/s10973-011-1992-9 (2011).
- [115] Rios, C.T., Surinach, S., Baro, M.D., Bolfarini, C., Botta F, W.J., Kiminami, C.S. Crystallization of amorphous Al₈₅Ce₅Ni₁₀ ribbon. *Materials Science Forum*, 570: 126-131 (2008).
- [116] Quiao, J.C., Pelletier, J.M. Crystallization kinetics in Cu₄₆Zr₄₅Al₇Y₂ bulk metallic glass by differential scanning calorimetry (DSC). *Journal of Non-Crystalline Solids*, 357: 2590-2594 (2011).
- [117] Sun, F., Gloriant, T. Primary crystallization process of amorphous Al₈₈Ni₆Sm₆ alloy investigated by differential scanning calorimetry and by electrical resistivity. *Journal of Alloys and Compounds*, 447: 133-138 (2009).

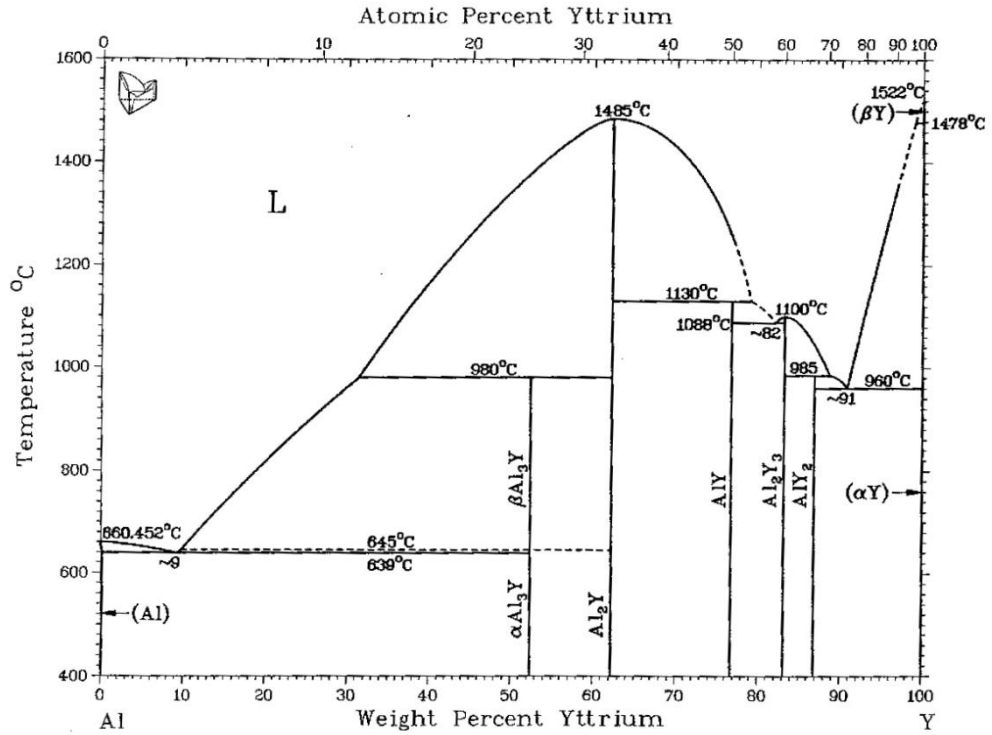
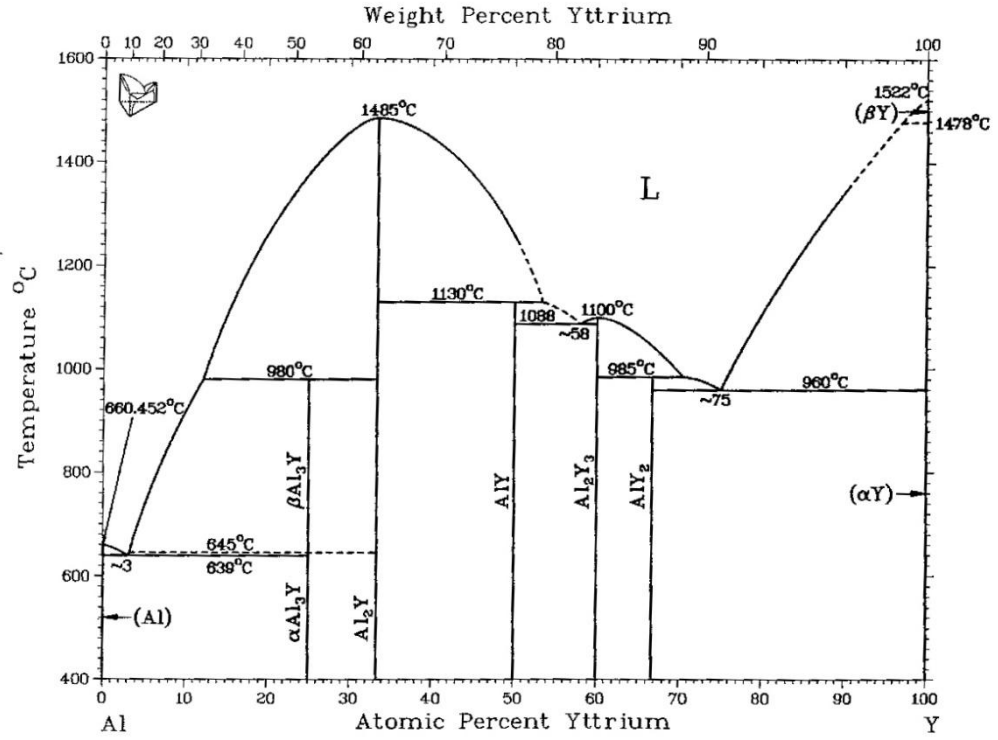
- [118] Hono, K., Zhang, Y., Inoue, A., Sakurai, T. Materials Science and Engineering A, 226-228: 498-502 (1997).
- [119] Song, K., Bian, X., Guo, J., Wang, S., Sun, B., Li, X., Wang, C. Effects of Ce and Mn additions on the glass forming ability of Al-Ni-Si metallic glass alloys. Journal of Alloys and Compounds 440: L8-L12 (2007).
- [120] Turnbull, D. Under what conditions can a glass be formed? Contemporary Physics, 10: 473-488 (1969).
- [121] Suryanarayana, C., Seki, I., Inoue, A. A critical analysis of the glass-forming ability of alloys. Journal of Non-Crystalline Solids 355: 355-360 (2009).
- [122] Rios, C.T., Surinach, S., Baro, M.D., Bolfarini, C., Botta, W.J., Kiminami, C.S. Glass forming ability of the Al-Ce-Ni system. Journal of Non-Crystalline Solids 354: 4874-4877 (2008).
- [123] Inoue, A., Tomioka, H., Masumoto, T. Mechanical properties of ductile Fe-Ni-Zr and Fe-Ni-Zr (Nb or Ta) amorphous alloys containing fine crystalline particles. Journal of Materials Science 18: 153-160 (1983).
- [124] Gogebakan, M. The effect of Si addition on crystallization behavior of amorphous Al-Yi-Ni alloy. Journal of Materials Engineering and Performance 13: 504-508 (2004).
- [125] Rizzi, P., Battezzati, L. Microhardness and devitrification studies of Al-TM-RE alloys. Journal of Alloys and Compounds 434-435: 36-39 (2007).
- [126] Wollgarten, W., Sahoo, K.L., Haug, J., Banhart, J. Influence of La on the crystallization behavior of amorphous $Al_{94-x}Ni_6La_x$ ($x = 4-7$) alloys. Materials Science and Engineering A, 449-451: 1049-1051 (2007).
- [127] Benameur, T., Inoue, A., Masumoto, T. Crystalline to amorphous phase transition in Al-Ni-Co system during mechanical alloying. Materials Transactions, JIM, 35: 451-457 (1994).
- [128] Benameur, T., Inoue, A. Amorphization of aluminum base multicomponent systems by ball milling (overview). Materials Transactions, JIM, 36: 240-250 (1995).
- [129] Das, N., Dey, G.K., Murty, B.S., Pabi, S.K. On amorphization and nanocomposite formation in Al-Ni-Ti system by mechanical alloying. Pramana-Journal of Physics, 65: 831-840 (2005).

- [130] Samanta, A., Manna, I., Chattopadhyay, P.P. Phase evolution in Al-Ni-(Ti, Nb, Zr) powder blends by mechanical alloying. *Material Science and Engineering A*, 464: 306-314 (2007).
- [131] Mula, S., Ghosh, S., Pabi, S.K. On the formation of phases by mechanical alloying and their thermal stability in Al-Mn-Ce system. *Powder Technology*, 191: 176-181 (2009).
- [132] Cullity, B.D., Stock, S.R. *Elements of X-ray diffraction*. 3 rd. Edition, Prentice Hall, New-Jersey, USA. 664s. (2001).
- [133] Nayak, S.S., Pabi, S.K., Murty, B.S. High strength nanocrystalline $L1_2$ -Al₃(Ti,Zr) intermetallic synthesized by mechanical alloying. *Intermetallics*, 15: 26-33 (2007).
- [134] Nayak, S.S., Wollgarten, M., Banhart, J., Pabi, S.K., Murty, B.S. Nanocomposites and an extremely hard nanocrystalline intermetallic of Al-Fe alloys prepared by mechanical alloying. *Material Science and Engineering A*, 527: 2370-2378 (2010).
- [135] Nayak, S.S., Pabi, S.K., Murty, B.S. Al-(L₁₂)Al₃Ti nanocomposites prepared by mechanical alloying: synthesis and mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 492: 128-133 (2010).
- [136] Revesz, A., Henits, P., Kovacs, Zs. High temperature behavior of ball-milled Al-Ni-Ce-Co alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 434-435: 424-427 (2007).
- [137] Massalski, T.B., Okamoto, H. *Binary Alloy Phase Diagrams*. ASM International, Materials Park, Ohio, USA. 3539s. (1990).



Ek Şekil 1. Al-Co faz diyagramı [137]

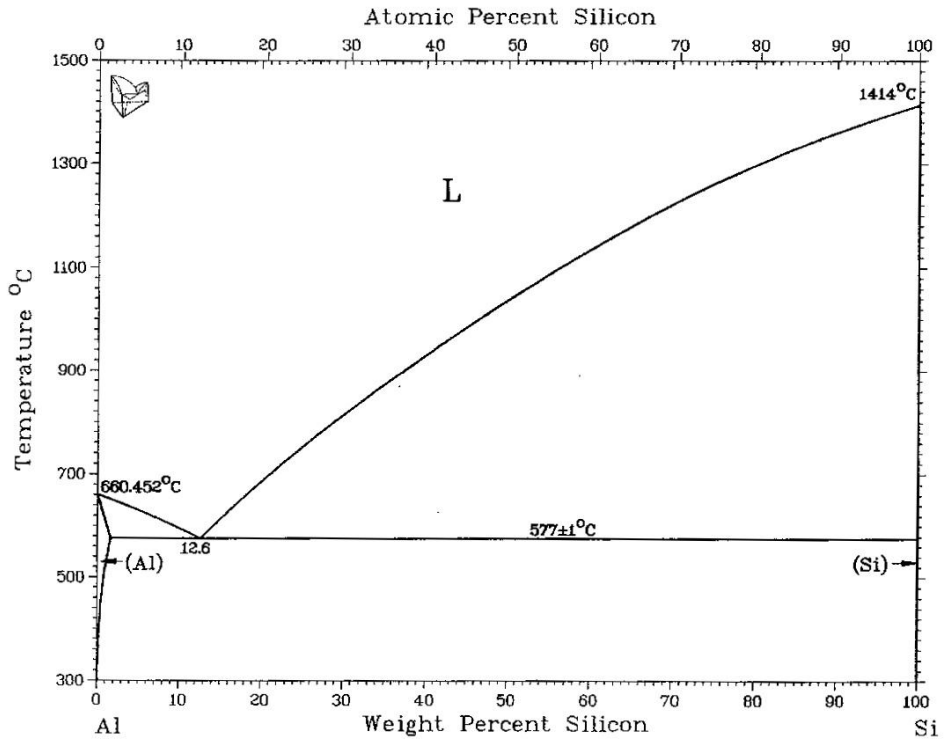
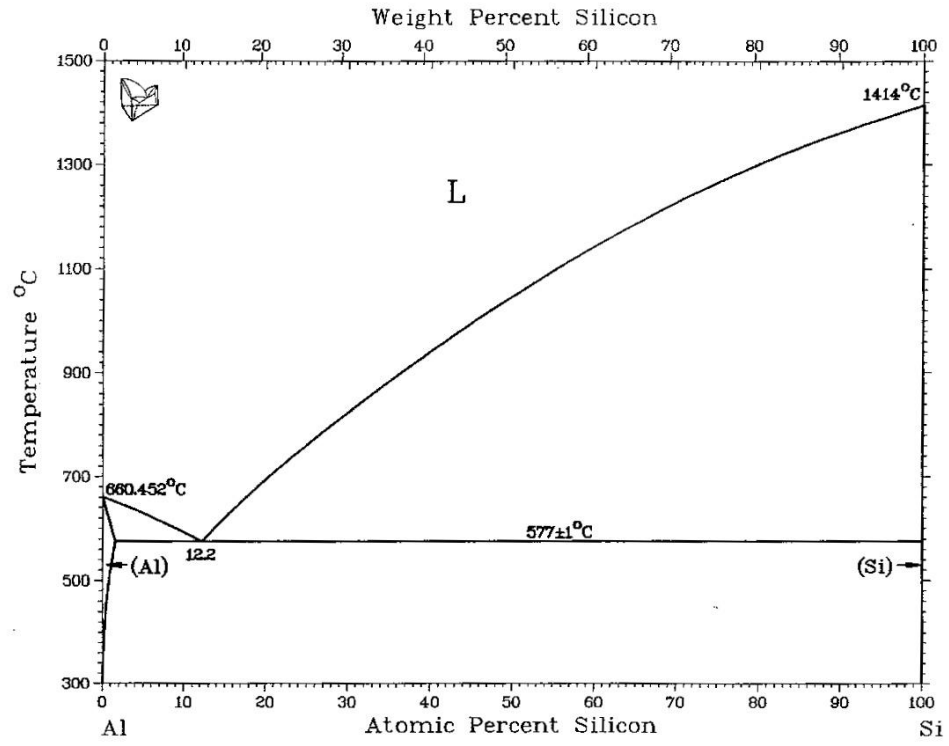
Assessed Al-Y Phase Diagram



K.A. Gschneidner, Jr. and F.W. Calderwood, submitted to the APD Program.

Ek Şekil 2. Al-Y faz diyagramı [137]

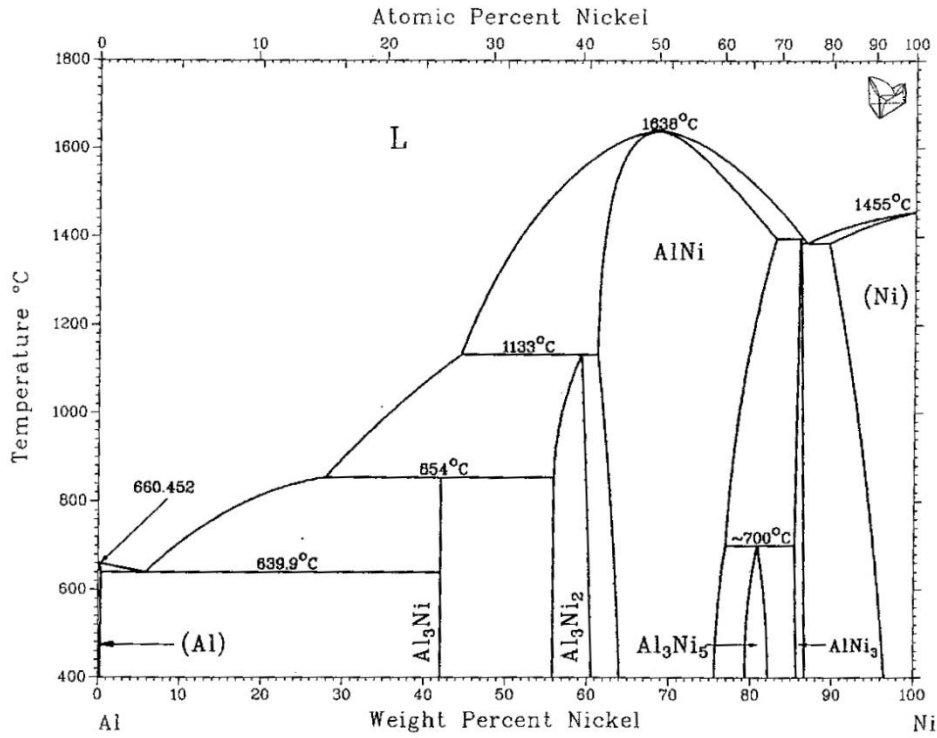
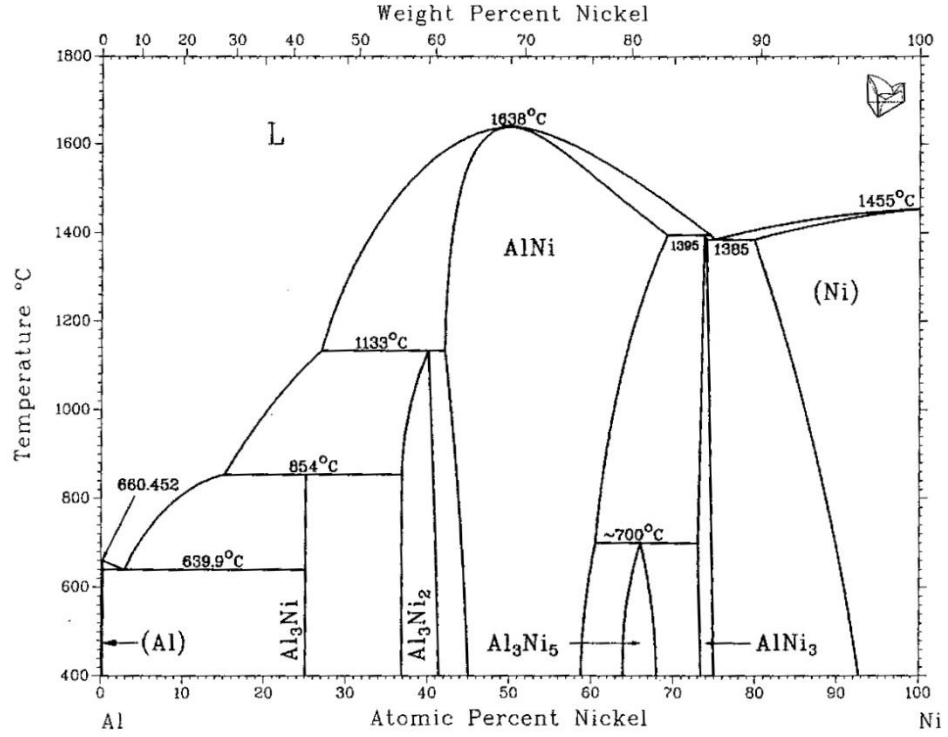
Assessed Al-Si Phase Diagram



J.L. Murray and A.J. McAlister, 1984.

Ek Şekil 3. Al-Si faz diyagramı [137]

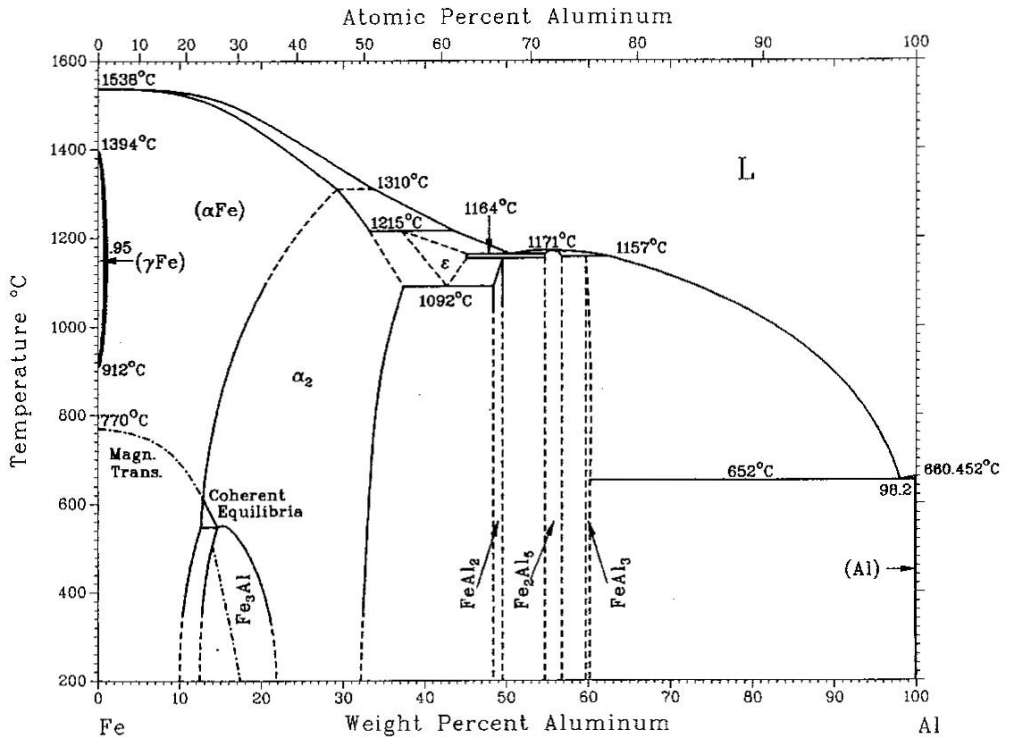
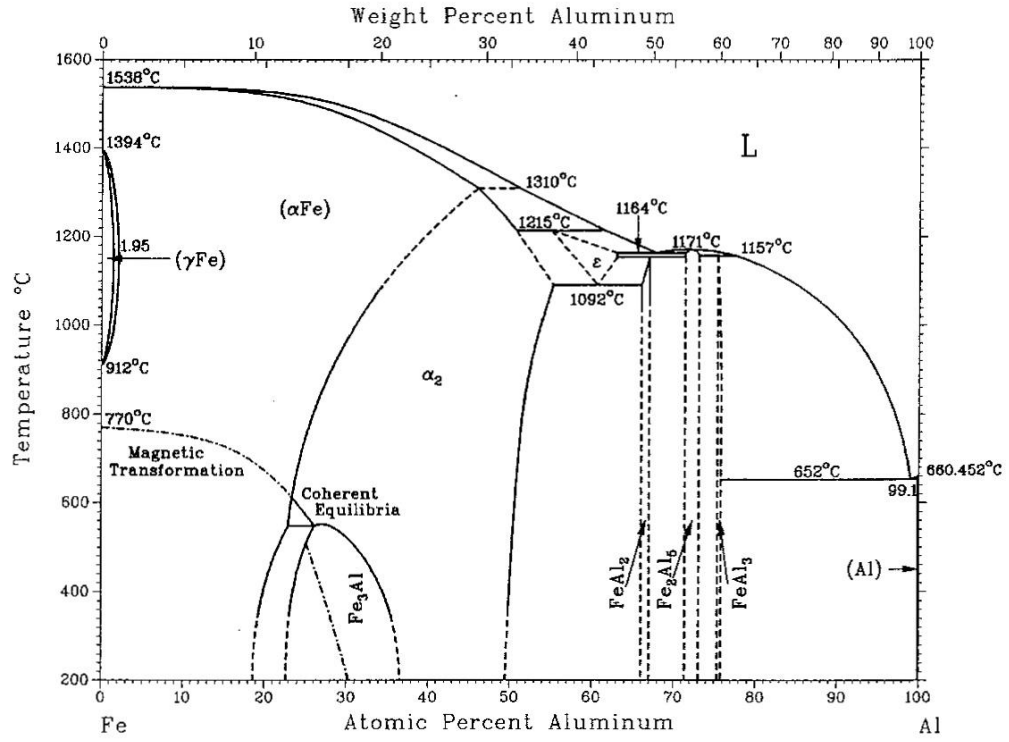
Assessed Al-Ni Phase Diagram



M.F. Singleton, J.L. Murray, and P. Nash, submitted to the APD Program.

Ek Şekil 4. Al-Ni faz diyagramı [137]

Fe-Al Phase Diagram



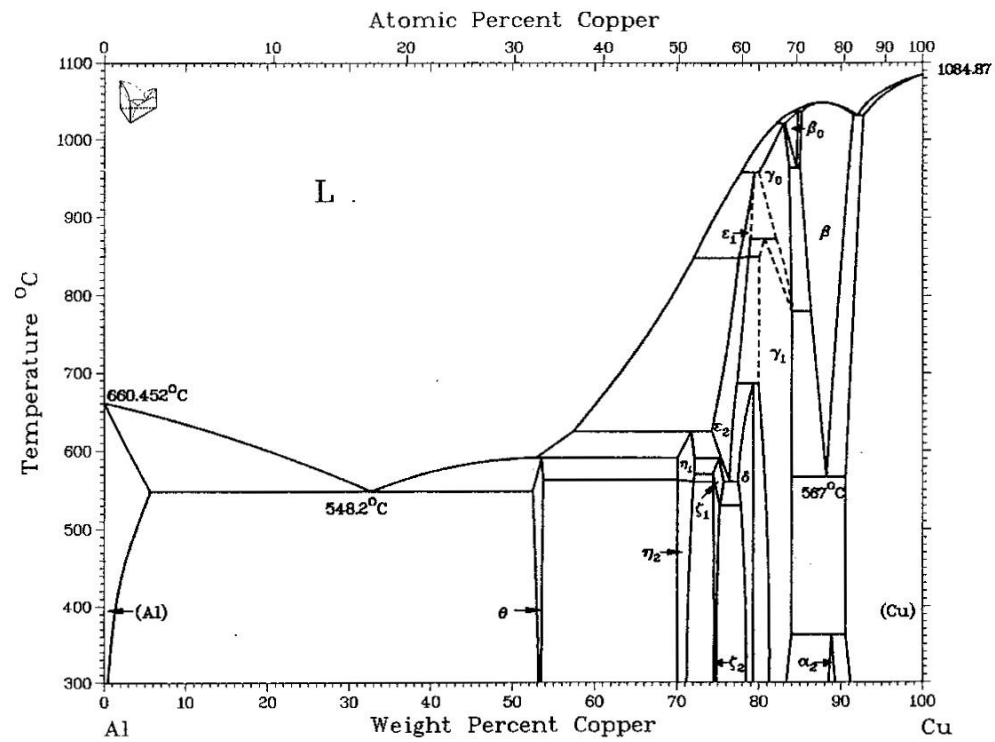
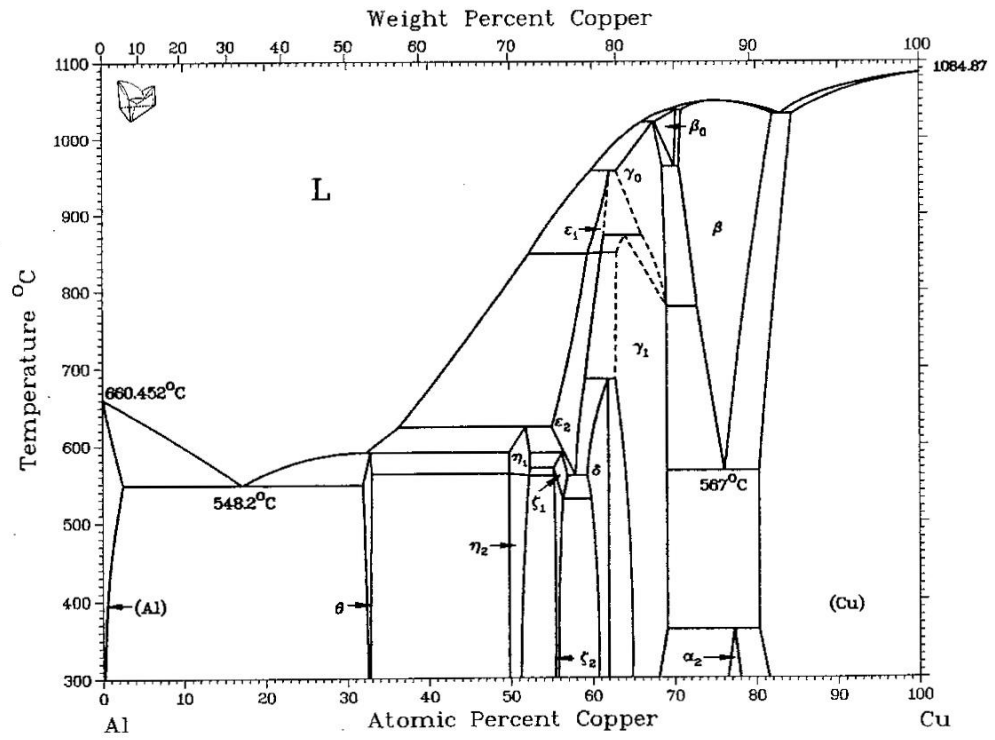
From [Kubaschewski].

Ek Şekil 5. Al-Fe faz diyagramı [137]

[illegible]

199

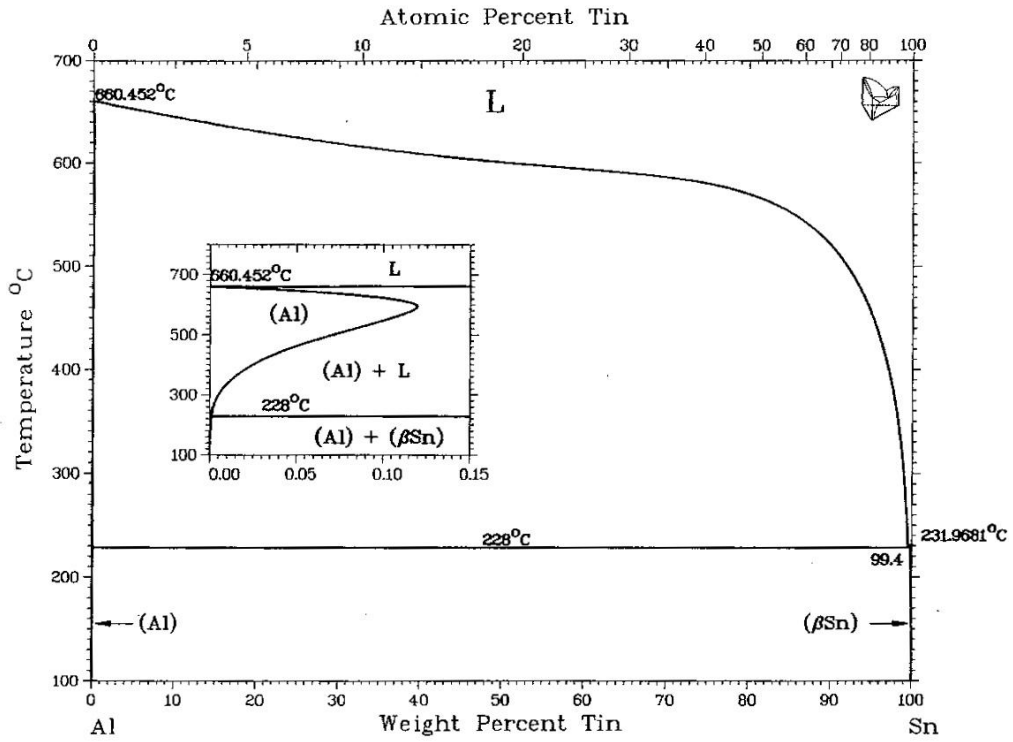
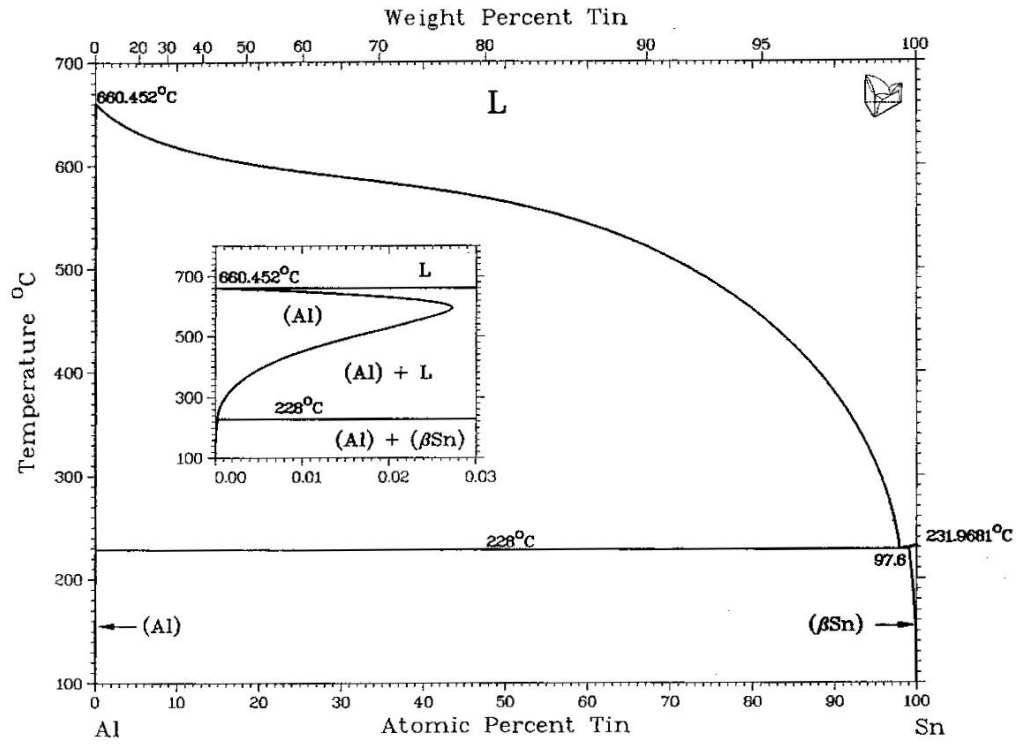
Assessed Al-Cu Phase Diagram



J.L. Murray, 1985.

Ek Şekil 7. Al-Cu faz diyagramı [137]

Assessed Al-Sn Phase Diagram



A.J. McAlister and D.J. Kahan, 1983.

Ek Şekil 8. Al-Sn faz diyagramı [137]

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Adı, soyadı : Barış AVAR
Uyruğu : T.C.
Doğum tarihi ve yeri : 13.05.1982 - Pforzheim/ Almanya
Medeni hali : Evli
Telefon : 505 511 1453
Faks : -
e-posta : barisavar@ksu.edu.tr

Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet tarihi
Doktora	KSÜ / Fizik	2012
Yüksek lisans	KSÜ / Fizik	2007
Lisans	KSÜ / Fizik	2004
Lise	İzmir Atatürk Anadolu Lisesi	2000

İş Denevimi

Yıl	Yer	Görev
2006-2012	KSÜ	Araştırma Görevlisi

Yayınlar

SCI Kapsamındaki Uluslararası Makaleler:

1. M. Gogebakan, **B. Avar**: “Formation and Microstructure of Quasicrystalline Al-Cu-Fe Alloys by Mechanical Alloying”, (*American Institute of Physics. AIP Conf. Proc.* – Vol.899, Issue.1, 2007, p.603).
2. **B. Avar**, M. Gogebakan, F. Yilmaz: “Characterization of the icosahedral quasicrystalline phase in rapidly solidified Al-Cu-Fe alloys”, (*Zeitschrift für Kristallographie* – Vol.223, Issue.11-12, 2008, p.731-734).
3. M. Gogebakan, **B. Avar**, O. Uzun: “Quasicrystalline phase formation in the conventionally solidified Al-Cu-Fe system”, (*Materials Science-Poland* – Vol.27, No.3, 2009, p.919-926).
4. **B. Avar**, M. Gogebakan: “Synthesis of the quasi-crystalline phase in Al₆₃Cu₂₅Fe₁₂ powders prepared by mechanical alloying”, (*Journal of Optoelectronics and*

Advanced Materials – Vol.11, No.10, 2009, p.1460-1463).

5. M. Gogebakan, **B. Avar**: “Quasicrystalline phase formation during heat treatment in Mechanically Alloyed $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ Alloy”, (*Materials Science and Technology* – Vol.26, No.8, 2010, p.920-924).
6. M. Gogebakan, **B. Avar**, M. Tarakci: “Microstructures and mechanical properties of conventionally solidified $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$ alloy during heat treatment”, (*Journal of Alloys and Compounds* – Vol.509, Supp.1, 2011, p.316-319).
7. Y. Kara, **B. Avar**, A. Kayraldiz, B. Guzel, M. Kurtoglu: “Synthesis and genotoxicity of schiff base transition metal complexes”, (*Heteroatom Chemistry* – Vol.22, Issue.2, 2011, p.119-130).
8. M. Gogebakan, **B. Avar**: “Structural evolutions of the mechanically alloyed $\text{Al}_{70}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{10}$ powders”, (*Pramana - Journal of Physics* – Vol.77, No.4, 2011, p.735-747).
9. M. Gogebakan, İ. Karteri, **B. Avar**, C. Kursun: “Crystallization behavior of Mg-Cu-Y amorphous alloy”, (*Journal of Thermal Analysis and Calorimetry* – 2011, DOI 10.1007/s10973-011-1992-9).

Konferans Bildirileri ve Seminer Sunumları:

1. M. Gogebakan, **B. Avar**: “Formation and Microstructure of Quasicrystalline Al-Cu-Fe Alloys by Mechanical Alloying”, *6 th International Conference of the Balkan Physical Union*, 22-26 Ağustos, 2006, İstanbul Üniversitesi, İstanbul, Bildiri Özetleri Kitabı, s.756. (poster)
2. **B. Avar**, M. Gogebakan: “Characterization of Quasicrystalline Phase in Al-Cu-Fe Alloy System by Mechanical Alloying”, *24 th International Physics Congress*, 28-31 Ağustos, 2007, İnönü Üniversitesi, Malatya, Bildiri Özetleri Kitabı, s.156. (sözlü)
3. **B. Avar**, M. Gogebakan, O. Uzun: “Production of Al-Cu-Fe Quasicrystalline Alloys by Conventional and Rapid Solidification”, *24 th International Physics Congress*, 28-31 Ağustos, 2007, İnönü Üniversitesi, Malatya, Bildiri Özetleri Kitabı, s.445. (poster)
4. **B. Avar**, “Kuazikristaller: Genel Bir Bakış”, *KSÜ. Fen-Edebiyat Fak.*, Kahverengi Amfi, Mart 2008. (sözlü)
5. M. Gogebakan, **B. Avar**, M. Tarakci: “Microstructural Characterization of Conventionally Solidified $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$ Alloy During Heat Treatment”, *Condensed Matter Physics Conference Of Balkan Countries – CMPC BC2008*, 26-28 Mayıs, 2008, Muğla Üniversitesi, Muğla, Bildiri Özetleri Kitabı, s.70. (poster)
6. **B. Avar**, “Normal Katılaştırma ile Üretilen Al-Cu-Fe Alaşımının Mikroyapı Analizi”, *Malzeme Günleri 3 Konferansı*, Ortadoğu Teknik Üniversitesi (ODTÜ), Ankara, 19-20 Haziran, 2008. (sözlü)

7. **B. Avar**, M. Gogebakan, F. Yilmaz: “Characterization of the Icosahedral Quasicrystalline Phase in Rapidly Solidified Al-Cu-Fe Alloys”, *10 th International Conference on Quasicrystals ICQ10*, 6-11 Temmuz, 2008, ETH, Zürih, İsviçre, Bildiri  zetleri Kitabı, s.30. (poster)
8. M. Gogebakan, **B. Avar**: “Production and Structure of Quasicrystalline Al- Based Alloys”, *25 th Inter. Physics Congress*, 25-29 A ustos, 2008, Bodrum, Mu la, Bildiri  zetleri Kitabı, s.147. (s zl )
9. A. Gundes, M. Gogebakan, **B. Avar**: “Mekaniksel    tme Tekni i ile  retilen Al₈₅Ni₁₀Nd₅ Alaşımında Faz D n ş mlerinin İncelenmesi”, *25 th International Physics Congress*, 25-29 A ustos, 2008, Bodrum, Mu la, Bildiri  zetleri Kitabı, s.460. (poster)
10. **B. Avar**, M. Gogebakan: “Synthesis of quasicrystalline phase in Al₆₃Cu₂₅Fe₁₂ powders prepared by mechanical alloying”, *15 th International School of Condensed Matter Physics, the ISCMP 2008*, 31 A ustos-6 Eyl l, 2008, Varna, Bulgaristan. (s zl  ve poster)
11. **B. Avar**, M. Gogebakan: “Icosahedral Phase Formation in Al-Cu-Fe-TM (TM=Si,Mg,B) Alloys”, *26 th Inter. Physics Congress*, 24-27 Eyl l, 2009, Bodrum, Mu la, Bildiri  zetleri Kitabı, s.114. (s zl )
12. M. Gogebakan, **B. Avar**, M. Tarakci: “Microstructures and mechanical properties of conventionally solidified Al₆₃Cu₂₅Fe₁₂ alloy during heat treatment”, *17th International Symposium on Metastable, Amorphous and Nanostructured Materials (ISMANAM 2010)*, 4-9 Temmuz, 2010, ETH, Z rih, İsvi re, Bildiri  zetleri Kitabı, s.126. (s zl )
13. **B. Avar**, M. Gogebakan: “Icosahedral phase formation in mechanically alloyed Al-Cu-Fe-TM (TM=Si, Mg, B) Alloys”, *17th International Symposium on Metastable, Amorphous and Nanostructured Materials (ISMANAM 2010)*, 4-9 Temmuz, 2010, ETH, Z rih, İsvi re, Bildiri  zetleri Kitabı, s.183. (poster)
14. M. Gogebakan, İ. Karteri, **B. Avar**: “Structural investigation of Mg-based alloys prepared by mechanical alloying”, *17th International Symposium on Metastable, Amorphous and Nanostructured Materials (ISMANAM 2010)*, 4-9 Temmuz, 2010, ETH, Z rih, İsvi re, Bildiri  zetleri Kitabı, s.259. (poster)
15. **B. Avar**, M. Gogebakan: “Synthesis, structural and mechanical properties of Al-Cu-Fe quasicrystalline alloys”, *27 th International Physics Congress*, 14-17 Eyl l, 2010, İstanbul Üniversitesi, İstanbul, Bildiri  zetleri Kitabı, s.175. (s zl )
16. **B. Avar**, M. Gogebakan: “A study on structural and mechanical properties of Al-Co-Y Melt-Spun Ribbons”, *18th International Symposium on Metastable, Amorphous and Nanostructured Materials (ISMANAM 2011)*, 26 Haziran - 1 Temmuz, 2011, Gij n, İspanya, Bildiri  zetleri Kitabı, s.249. (poster)
17. **B. Avar**, M. Gogebakan, N. Canal: “Mechanical and thermal properties of rapidly

solidified Al-Ni-Fe-(Nd,Y) Alloys”, *18th International Symposium on Metastable, Amorphous and Nanostructured Materials (ISMANAM 2011)*, 26 Haziran - 1 Temmuz, 2011, Gijon, İspanya, Bildiri Özetleri Kitabı, s.249. (poster)

18. **B. Avar**, M. Gogebakan: “Crystallization and Hardness Behavior of an Amorphous $\text{Al}_{85}\text{Co}_7\text{Y}_8$ Alloy”, *12th International Symposium on Novel and Nano Materials (ISNNM)*, 26-30 Ağustos 2012, İstanbul, Türkiye. (poster)