



T.C.
KAHRAMANMARAŞ SÜTÇÜ İMAM ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

AMORF VE NANOKRİSTAL YAPIDA ÜRETİLEN
 $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si)
ALAŞIMLARININ YAPISAL, ISISAL VE
MEKANİKSEL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

CELAL KURŞUN

DOKTORA TEZİ
MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

KAHRAMANMARAŞ 2015

T.C.
KAHRAMANMARAŞ SÜTÇÜ İMAM ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

AMORF VE NANOKRİSTAL YAPIDA ÜRETİLEN
 $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si)
ALAŞIMLARININ YAPISAL, ISISAL VE
MEKANİKSEL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

CELAL KURŞUN

Bu tez,
Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalında
DOKTORA
derecesi için hazırlanmıştır.

KAHRAMANMARAŞ 2015

Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü öğrencisi Celal KURŞUN tarafından hazırlanan “Amorf ve Nanokristal Yapıda Üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) Alaşımlarının Yapısal, Isısal ve Mekaniksel Özelliklerinin İncelenmesi” adlı bu tez, jürimiz tarafından 28/12/2015 tarihinde oy birliği / oy çokluğu ile Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalında Doktora tezi olarak kabul edilmiştir.

Prof. Dr. Musa GÖĞEBAKAN (DANIŞMAN)
Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı, KSÜ

Prof. Dr. Abdulkadir YILDIZ (ÜYE)
Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı, KSÜ

Prof. Dr. Ümit ALVER (ÜYE)
Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, KTÜ

Doç. Dr. Cafer AYDIN (ÜYE)
Matematik Anabilim Dalı, KSÜ

Yrd. Doç. Dr. Barış AVAR (ÜYE)
Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, BEÜ

Yukarıdaki imzaların adı geçen öğretim üyelerine ait olduğunu onaylarım.

Doç. Dr. MUSTAFA ŞEKKELİ
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, alıntı yapılan her türlü kaynağa eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

Celal KURŞUN

Bu çalışma KSÜ Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi tarafından desteklenmiştir.

Proje No: 2014/3-34D

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.

AMORF VE NANOKRİSTAL YAPIDA ÜRETİLEN $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) ALAŞIMLARININ YAPISAL, ISISAL VE MEKANİKSEL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ (DOKTORA TEZİ)

CELAL KURŞUN

ÖZET

Bu tez çalışmasında $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) alaşımları dört farklı metotla amorf veya nanokristal olarak üretildi. Bu metotlar; normal katılaştırma, hızlı katılaştırma, emme döküm ve mekaniksel alaşımlamadır. Alaşım üretim tekniklerinin, elde edilen alaşımların mikro yapısına ve mekaniksel özelliklerine etkisi incelendi. Buna ilaveten üretim teknikleri arasında kıyaslama yapılarak amorf ve nanokristal malzemenin elde edilmesi için en uygun üretim tekniği tartışıldı. Üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) alaşımlarının mikroyapısal ve morfolojik özellikleri X-ışını difraksiyonu (XRD), taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve optik mikroskop (OM) ile, kimyasal analizi enerji dağılımlı X-ışını (EDX) ile, ısıl davranışları diferansiyel termal analiz (DTA) ve diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) incelendi. Alaşımların mekaniksel özellikleri ise Vickers mikrosertlik testi yapılarak belirlendi. Üretilen alaşımların, kristal boyutları Scherrer tekniği ile hesaplandı. Amorf alaşımların kristalleşmesi için gerekli olan aktivasyon enerjileri Kissinger denklemi ile hesaplandı. Yapılan analiz sonuçları, alaşımların normal katılaştırma ile kristal yapıda, hızlı katılaştırma ile amorf yapıda, emme döküm ile kısmi amorf yapıda ve mekaniksel alaşımlama ile hem kısmi amorf yapıda hem de nanokristal olarak üretildiğini gösterdi. Tez kapsamındaki alaşımlar için en uygun amorf malzeme üretim tekniğinin hızlı katılaştırma metodu olduğu, en uygun nanokristal malzeme üretim tekniğinin ise mekaniksel alaşımlama olduğu tespit edildi.

Anahtar Kelimeler: Cu-esaslı Alaşım, Mikroyapı, Yarı Kararlı Alaşım, Mekaniksel Alaşımlama, Emme Döküm, Hızlı Katılaştırma, Amorf, Nanokristal, XRD, SEM

Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı, Aralık / 2015

Danışman: Prof. Dr. Musa GÖĞEBAKAN

Sayfa sayısı: 131

**INVESTIGATION OF STRUCTURAL, THERMAL AND MECHANICAL
PROPERTIES OF AMORPHOUS AND NANOCRYSTALLINE
Cu₅₀Zr₄₀Ni₅M₅ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) ALLOYS
(Ph. D. THESIS)**

CELAL KURŞUN

ABSTRACT

In this thesis, Cu₅₀Zr₄₀Ni₅M₅ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) alloys were produced amorphous or nanocrystalline structures by using four different techniques. These techniques are conventional solidification, rapid solidification, suction casting and mechanical alloying. The effect of the production techniques on microstructure and mechanical properties of the obtained alloys were investigated. Moreover, in order to produce amorphous and nanocrystalline materials the most proper technique was discussed by comparing the other production methods. The microstructure and morphological properties of the Cu₅₀Zr₄₀Ni₅M₅ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) alloys were analysed by X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM) and optical microscope (OM). The chemical analysis of the alloys was investigated by energy-dispersive X-ray (EDX). The thermal behaviours of the alloys were analysed by differential scanning calorimeter (DSC) and differential thermal analysis (DTA). The mechanical properties of the materials were identified by Vickers microhardness test. The crystallite sizes of the alloys were calculated using the equations of Scherrer. The activation energies of the crystallization in amorphous alloys were determined using Kissinger. According to the present results, in the conventionally solidification technique the alloys were produced in crystalline structure, in the rapid solidification technique the alloys were produced in fully amorphous, in the suction casting technique the alloys were produced partially amorphous structures and in the mechanical alloying the alloys were produced both partially amorphous structures and nanocrystalline structures. It was determined the most suitable production techniques of the amorphous alloys and nanocrystalline alloys were rapidly solidification and mechanical alloying.

Keywords: Cu-based Alloy, Microstructure, Metastable Alloy, Mechanical Alloying, Rapid Solidification, Suction Casting, Amorphous, Nanocrystal, XRD, SEM

University of Kahramanmaraş Sütçü İmam

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Materials Science and Engineering, December / 2015

Supervisor: Prof. Dr. Musa GÖĞEBAKAN

Page number: 131

TEŞEKKÜR

Lisansüstü çalışmalarım boyunca çizdiği bilimsel ufuk ile diri ve dinamik kalmamı sağlayan, bilgi ve tecrübeleriyle her konuda desteğini gördüğüm, akademik yaşantısı ile her zaman örnek alacağım, değerli hocam tez danışmanım Sayın Prof. Dr. Musa GÖĞEBAKAN' a,

Külçe ve şerit alaşımların bir kısmının üretimine olanak sağlayan Almanya Dresden Teknik Üniversitesi, Kompleks Malzemeler Enstitüsü Müdürü Prof. Dr. Jürgen ECKERT' e ve bu alaşımların üretiminde büyük yardımlarını gördüğüm Fatemeh Asgerzade Javid'e,

Külçe alaşımların analizlerinde yardımcı olan Gebze Teknoloji Üniversitesi, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği öğretim üyesi Doç. Dr. Yücel GENÇER' e,

Akademik hayata atılmamda büyük yardım ve desteklerini gördüğüm, titiz ve disiplinli çalışma prensipleri ile örnek aldığım saygıdeğer hocam Prof. Dr. Orhan UZUN'a,

2211-Yurt İçi Lisansüstü Burs Programı ile doktora tezimi destekleyen TÜBİTAK'a,

Bin bir zahmetlerle beni yetiştiren ve desteklerini hiç esirgemeyen canım annem ve babama

Her zaman büyük bir sabırla ve samimiyetiyle yanımda olan sevgili eşime, tatlı dualarını esirgemeyen kızıma ve apansız dünyaya gelişiyile yeni enerji ve huzur kaynağım oğluma,

En içten duygularıyla sevgi, saygı ve şükranlarımı sunarım.

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖZET	i
ABSTRACT	ii
İÇİNDEKİLER.....	iv
ŞEKİLLER DİZİNİ	vi
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	xi
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	xii
1. GİRİŞ.....	1
2. ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR	5
3. MATERYAL ve METOD	13
3.1. Giriş	13
3.2. Üretim Teknikleri	14
3.2.1. Mekaniksel alaşımlama tekniği	14
3.2.2. Normal katılaştırma tekniği	18
3.2.3. Hızlı katılaştırma tekniği	22
3.2.4. Emme döküm tekniği.....	25
3.3. Alaşımların İncelenmesi	27
3.3.1. X-ışını kırınımı (XRD)	28
3.3.2. Taramalı elektron mikroskobu (SEM-EDX)	30
3.3.3. Optik mikroskop (OM)	30
3.3.4. Diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) Diferansiyel termal analiz (DTA)	31
3.3.5. Mikro sertlik cihazı (Vickers).....	32
3.3.6. Silindir fırın	34
4. BULGULAR ve TARTIŞMA	35
4.1. Normal Katılaştırma İşlemi Sonuçları	35
4.1.1. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) külçe alaşımlarının XRD analizleri.....	35
4.1.2. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) külçe alaşımlarının SEM analizleri.....	40
4.1.3. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) külçe alaşımlarının OM görüntüleri.....	46
4.1.4. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) külçe alaşımlarının EDX analizleri.....	52
4.1.5. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) külçe alaşımlarının mikrosertlik değerleri	55

4.2. Hızlı Katılaştırma İşlemi Sonuçları	57
4.2.1. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarının XRD Analizleri	57
4.2.2. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarının DSC Analizleri	60
4.2.2.1. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarının kristallenme davranışları	63
4.2.2.2. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarının aktivasyon enerjileri	67
4.2.3. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarına uygulanan ısı işlemi.....	70
4.2.3.1. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarının SEM görüntüleri	73
4.2.4. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarının EDX analizleri.....	78
4.2.5. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarının sertlik değerleri.....	81
4.3. Emme Döküm İşlemi Sonuçları.....	84
4.3.1. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) çubuk alaşımlarının XRD analizleri.....	84
4.3.2. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) çubuk alaşımlarının SEM analizleri.....	87
4.3.3. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) çubuk alaşımlarının EDX analizleri.....	88
4.3.4. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) çubuk alaşımlarının DSC analizleri	91
4.3.5. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) çubuk alaşımlarının sertlik değerleri.....	93
4.4. Mekaniksel Alaşımlama İşlemi Sonuçları	94
4.4.1. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Y, Ti, Mg, Si,) toz alaşımlarının XRD analizleri.....	94
4.4.2. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Y, Ti, Mg, Si,) toz alaşımlarının SEM analizleri.....	98
4.4.3. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Y, Ti, Mg, Si,) toz alaşımlarının EDX analizleri.....	105
4.4.4. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Y, Ti, Mg, Si,) toz alaşımlarının kristal boyutu ve örgü gerinimi	108
4.4.5. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Y, Ti, Mg, Si,) toz alaşımlarının DTA analizleri.....	111
5. SONUÇLAR.....	115
KAYNAKLAR.....	119
ÖZGEÇMİŞ.....	128

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa No

Şekil 3.1. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Ti, Y, Mg, Si) alaşımların üretim ve analiz şeması	13
Şekil 3.2. Fritsch Pulverisette 5 markalı planeter öğütücünün görüntüsü (a) dış kısmı (b) iç kısmı.....	15
Şekil 3.3. Elementsel tozların MA işlemi sürecindeki şematik gösterimi.....	16
Şekil 3.4. Öğütme hazneleri ve öğütücü biyeler.....	16
Şekil 3.5. Vakumlu ve argon atmosferli glove box	18
Şekil 3.6. Alaşımları normal katılaştırma ile üretmek için kullanılan ark eritme fırını (KSÜ)	19
Şekil 3.7. Ark eritme cihazı, Dresden Teknik Üniversitesi, Almanya	20
Şekil 3.8. Külçe alaşımların a) eritme işleminden önce b) sonraki görünüşleri	21
Şekil 3.9. Bühler 1 Eriyik döndürme cihazı - Dresden Teknik Üniversitesi	23
Şekil 3.10. Bühler 1 – Eriyik döndürme cihazının iç kısmı	23
Şekil 3.11. Eriyik döndürme cihazının şematik görünümü	24
Şekil 3.12. HK yöntemi ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M=Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımları.....	25
Şekil 3.13. Emme döküm ile çubuk alaşımların üretiminde kullanılan bakır kalıplarlar	26
Şekil 3.14. Emme döküm ile üretilen çubuk alaşımlar (a) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$; (b) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Si_5$	27
Şekil 3.15. Philips X`Pert PRO marka XRD cihazı	29
Şekil 3.16. Philips X`Pert PRO marka XRD cihazının iç kısmı.....	29
Şekil 3.17. ZEISS EVO LS10 cihazı (SEM).....	30
Şekil 3.18. Optik mikroskop (OM).....	31
Şekil 3.19. Perkin Elmer Sapphire - DSC (sağda); Tg/DTA (solda).....	32
Şekil 3.20. Mikro sertlik cihazı	33

Şekil 3.21. Mikro sertlik ile $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Al_5$ çubuk alaşımının yüzeyinde oluşturulan izler.....	33
Şekil 3.22. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Ti, Y, Mg) şerit alaşımlarının tavlanmasında kullanılan silindir fırın	34
Şekil 4.1. NK ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Al_5$ alaşımının XRD grafiği	37
Şekil 4.2. NK ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Y_5$ alaşımının XRD grafiği	37
Şekil 4.3 NK ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$ alaşımının XRD grafiği.....	38
Şekil 4.4. NK ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Mg_5$ alaşımının XRD grafiği	38
Şekil 4.5. NK ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Si_5$ alaşımının XRD grafiği.....	39
Şekil 4.6. NK ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Al_5$ alaşımının SEM fotoğrafları.....	41
Şekil 4.7. NK ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Y_5$ alaşımının SEM fotoğrafları.....	42
Şekil 4.8. NK ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$ alaşımının SEM fotoğrafları	43
Şekil 4.9. NK ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$ alaşımının SEM fotoğrafları	44
Şekil 4.10. NK ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Si_5$ alaşımının SEM fotoğrafları	45
Şekil 4.11. NK ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Al_5$ alaşımının OM fotoğrafları a) Dağlama öncesi; b) Dağlama sonrası	47
Şekil 4.12. NK ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Y_5$ alaşımının OM fotoğrafları a) Dağlama öncesi; b) Dağlama sonrası	48
Şekil 4.13. NK ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$ alaşımının OM fotoğrafları a) Dağlama öncesi; b) Dağlama sonrası	49
Şekil 4.14. NK ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Mg_5$ alaşımının OM fotoğrafları a) Dağlama öncesi; b) Dağlama sonrası	50
Şekil 4.15. NK ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Si_5$ alaşımının OM fotoğrafları a) Dağlama öncesi; b) Dağlama sonrası	51
Şekil 4.16. NK ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Al_5$ alaşımının EDX grafiği	53
Şekil 4.17. NK ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Y_5$ alaşımının EDX grafiği	53
Şekil 4.18. NK ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$ alaşımının EDX grafiği.....	54
Şekil 4.19. NK ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Mg_5$ alaşımının EDX grafiği.....	54
Şekil 4.20. NK ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Si_5$ alaşımının EDX grafiği	55

Şekil 4.21. NK ile üretilen külçe alaşımların Vickers mikrosertlik değerleri; (a) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Y_5$, (b) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Mg_5$, (c) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Al_5$, (d) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$, (e) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Si_5$	56
Şekil 4.22. HK ile iki farklı soğutma hızında üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Al_5$ şerit alaşımlarının XRD grafiği.	58
Şekil 4.23. HK ile iki farklı soğutma hızında üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Y_5$ şerit alaşımlarının XRD grafiği.	58
Şekil 4.24. HK ile üç farklı soğutma hızında üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$ şerit alaşımlarının XRD grafiği.	59
Şekil 4.25. HK ile 35 m/s disk dönme hızında üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Mg_5$ şerit alaşımının XRD	59
Şekil 4.26. HK ile farklı hızlarda üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Al_5$ şerit alaşımlarının DSC grafiği	61
Şekil 4.27. HK ile farklı hızlarda üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Y_5$ şerit alaşımlarının DSC grafiği	61
Şekil 4.28. HK ile farklı hızlarda üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$ şerit alaşımlarının DSC grafiği	62
Şekil 4.29. HK ile 35 m/s hızında üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Mg_5$ şerit alaşımının DSC grafiği	62
Şekil 4.30. 35 m/s disk hızında üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Al_5$ şerit alaşımının 5-40 °C/dk ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri.....	64
Şekil 4.31. 35 m/s disk hızında üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Y_5$ şerit alaşımının 5-40 °C/dk ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri.....	64
Şekil 4.32. 35 m/s disk hızında üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$ şerit alaşımının 5-40 °C/dk ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri.....	65
Şekil 4.33. 35 m/s disk hızında üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Mg_5$ şerit alaşımının 5-40 °C/dk ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri.....	65
Şekil 4.34. HK ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Al_5$ (35 m/s) şerit alaşımının camsı geçiş sıcaklığı (T_g), kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklığı (T_p) için çizilen Kissinger doğruları.....	68
Şekil 4.35. HK ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Y_5$ (35 m/s) şerit alaşımının camsı geçiş sıcaklığı (T_g), kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklığı (T_p) için çizilen Kissinger doğruları.....	68

Şekil 4.36. HK ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ (35 m/s) şerit alaşımının camsı geçiş sıcaklığı (T_g), kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklığı (T_p) için çizilen Kissinger doğruları.....	69
Şekil 4.37. HK ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ (35 m/s) şerit alaşımının camsı geçiş sıcaklığı (T_g), kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklığı (T_p) için çizilen Kissinger doğruları.....	69
Şekil 4.38. HK ile 35 m/s disk hızında üretilen şerit alaşımların ısıtma işlemi sonrası XRD grafikleri: a) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$; b) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$; c) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$; d) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$	72
Şekil 4.39. 35 m/s disk hızında üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$ şerit alaşımının enine kesitinden alınan tipik SEM fotoğrafları (a) ısıtma işlemi görmemiş (b) 300 °C, (c) 480 °C, (d) 580 °C ve (e) 800 °C.....	74
Şekil 4.40. 35 m/s disk hızında üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ şerit alaşımının enine kesitinden alınan tipik SEM fotoğrafları (a) ısıtma işlemi görmemiş (b) 200 °C, (c) 500 °C, (d) 600 °C ve (e) 800 °C.....	75
Şekil 4.41. 35 m/s disk hızında üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ şerit alaşımının enine kesitinden alınan tipik SEM fotoğrafları (a) ısıtma işlemi görmemiş (b) 200 °C, (c) 470 °C, (d) 600 °C ve (e) 800 °C.....	76
Şekil 4.42. 35 m/s disk hızında üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ şerit alaşımının enine kesitinden alınan tipik SEM fotoğrafları (a) ısıtma işlemi görmemiş (b) 200 °C, (c) 400 °C, (d) 600 °C ve (e) 800 °C.....	77
Şekil 4.43. 35 m/s disk hızında üretilen şerit alaşımların EDX grafikleri a) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$; b) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$; c) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$; d) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$	80
Şekil 4.44. 35 m/s disk hızında üretilen şerit alaşımların farklı sıcaklıklardaki ısıtma işlemi sonrası ölçülen mikrosertlik değişimi: a) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$; b) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$; c) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$; d) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$	83
Şekil 4.45. ED ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$ çubuk alaşımının XRD grafiği: (a) Üst (b) Alt kısmı.....	85
Şekil 4.46. ED ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ çubuk alaşımının XRD grafiği: (a) Üst (b) Alt kısmı.....	85
Şekil 4.47. ED ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ çubuk alaşımının XRD grafiği: (a) Üst (b) Alt kısmı.....	86
Şekil 4.48. ED ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ çubuk alaşımının XRD grafiği.....	86

- Şekil 4.49. ED ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) çubuk alaşımların SEM görüntüleri; a) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Al_5$; b) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Y_5$; c) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$; d) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Si_5$ 88
- Şekil 4.50. ED ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) çubuk alaşımların EDX grafikleri; a) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Al_5$; b) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Y_5$; c) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$; d) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Si_5$ 90
- Şekil 4.51. ED ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) çubuk alaşımların DSC grafikleri; a) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Al_5$; b) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Y_5$; c) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$; d) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Si_5$ 92
- Şekil 4.52. ED ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) çubuk alaşımların Vickers sertlik değerleri; a) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Y_5$; b) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Al_5$; c) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$; d) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Si_5$ 93
- Şekil 4.53. MA ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Y, Ti, Si, Mg) toz alaşımların XRD grafikleri; a) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Y_5$; b) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$; c) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Mg_5$; d) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Si_5$ 97
- Şekil 4.54. MA işleminde kullanılan elementel tozlar 100
- Şekil 4.55. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Y_5$ toz alaşımının farklı alaşımlama zamanlarından sonraki SEM görüntüleri; (a) 0 saat, (b) 2 saat, (c) 10 saat, (d) 35 saat, (e) 50 saat ve (f) 50 saatlik öğütme için daha yakın bir görüntü..... 101
- Şekil 4.56. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$ toz alaşımının farklı alaşımlama zamanlarından sonraki SEM görüntüleri; (a) 0 saat, (b) 2 saat, (c) 10 saat, (d) 35 saat, (e) 50 saat ve (f) 50 saatlik öğütme için daha yakın bir görüntü..... 102
- Şekil 4.57. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Mg_5$ toz alaşımının farklı alaşımlama zamanlarından sonraki SEM görüntüleri; (a) 0 saat, (b) 2 saat, (c) 10 saat, (d) 35 saat, (e) 50 saat ve (f) 50 saatlik öğütme için daha yakın bir görüntü..... 103
- Şekil 4.58. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Si_5$ toz alaşımının farklı alaşımlama zamanlarından sonraki SEM görüntüleri; (a) 0 saat, (b) 2 saat, (c) 10 saat, (d) 35 saat, (e) 50 saat ve (f) 50 saatlik öğütme için daha yakın bir görüntü..... 104
- Şekil 4.59. MA ile üretilen toz alaşımların EDX grafikleri a) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Y_5$; b) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$; c) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Mg_5$; d) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Si_5$ 107
- Şekil 4.60. MA ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Y, Ti, Mg, Si) toz alaşımların artan artan alaşımlama süresiyle birlikte kristal boyutundaki değişim..... 109
- Şekil 4.61. MA ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Y, Ti, Mg, Si) toz alaşımların artan öğütme süresiyle örgü gerinimlerindeki değişim..... 110
- Şekil 4.62. MA ile üretilen toz alaşımların DTA grafikleri a) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Y_5$; b) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$; c) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Mg_5$; d) $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Si_5$ 114

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa No

Çizelge 1.1. Amorf ve nanokristal alaşımların temel özellikleri ve uygulama alanları	2
Çizelge 1.2. Tez çalışmasında incelenecek olan Cu ₅₀ Zr ₄₀ Ni ₅ M ₅ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) alaşımını oluşturan elementlerin bazı temel özellikleri.....	3
Çizelge 3.1. Cu ₅₀ Zr ₄₀ Ni ₅ M ₅ (M= Al, Ti, Y, Mg, Si) alaşımlarının üretim formları.....	14
Çizelge 3.2. Cu, Zr, Ni, Al, Y, Ti Mg ve Si başlangıç elementel tozlarının özellikleri	17
Çizelge 3.3. Hızlı katılaştırma tekniği ile elde edilen Cu-esaslı alaşımların üretim parametreleri.....	24
Çizelge 3.4. Emme döküm yöntemi ile elde edilen alaşımların üretim parametreleri	27
Çizelge 4.1. Cu ₅₀ Zr ₄₀ Ni ₅ M ₅ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) alaşımlarında görülen kristal fazlara ait bilgiler.....	36
Çizelge 4.2. Saf haldeki elementlerin ickers sertlik değerleri	55
Çizelge 4.3. Farklı hızlarda üretilen Cu ₅₀ Zr ₄₀ Ni ₅ M ₅ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımların camsı geçiş sıcaklığı (T _g) ve kristallenme sıcaklığı (T _x) değerleri	60
Çizelge 4.4. 35 m/s disk hızında üretilen amorf şeritlerin farklı ısıtma oranlarındaki termal değerleri: a) Cu ₅₀ Zr ₄₀ Ni ₅ Al ₅ ; b) Cu ₅₀ Zr ₄₀ Ni ₅ Y ₅ ; c) Cu ₅₀ Zr ₄₀ Ni ₅ Ti ₅ ; d) Cu ₅₀ Zr ₄₀ Ni ₅ Mg ₅	66
Çizelge 4.5. Cu ₅₀ Zr ₄₀ Ni ₅ M ₅ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarının aktivasyon enerjileri	70
Çizelge 4.6. ED ile üretilen Cu ₅₀ Zr ₄₀ Ni ₅ M ₅ (M= Al, Y, Ti) çubuk alaşımların termal değerleri	92

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

Q	Isı enerji
H	Entalpi
S	Entropi
θ	Yansıma açısı
d	Düzlemler arası uzaklık
h k l	Miller indisleri
JMA	Johnson–Mehl–Avrami
nm	Nanometre
sa	Saat
T_{rg}	İndirgenmiş camsı geçiş sıcaklığı
ΔT_x	Aşırı soğutulmuş sıvı bölge
T_g	Camsı geçiş sıcaklığı
T_x	Kristallenme sıcaklığı
T_m	Denge erime sıcaklığı
T_p	Pik sıcaklığı
$^{\circ}\text{C}$	Santigrat derece
K	Kelvin sıcaklığı
λ	Dalga boyu
E	İç enerji
T	Sıcaklık
dak	Dakika
Å	Angström
n	Avrami sabiti
mA	Mili Amper
kV	Kilo Volt
mg	Mili Gram
mbar	Mili Bar
β	Isıtma Oranı
t	Zaman
X	Kristallenme oranı
R	Gaz sabiti (8.3145 J/(mol K))
Mg	Magnezyum
Cu	Bakır

Zr	Zirkonyum
Ti	Titanyum
Ni	Nikel
Y	İtriyum
Ar	Argon
Au	Altın
Si	Silisyum
Fe	Demir
Al	Alüminyum
Zn	Çinko
TEM	Geçirimli Taramalı Mikroskop
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
DSC	Diferansiyel Taramalı Kalorimetre
XRD	X-Işını Difraksiyonu
HK	Hızlı Katılaştırma
MA	Mekaniksel Alaşımlama
NK	Normal Katılaştırma
ED	Emme Döküm
E_a	Aktivasyon enerjisi
G	Gibbs serbest enerjisi
m	Metre

1. GİRİŞ

Sürekli gelişmekte olan teknoloji insanların taleplerini çok daha iyi karşılamak ve hayatı kolaylaştırmak adına durmak bilmez bir gelişim sürecindedir. Bu sebeple bilim adamları her alanda elde edilen ürünlerin mevcut özelliklerinden daha üstün olanlarını keşfetme gayreti içerisinde olduklarıdır. Bu durum birçok yeni araştırma olanaklarının oluşmasına neden olmuştur. Bu araştırma alanlarından bazıları genetik bilimi, malzeme bilimi, astronomi ve uzay bilimi ve benzerilerdir. Çağımızda insanların en çok kullandığı ve sürekli geliştirdiği malzemeler günlük hayatımızda önemli bir yer işgal etmektedir. Üstün özelliklere sahip malzemeler mutfak eşyasından uzay ve uçak sanayine kadar çok geniş bir alanda kullanılmaktadır. Bunun sonucu olarak malzeme biliminin ve nanoteknolojinin ilerlemesi ile birlikte nano yapıları malzemeler üzerine önemli araştırmalar yürütülmektedir. Bu araştırmalar sayesinde amorf, nanokristal ve kuazikristal gibi yarı kararlı alaşımların keşfi (Klement, 1960; Shechtman, 1984; Porter, 1984; Yoshizawa, 1988) bilinen normal kristallerden daha üstün özelliklere sahip olması nedeniyle katıların atomik yapısı ve kristalografide önemli bir yer buldu.

Yarı kararlı alaşım olan ve birçok üstün özellik gösteren amorf alaşımlar düzenli bir atomik dizilişine sahip olmayan metalik alaşımlardır. Kelime anlamı itibariyle şekilsiz veya biçimsiz anlamına gelmektedir. Bu alaşımlar ilk defa 1960 yılında Duwez ve arkadaşları tarafından hızlı katılaştırma tekniği kullanılarak üretilmiştir. Bu anlamda üretilen ilk alaşım Au-Si ikili amorf alaşımıdır. Amorf bir malzeme kristalleşme gerçekleşmeden katılaşma noktasının altına soğutulularak elde edilir. Nanokristal alaşımlar ise tane boyutu 100 nm' den daha küçük tek veya çok fazlı polikristal malzemelerdir (Lu, 2006). Bu alaşımların, daha küçük tanelere sahip olmasından, tane sınırlarının çok olmasından ve daha büyük spesifik yüzey alanlarının bulunmasından dolayı fiziksel ve kimyasal özellikleri kristal ve amorf malzemelerden genel olarak farklıdır (Tonejc, 2002). İlk nanokristal malzeme Y. Yoshizawa ve arkadaşları tarafından 1988 yılında amorf Fe-Si-B-M (M: Cu ve Nb) alaşımının tavlama ile keşfedildi. Tavlama sonrasında alaşım içerisinde çok küçük tanelerin bulunduğunu gözlemleyen araştırmacılar böylece nano yapıya sahip yeni bir alaşımdan ilk defa bahsetmiş oldular. Bugüne kadar keşfedilen amorf ve nanokristal malzemeler, korozyona ve oksitlenmeye karşı dirençlerinin iyi olması, yüksek mukavemetleri, iyi manyetik özellikleri ve yüksek sertlik gibi alışılmadık dışı özellikler taşımaktadır (Suryanarayana, 1999). Bu sebeple hayatın birçok alanında

uygulamalarını görmek mümkündür. Çizelge 1,1’de bu malzemelerin kullanım alanlarına göre özellikleri verilmiştir (Inoue, 2001). Üstün özellikli bu malzemeler nano yapıya sahip olmaları sebebiyle malzeme boyunca homojen olarak dağılır ve malzemenin özelliklerini önemli ölçüde değiştirir (Inoue, 1992).

Çizelge 1.1 Amorf ve nanokristal alaşımların temel özellikleri ve uygulama alanları

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

Bu tez çalışmasında yukarıda bahsedilen üstün özelliklere sahip Cu-esaslı alaşımların üretilmesi hedeflenmektedir. Bu sebeple elektriksel özelliği ve korozyona karşı direnci iyi olan ve kolay şekil verilebilir özelliği ile bilinen Bakır (Cu) elementine Zr ve Ni saf metallerinin katılımı esas alınarak $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) amorf ve nanokristal alaşımları elde edilecektir. Dolayısı ile alaşımı oluşturan kompozisyon bileşenlerinin özellikleri ve üretilecek alaşıma katkılarının bilinmesi gerekir. Cu yüz yıllardır birçok alanda kullanılmış bir elementtir. İnsanoğlu ilk alaşımı Cu elementine %10 Kalay (Sn) ekleyerek keşfetmiştir ve adına Bronz alaşımı denilmiştir. Öyle ki bir çağa (Bronz çağı, M.Ö. 3150 - 1000) ismini verecek kadar önemli olan Bronz alaşımı günümüz alaşım sistemlerine ışık tutmaya devam etmektedir. Bu yüzden Cu elementi önemini her dönemde korumaktadır. Cu elementine ait bazı özellikler aşağıda maddeler halinde verilmiştir.

- Dünya'nın hemen tüm bölgelerinde bol miktarda bulunması nedeniyle geniş ölçüde üretiminin yapılabilmesi.
- Elektriği diğer bütün metaller içinde gümüşten sonra en iyi ileten metal olması.
- Elektrik ve elektronik sanayinde kullanılan malzemelerin temelini teşkil etmesi
- Korozyona karşı direncinin iyi olması.

- Endüstriyel önemi yüksek olan pirinç, bronz gibi alaşımların yapımında kullanılması.
- Mekaniksel olarak kolayca şekil verilebilme özelliğine sahip olması.

Ayrıca Cu elementinin farklı elementlerle yaptığı alaşımların özellikleri oldukça iyidir. Cu elementine farklı alaşımlama elementlerinin eklenmesi ile oluşturulan alaşımın mikro yapısı ve özellikleri değişmekte ve eklenen elementin karakteristik özelliklerine ve miktarına bağlı olarak amorf veya nanokristal yapıda oldukça önemli alaşımlar elde edilebilmektedir (Cai, 2010; Thorne, 2011; Zhang, 2008; Lee, 2008; Barrico, 2004; Batra, 2005; Men, 2005; Botcharova, 2006; Kim, 2008; Quin, 2010) Cu-esaslı alaşımlar elektriksel ve ısıl özelliklerinin iyi olması nedeniyle elektrik, elektronik ve kaynak (welding) endüstrisinin temelini oluşturur (Azimi, 2013; Inonue, 2001; Heb, 2006; Zhao, 2003) Bu alaşımlar yüksek mukavemete sahip oldukları için birçok alanda da uygulamalarını görmek mümkündür.

Üretilcek alaşım sistemine Si elementinin ilave edilmesi oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklarda alaşımın sertlik ve mukavemeti gibi mekaniksel özelliklerini artırmak içindir. Buna ilave olarak Si elementinin düşük yoğunlukta ($2,33 \text{ g/cm}^3$) olması iyi mekaniksel özelliklere sahip hafif bir malzemenin üretilmesi içinde önemli rol oynayacaktır (Feng, 2014). Oda sıcaklığında mükemmel mekaniksel özellikler gösteren Y elementi (Bai, 2010) üretilcek amorf ve nanokristal malzemeye olumlu yönde katkı sağlayacaktır. Nadir toprak elementlerinden Y üretilcek alaşıma dayanıklılık ve oksidasyona karşı direnç kazandıracaktır. Alaşım kompozisyonuna dahil edilen Al elementi korozyona karşı direncinin ve mekaniksel özelliklerinin yüksek olması, hafif olması, çok iyi şekil alabilmesi, ısıl iletkenliğinin yüksek olması, film şeklinde çok ince levha haline getirilebiliyor olması gibi özelliklerinden dolayı tercih edilmiştir. Al elementinin mutfak eşyasından otomotiv endüstrisine kadar geniş bir kullanım alanına sahip olması üretilcek alaşım kompozisyonunda üstün özellikli bir malzemenin elde edilmesine katkı sağlayacaktır. Otomotiv, uçak ve uzay araçları sanayinde büyük öneme sahip Mg elementi en hafif ($1,738 \text{ g/cm}^3$) metal olması sebebiyle alaşımların düşük yoğunlukta üretilmesine katkı sağlayacaktır (Guoa, 2007; Rojas, 2005; Zhenxing, 2002; Zhang, 2010). Alaşım kompozisyonuna dahil edilen Ti elementi üretilen alaşıma hafiflik, sağlamlık, iyi şekil verilebilme özelliği ve ısıya karşı dayanıklılık sağlayacaktır (Wang, 2015; Pettan, 2015). Öyle ki Ti elementi çelik kadar dayanıklı bir malzeme olmasının yanında %45 daha hafif bir özelliğe sahiptir. Ti elementi asitlere karşı direncinin yüksek

oluşu ayrıca amorf veya nanokristal alaşıma önemli bir katkı sağlayacaktır. Alaşımı oluşturan elementlerin diğer bazı temel özellikleri Çizelge 1.2’ de ayrıca verilmiştir. Bunlara ilave olarak üretilen tüm amorf ve nanokristal malzemelerin korozyona karşı dayanımlarının yüksek olması sebebiyle uçak, gemi ve füze parçalarının dış muhafazasında kullanılması mümkündür.

Çizelge 1.2 Tez çalışmasında incelenecek olan $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) alaşımını oluşturan elementlerin bazı temel özellikleri

Sembol	Atomik ağırlık (akb)	Kristal Yapı	Elektro-negatiflik	Atomik boyut (nm)	Erime noktası (°C)	Yoğunluk (g / cm^3)
Cu	63.546	FCC	2.00	0.128	1084.62	8.96
Zr	91.224	HCP	1,33	0.155	1855.00	6.22
Ni	58.6934	FCC	1.91	0.124	1453.00	8.90
Y	88.9058	HCP	1.22	0.178	1526.00	4.47
Al	26.9815	FCC	1.61	0.118	660.00	2.70
Mg	24.312	HCP	1.32	0.150	650.00	1.74
Ti	47.867	HCP	1.54	0.176	1668.00	4.50
Si	28.0855	DC	1.90	0.111	1414.00	2,33

Bu tez çalışmasının en önemli hedeflerinden birisi de $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) amorf ve nanokristal malzemelerin üretim süreçleridir. Bu malzemelerin üretilmesi için pek çok metot vardır. Bu tez çalışmasında; Mekaniksel Alaşımlama (Mechanical Alloying, MA), Hızlı Katılaştırma (Rapid Solidification, RS), Normal Katılaştırma (Conventional Solidification, CS) ve Emme Döküm (Suction Casting, SC) olmak üzere dört farklı teknik kullanılmıştır. MA yöntemi ile alaşımlar toz halinde, RS metodu ile şeritler halinde, CS yöntemi ile külçe olarak ve SC tekniği ile çubuk (rod) halinde üretilmiştir. Bu üretim metotlarının alaşımların mikro yapısına, ısıl davranışlarına ve mekaniksel özelliklerine etkisi belirlenerek üretim teknikleri arasında kıyaslama yapılmıştır. Buna bağlı olarak amorf ve nanokristal malzemelerin elde edilmesi için en uygun üretim tekniği tartışılmıştır.

2. ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR

1932 yılında Zachariasen ve arkadaşları yarı kararlı alaşımlarla ilgili ilk çalışmayı gerçekleştirdi ve ilk defa camsı silisyum dioksitin yapısını tanımlamaya çalışırken amorf yapıdan bahsettiler (Grenèche, 2003). Duwez ve arkadaşları 1960 yılında, Zachariasen' in bahsettiği amorf yapıya sahip Au-Si ikili alaşımını hızlı katılaştırma tekniği ile üretmeyi başardılar ve amorf yapının bilinen kristallerden daha üstün özelliklere sahip olduğunu belirttiler (Klement, 1960). 1984 yılında ise Shechtman ve arkadaşları hızlı katılaştırma yöntemi ile ilk defa $Al_{86}Mn_{14}$ kuazikristal alaşımını elde ettiler (Shechtman, 1984). Elde edilen kuazikristal alaşımın TEM analizini yapan Shechtman ve arkadaşları difraksiyon desenlerinin bilinen kristallerden farklı olduğunu anladılar. Normal kristallerden farklı yapıya sahip olan kuazikristal malzemelerin 5-katlı ve 10-katlı öteleme simetrilerinden bahsettiler. Nanokristal malzeme ise 1988 yılında Yoshizawa ve arkadaşları tarafından keşfedildi (Yoshizawa, 1988). Amorf yapıdaki Fe-Si-B-M (M: Cu ve Nb) alaşımını tavlayan Yoshizawa ve arkadaşları çok küçük boyutlardaki tanelerin varlığını tespit ettiler. Tane boyutlarının nano ölçekte olmasıyla birlikte nanokristal yapı tanımlanmış oldu. Nano yapılı malzemelerin normal kristallerden daha iyi özellik gösterdiği ve birçok alanda kullanılabileceği tespit edildi.

Bu tezde araştırılacak olan bakır esaslı alaşımlar için son yıllarda birçok çalışma yürütülmüştür. Bu çalışmalar bakır elementinin amorf ve nanokristal alaşımların üretilmesinde oldukça önemli rol oynadığını göstermiştir. Aşağıda bu çalışmalardan bazıları verilmektedir.

Juanhua Su ve arkadaşları ısıtılma işleminin Cu-Cr-Zr-Mg alaşımının mikro yapısına ve elektriksel iletkenliğine etkisini incelediler. Bu çalışmayı yapmalarının amacı ise alaşımın faz geçişlerini ve zaman-sıcaklık-dönüşüm davranışlarını belirlemektir. Elde edilen sonuçlara göre 470 °C ısıtılma işlemi sonucu $CrCu_2(Zr, Mg)$, Cr ve Cu_4Zr fazlarının oluştuğu, 550 °C'de değişimin olmadığı ve 600 °C'de ise sadece bcc Cr fazının varlığı tespit edildi. Cu-Cr-Zr-Mg alaşımının 450 °C'deki faz dönüşüm kinetik eşitliliğinden zaman-sıcaklık-dönüşüm eğrilerinin elektriksel iletkenlik ve hacim oranı ile doğru orantılı değişim gösterdiğini vurguladılar (Su, 2007).

Chunfei Li ve ark., döküm yöntemi ile $Cu_{40}Ti_{30}Ni_{15}Zr_{10}Sn_5$ alaşımını amorf olarak elde ettiler. Isısal analizler sonucunda malzemenin camsı geçiş sıcaklığı (T_g) 735 K ve

kristallenme sıcaklıkları ise 780 K (Tx1) ve 816 K (Tx2) olarak bulundu. 735 (Tg), 758 (Tg +Tx1) / 2, 780 (Tx1), 900 ve 1000 K 'deki tavllanmış Cu₄₀Ti₃₀Ni₁₅Zr₁₀Sn₅ amorf alaşımının faz geçişleri X-ışını kırınımı (XRD), diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) ve yüksek çözünürlüklü analitik elektron mikroskobu (HRATEM) ile incelendi. DSC sonuçlarına göre iki ekzotermik pik gözlenirken XRD sonuçlarında Cu₁₀Zr₇, Cu₃Ti, Cu₂Ti ve CuTi₂ gibi fazlar tespit edilmiştir (Li, 2000).

Musa Gogebakan, Celal Kursun ve Jürgen Eckert nanokristal Cu-Mg-Ni toz alaşımlarını mekaniksel alaşımlama tekniği ile elde ettiler. Yapılan çalışmada Cu-esaslı amorf ve nanokristal malzemelerin çok iyi mekaniksel özellikler gösterdiğini aynı zamanda bu alaşımların yüksek elektrik ve ısı iletkenliklerinden dolayı elektrik ve kaynak endüstrisinde pek çok uygulama için uygun olduğunu belirttiler. Üretilen alaşımları XRD, DSC, SEM ve TEM ile analiz eden araştırmacılar 25 saatlik mekaniksel öğütme sonrasında nanoyapılı Cu-esaslı katı çözelti, Mg_{0.85}Ni_{0.15} ve MgO gibi intermetalik fazların sentezlendiğini belirttiler. Bunlara ek olarak alaşımlar için önemli bir parametre olan mikroyapının belirlenmesi için TEM ve XRD datalarını kullanarak kristal boyutu analizi yapıldı. XRD ile elde edilen kristal boyutu değerinin TEM ile elde edilen değerle oldukça uyumlu olduğu belirlendi. Buna göre alaşımların kristal boyutu değerlerinin ~20 nm olduğu tespit edilmiştir (Gogebakan, 2013).

P.A. Loginov ve ark., Cu-Fe-Co-Ni ve [Cu-Fe-Co-Ni]-hBN nanokristal tozlarını mekaniksel alaşımlama tekniği ile homojen yapılı katmanlar halinde ürettirler. Üretilen toz alaşımları planet santrifüj ile öğütülüp, XRD, SEM, EDS, TEM ve HRTEM ile analizleri yapıldı. Analiz sonuçları alaşımlama sürecinin Cu-Ni-esaslı katı çözeltinin oluşumu ile sonlandığını ortaya koymaktadır. Ayrıca toz alaşımlarının mukavemetlerinin yapı içerisindeki nano boşluk oranının fazla olması sebebiyle düşük çıktığı tespit edilmiştir. (Loginov, 2015)

Inonue ve arkadaşları yüksek mukavemetli Cu-esaslı amorf alaşımları bakır kalıba döküm yöntemi ile elde etti. Amorf Cu₆₀Zr₃₀Ti₁₀ ve Cu₆₀Hf₂₅Ti₁₅ alaşımlarının kritik çapları 4 mm olarak ölçüldü. Cu₆₀Zr_{40-x}Ti_x ve Cu₆₀Hf_{40-x}Ti_x alaşımlarındaki Ti elementinin oranı arttıkça camsı geçiş sıcaklığı (Tg), kristallenme sıcaklığı (Tx) ve aşırı soğutulmuş sıvı bölge sıcaklığının düştüğü gözlemlendi. Her iki alaşımın yaklaşık 2000-2160 Mpa aralığında çekme kırılma mukavemeti gösterdiğini bildirdiler (Inonue, 2001).

A. Kumar ve ark., Cu-20 wt.% Mo toz alaşımlarını Cu ve Mo saf elementlerinin mekaniksel alaşımlanması ile elde ettiler. Yumuşak Cu matrisi içerisinde Mo tozlarının homojen olarak dağıldığını ve 40 saatlik oğutme sonrasında 12 nm'lik kristal boyuta sahip bir alaşımın üretildiğini tespit ettiler. XRD ve TEM sonuçları elde edilen tozların homojen dağılımını ve boyut değerlendirmesini doğrulamaktadır. Alaşımlama işleminin son safhasına tozlar ayrıca soğuk pres yapıldıktan sonra 900 °C ve 1050 °C'de 1 saat boyunca sinterlendi. Sinterlenmiş Cu-20 wt.% Mo toz alaşımının ısıl genleşme, elektriksel iletkenlik ve sertliğinin %93' lük yoğunluğa rağmen iyi bir kombinasyon sergilediği belirlendi (A. Kumar, 2015).

K. Tomolya ve ark., $Cu_{49}Zr_{45-x}Al_{6+x}Ni_yTi_z$ ($x= 1, y, z = 0; 5; 10$) alařımının amorfizasyon sūrecini mekaniksel alařımlama yōntemi ile inceledi. Bu alıřmadaki $Cu_{49}Zr_{45}Al_6$ ve $Cu_{49}Zr_{44}Al_7$ kompozisyonları temel alařım olarak seçildi. Sonra Ni ve Ti elementlerinin ođutme sūrecinde amorf yapının oluřumuna etkisi incelendi. Őretilen tūm alařımlarda 5 saatlik alařımlama sonrasında ciddi bir deđiřim gōzlendi. Bařlangıç tozlarının artan ođutme saati ile Őekil, boyut ve faz oranlarının belirgin bir Őekilde farklılařtığını vurgulayan K. Tomolya ve arkadařları 15 saatlik ođutme sūrecinde Cu-esash alařımların tamamen amorf yapıda olduđunu tespit etti. 25 saatlik ođutme sūrecinde amorf yapı bozularak intermetalik fazlara dōnūřtū. Elde edilen bu fazlar; nanoyapılı CuZr, $Al_{13}Cu_{37}Zr_{50}$, Cu_2ZrTi olarak belirlendi. Bōylece amorf ve nanokristal malzemelerin Őretiminde ođutme sūrecinin ne kadar önemli olduđu anlařıldı. (Tomolya, 2015)

Qingsheng Zhang ve ark., farklı metotlarla Őretilen amorf $Cu_{40}Zr_{40}Al_{10}Ag_{10}$ alaşımını XRD, DSC ve TEM ile analiz ettiler. Bakır kalıba dōkūm yōntemi ile Őretilen bulk (kūle) alaşımın XRD desenleri ve DSC taramaları eriyik dōndūrme (hızlı katılaştırma) ile Őretilen şerit alaşımlarla aynı özellikler taşımaktadır. TEM sonuçları $Cu_{40}Zr_{40}Al_{10}Ag_{10}$ şerit alaşımın homojen bir yapıya sahip olduğunu bulk alaşımda ise solucana benzer fazların olduğunu gōstermektedir. Ayrıca TEM incelemesinde amorf bōlgeler açık bir Őekilde gōzlendi. Farklı iki yōntem ile Őretilen alaşımların mikro yapılarındaki değişim yapılan bu çalışmada belirgin olarak ortaya çıkmaktadır. (Zhang, 2008)

M. Slimi ve ark., nanoyapılı $(Cu_{60}Fe_{40})_{70}Ni_{30}$ toz alařımını argon atmosferi altında yūksək enerjili bilye ođūtūcūde mekaniksel alařımlama tekniđi ile Őrettirler. Őretilen alařımların yapısal ve morfolojik özellikleri XRD ve SEM ile incelediler. Yapılan analizler ođutme sūrecinin artışı ile meydana gelen fazların dođru orantılı olarak deđiřim gōsterdiđini ortaya koymaktadır. 100 saatlik mekaniksel alařımlama sonrasında nanokristal

yapıya sahip FCC-Cu(Fe,Ni) and BCC-Fe(Ni) iki katı çözelti fazının elde edildiği tespit edilmiştir. Bu fazların kristal boyutları yaklaşık olarak sırasıyla 13 nm ve 8 nm olarak hesaplanmıştır. Toz alaşımın dislokasyon yoğunluğu ise $6 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ olarak belirlenmiştir (Slimi, 2014).

E. Dastanpoor ve ark., iki yöntem kullanmak suretiyle Cu–Zr–Al/Al₂O₃ amorf nano kompozit elde etmeyi başardılar. Birinci yöntemde alaşımlar elementel toz karışımlarının mekaniksel alaşımlama ile öğütmesi sonucu üretilirken ikinci yöntemde ise Cu₆₀Zr₄₀ alaşımı Cu ve Zr metallerinin eritilmesi ile sentezlendi. Mekaniksel alaşımlama yöntemi ile alaşımların tamamen amorf yapı olacak şekilde üretilmesinin imkansız olduğu sonucuna vardılar. 10 saatlik alaşımlama sonucunda Al₂O₃ parçacıklarının ise amorf yapıda ve ortalama 25 nm boyutunda olduğunu tespit ettiler (Dastanpoor, 2014)

Zhen-ya Pan ve ark., Cu-0.81Cr-0.12Zr-0.05La-0.05Y alaşımını art arda sıcak haddeleme, katı çözelti işlemi, soğuk haddeleme ve ısıtma işlemlere maruz bıraktı. Alaşımın mikro yapısı, mikro sertliği ve elektriksel iletkenliği farklı durumlarda sistematik olarak incelendi. Ham dökümün mikro yapısı Cu ana faz, Cr ve Cu₅Zr fazlarından meydana gelmektedir. Cr katı çözelti sürecinde kısmi olarak ana faz içerisinde kalırken Zr tamamen çözünmeye uğramıştır. Soğuk haddelemeye maruz bırakılan alaşımın yaşlandırma süreci Cr ve Cu₅Zr fazlarını nanokristal yapıya dönüştürürken yapının mikro sertliği ve elektriksel iletkenliği de artmıştır. Yüksek mikro sertlik (HV 186) ve yüksek iletkenliğe (81% IACS) 60 dakika boyunca 773 K'deki yaşlanma sürecinde ulaşılmıştır (Pan, 2015).

A.H. Cai ve ark., Cu₅₀Zr₄₀Ti_{10-x}Ni_x ($0 \leq x \leq 4.0$ at%) alaşımının amorf olma kabiliyetini, termal, elektriksel ve mekaniksel özelliklerini sistematik olarak incelediler. Camsı formdaki Cu-esaslı alaşımın kritik boyutu başlangıçta Ni içeriğinin artışı ile artarken Ni içeriğinin >2.0 at% 'den fazla olduğu durumda ise azalmaktadır. Amorf alaşıma Ni katkısının malzemenin elektriksel direncini ve termal iletkenliğini artırmasının yanında Ni içeriğinin amorf yapıdaki artışı camsı geçiş sıcaklığını(T_g) da ayrıca yükseltmektedir. Alaşımın plastik deformasyonu Ni içeriğinin artışı ile ilk safhalarda artarken daha sonra Ni >2.0 at% olduğunda ise azaldığı gözlenmiştir. Böylece amorf alaşıma farklı özelliklere sahip bir metal ilave edildiğinde malzemenin genel davranışının mikroyapıya bağlı olarak nasıl değiştiği ortaya konmuştur. (Cai, 2015)

Y.F. Sun ve ark., Cu–Ag, Cu–Ni ve Cu–Zr alaşımlarının 0.5'den 50'ye çeşitli rotasyonlarla yüksek basınçlı burulmaya (torsion) maruz bıraktı. Burulma işlemine maruz

kalan numunelerden Cu–Zr ve Cu–Ag amorf yapıya, Cu–Ni ise katı çözeltiliye dönüştü. Bu alaşımların kritik eşdeğer gerinimleri sırasıyla 427, 592 and 411 olarak tespit edildi. Buradan yola çıkarak elde edilen sonuçlarla bu alaşımların üretimi noktasında mekaniksel alaşımlama ile kritik eşdeğer gerinimlerinin değerlendirilebileceği vurgulanmıştır. (Sun, 2011)

CAI An-hui ve ark., karbon nanotüple (KNT) güçlendirilmiş amorf $Cu_{50}Zr_{40}Ti_{10}$ alaşım kompozitlerini sıcak presleme tekniği ile başarılı bir şekilde ürettiler. Üretilen kompozitlerin yoğunluk, termal iletkenlik ve mekaniksel özellikleri sistematik olarak analiz edildi. Analiz sonuçlarına göre; KNT içeriğinin artışı ile kompozitlerin basınç mukavemeti ve yoğunluğun düştüğü gözlenmiştir. Kompozitlerin termal iletkenliğinin KNT içeriğinin 0.10% 'den daha az ve %0.60' dan daha fazla olduğu durumlarda düştüğü, 0.10% - 0.60% aralığında ise arttığı tespit edilmiştir. Gerinim limiti ve sıkıştırma modüllerinin KNT içeriğinin %0.10 'dan daha az olduğu durumlarda iyileştiği %1.00' i aştığı durumlarda ise önemli ölçüde düştüğü açık bir şekilde gözlenmiştir. Optimum KNT ilavesi ise genel olarak %0.20' den daha az oldu durumlarda en ideal özelliklere ulaşıldığı bildirilmiştir (An-hui, 2012).

Q.S. Zhang ve ark., Cu–Zr–Ti–Sn amorf alaşımını bakır kalıba döküm yöntemi ile ürettiler. Sn katkısının $Cu_{60}Zr_{30}Ti_{10}$ amorf alaşımının amorf olma kabiliyetine ve termal dengesine etkisi incelendi. Bu sebeple $(Cu_{60}Zr_{30}Ti_{10})_{99}Sn_1$ amorf alaşımı 5 mm çapında çubuk (rod) şeklinde hazırlandı. Sn' in %1' lik katkısının alaşımın amorf olma kabiliyetini artırdığını tespit ettiler. ΔT_x ve T_g/T_1 değerleri sırası ile 46 K ve 0.63 olarak hesaplandı. Sn içeriğinin alaşım içerisindeki artışı T_g/T_1 değerini artırırken amorf olma kabiliyetini ise düşürdüğü gözlenmiştir (Zhang, 2003).

J.Y. Cheng ve ark, Cu-0.69Cr-0.10Zr-0.02Mg alaşımının 450 °C ve 550 °C'deki yaşlanma süreçlerini incelediler. Çökelme süreci geçirimli elektron mikroskobu ve yüksek çözünürlüklü geçirimli elektron mikroskobu ile gözlemlendi. 450 °C' deki yaşlanma sürecinde aşırı doymuş katı çözeltili → Guinier–Preston bölgesi (fcc Cr-yoğun fazı) → dizili fcc Cr-yoğun fazı → dizili bcc Cr- yoğun fazı gözlemlendi. 550 °C' deki yaşlanma sürecinde ise aşırı doymuş katı çözeltili → dizili fcc Cr-yoğun fazı → dizili bcc Cr-yoğun fazı gözlemlenmiştir. Dekompozisyon (çözülme) değerlendirmesinde çökelti ve Cu ana fazı arasındaki yönelim ilişkisi küp üzerine küp (cube-on-cube) durumundan Nishiyama–Wassermann yönelimine değişim göstermiştir. Cr zengini çökelti dizilişi bcc çökelti

formasyonunu kolaylaştırdığı ve Nishiyama–Wassermann yöneliminin ilerlemesine olanak sağladığı tespit edilmiştir (Cheng, 2013).

Akihisa Inoue ve ark., çekme mukavemeti 2000 Mpa'ın üzerinde olan Cu esaslı alaşımları bakır kalıba döküm yöntemi ile ürettirler. $\text{Cu}_{60}\text{Zr}_{30}\text{Ti}_{10}$ ve $\text{Cu}_{60}\text{Hf}_{25}\text{Ti}_{15}$ üçlü alaşımlarını ve $\text{Cu}_{60}\text{Zr}_{20}\text{Hf}_{10}\text{Ti}_{10}$ ve $\text{Cu}_{60}\text{Zr}_{10}\text{Hf}_{15}\text{Ti}_{15}$ dördü alaşımlarını 3 mm kritik çapında, $(\text{Cu}_{0,6}\text{Zr}_{0,3}\text{Ti}_{0,1})_{98}\text{Y}_2$ alaşımını ise 5 mm kritik çapında çubuk (rod) şeklinde form edildi. Ti içeriği arttıkça, sıvılaştırma sıcaklığı (T_l) 1127 K ve %20 Ti civarında iken camı geçiş sıcaklığı (T_g), kristalizasyon sıcaklığı (T_x) ve aşırı soğutulmuş sıvı bölge aralığı ΔT_x ($= T_g - T_x$) düştüğü tespit edilmiştir. Bu şartlarda elde edilen amorf olma kabiliyeti maksimum T_g/T_l değeri 0.63 olarak hesaplanmıştır. Amorf alaşımların kırılma mukavemetleri 2050-2160 Mpa aralığında plastik uzamaları ise %0.8-1.7 olduğu belirlenmiştir (Inoue, 2002).

Chia-Jung Hu ve Pee-Yew Lee Cu-Ni-Zr alaşımlarını mekaniksel alaşımlama yöntemi ile amorf olarak sentezledi. Aynı alaşım kompozisyonunu eriyik döndürme metodu ile de üretmeyi başaran araştırmacılar üretilen alaşımların yapısal ve ısıl özellikleri X-ışını kırınımı ve diferansiyel taramalı kolorimetre ile incelendi. Alaşımlardan bazılarının aşırı soğumuş sıvı bölge aralığının geniş olduğu tespit edildi. T_g ve T_x arasındaki fark, yani ΔT_x ($= T_g - T_x$) olarak tanımlanan aşırı soğumuş sıvı bölge sıcaklıkları $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_{60}\text{Ni}_{30}$ için 34 K, $\text{Cu}_{20}\text{Zr}_{60}\text{Ni}_{20}$ için 48 K, $\text{Cu}_{40}\text{Zr}_{55}\text{Ni}_5$ için 78 K, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{35}\text{Ni}_{15}$ için 81 K, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_{10}$ için 61 K ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{45}\text{Ni}_5$ için 64 K olarak belirlenmiştir (Hu, 2002)

Kou Shengzhong ve ark., hazırlamış oldukları Cu-esaslı amorf tozlarını, farklı öğütme zamanı ve değişik bilye-toz ağırlık oranlarında mekaniksel alaşımlama ile sentezlediler ve elde edilen numunenin XRD, SEM ve TEM analizlerini yaparak hangi öğütme aralığında amorf yapıyı elde edeceklerini ortaya koydular. Kompozisyonu $\text{Cu}_{47}\text{Ti}_{34}\text{Zr}_{11}\text{Ni}_8$ olarak belirleyen Kou Shengzhong ve arkadaşları Cu-esaslı amorf tozların 8-12,5 saatlik bir öğütme ile elde edilebileceğini tespit ettiler. Eğer 12,5 saatin üzerine çıkılırsa amorf yapıdan tekrar kristal faza geçileceğinin, 8 saatin altına düşüldüğünde ise amorf fazın oluşmayacağını ve kristal yapının korunacağını belirlemişlerdir. Ayrıca çalışmada Cu-esaslı amorf tozların iyi manyetik özelliğe sahip olduğu da belirtilmiştir (Shengzhong, 2004).

G. Lojen ve ark., hızlı katılaştırma yöntemi ile Cu–Al–Ni şekil hafızalı alaşımlarını (ŞHA) şeritler halinde ürettirler. Üretilen bu alaşımlar fonksiyonel yorulmaya karşı iyi

direnç gösteren yüksek sıcaklık ŞHA' lar olduğunu belirten G. Lojen ve arkadaşları, Polikristal yapıda ŞHA' ların çok kırılğan yapılı ve sadece küçük geri dönebilir deformasyon sergilediklerini tespit ettiler. Ayrıca üretilen tüm şerit alaşımların tek yönlü şekil hafıza etkisine sahip olduğunu belirlediler (Lojen, 2005).

M. Calina ve ark., $Cu_{47}Ti_{33}Zr_{11}Ni_8X_1$ ($X = Fe, Si, Sn, Pb$) iri külçe (bulk) amorf alaşımlarını bakır kalıba döküm yöntemi ile üretti. Amorf oluşum kabiliyeti (AOK) ve camsılaştırma davranışı diferansiyel taramalı kalorimetre ve senkrotron deneyleri ile incelendi. AOK farklı parametreler dikkate alınarak değerlendirildi. Bu parametreler; indirgenmiş camsı geçiş sıcaklığı $Trg = Tg/Tl$ ($Tl =$ sıvı sıcaklığı), aşırı soğumuş sıvı bölge $\Delta Tx = Tx - Tg$ ve yeni tanımlanmış γ parametresi $Tx/(Tg + Tl)$ dir. $Cu_{47}Ti_{33}Zr_{11}Ni_8Si_1$ alaşımı için ΔTx değeri maksimum 57 K olarak belirlenmiştir. Trg ve γ değerlerine en yüksek $Cu_{47}Ti_{33}Zr_{11}Ni_8Si_1$ ve $Cu_{47}Ti_{33}Zr_{11}Ni_8Si_1$ alaşımlarında ulaşılmaktadır. Parametrelerin arasında mukayese yapan M. Calin ve arkadaşları Trg ve γ ' nın AOK ile ΔTx 'ten daha iyi bağlantılı olduğunu tespit etmiştir (Calina, 2005).

N. Mattern ve ark., hızlı soğutmanın Cu-Si alaşımının faz oluşumuna etkisini incelediler. Silisyumun alaşımdaki içeriğini 10-30% arasında belirleyen N. Mattern ve arkadaşları, hızlı soğutmanın farklı yarı kararlı fazların oluşmasına sebep olduğunu tespit ettiler. Yüksek sıcaklık fazları η , δ ve κ oda sıcaklığında korunduğunu belirlediler. Bu fazların kristal yapısı X-ışını toz kırınımı ile analiz edildi. Denge durumları, kabul edilen faz diyagramları ile uyum içerisinde olan faz kompozisyonlarını gösterdiğini bildirdiler (Mattern, 2007).

M. Samadi Khoshkhoo ve ark., saf Cu tozlarını mekaniksel alaşımlama yöntemi ile 3, 4 ve 8 saat boyunca öğüttü. Elde edilen tozların tane ve kristal boyutu değerlendirmesi yapıldı. X-ışını kırınımı ve geçirimli elektron mikroskobu ile analiz edilen Cu tozlarının tane boyutları ayrıca Williamson-Hall metodu ile hesaplanarak mukayese edildi. Sonuçlar TEM ile elde edilen verilerin Williamson-Hall metodu ile elde edilen verilerle iyi bir uyum içinde olduğunu gösterdi (Khoshkhoo, 2011).

Y.J. Yang ve ark., normal katılaştırma yöntemi ile Cu-Ti-Zr-Ni külçe amorf alaşımını ürettiler. Alaşımın mikro yapısı X-ışını kırınımı (XRD) ve geçirimli elektron mikroskobu (TEM) ile incelendi. XRD ve TEM analizleri, test edilen alaşımın derin ötektik yapılarının düşük değerli $CuTi_2-Cu_{10}Zr_7$, $Cu_3Ti-CuZr$, $Cu_3Ti-Cu_{10}Zr_7-CuZr$ ötektiklerinden meydana geldiğini gösterdi (Yang, 2011).

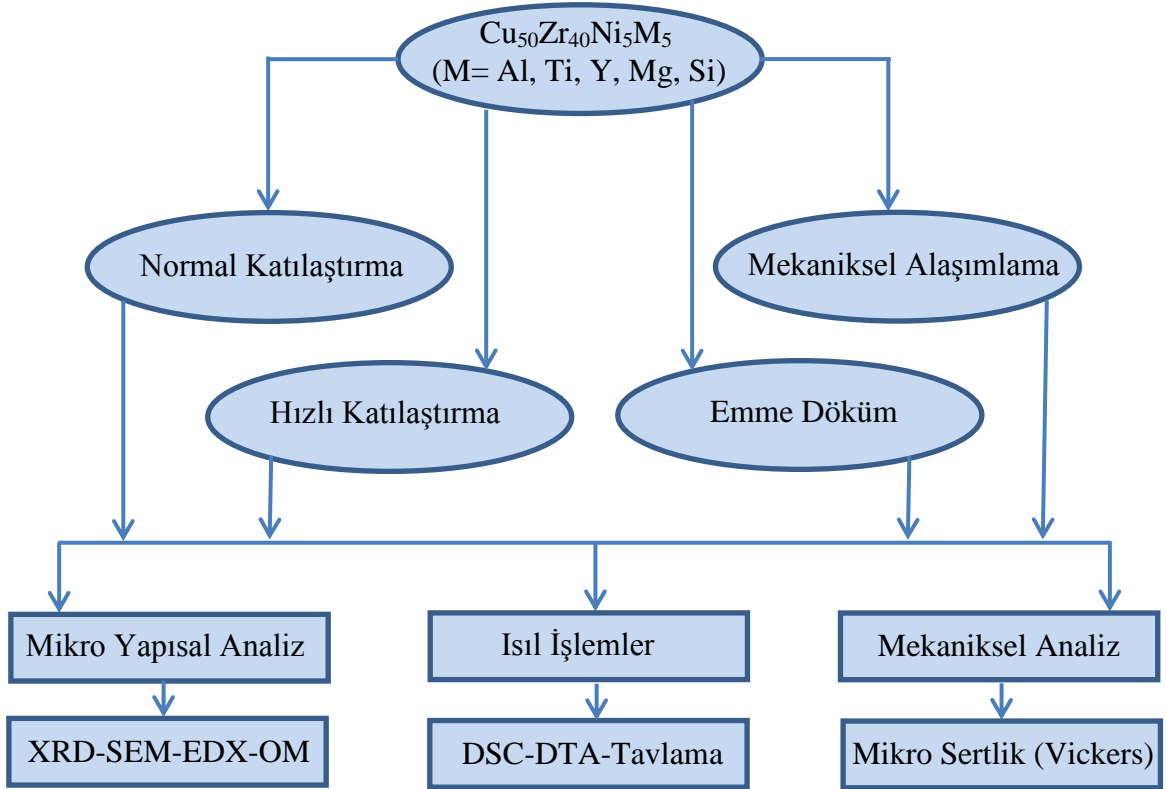
M. Izadinia ve K. Dehghani, eriyik döndürme tekniğini kullanarak ürettikleri şekil hafızalı ve nano yapılu Cu-13.2Al-5.1Ni alaşımının mikro yapısını ve özelliklerini inceledi. Üretilen alaşımın mikro yapısı ve özellikleri XRD, SEM, AFM, ve DSC ile karakterize edildi. Elde edilen sonuçlara göre nanoyapılı şeritler tek yönlü şekil hafıza etkisi göstermektedir. Eriyik döndürme tekniği ile elde edilen nano yapı sayesinde alaşımın şekil hafıza özelliğinin olağanüstü geliştiğini bildirdiler. Nano parçacıkların ve nano tanelerin şekil hafızalı alaşımlar üzerinde çok önemli etkilerinin olduğunu açıkladılar. Bunlara ek olarak nano yapı ile mükemmel homojen bir malzeme elde edilebileceğini tespit ettiler (Izadinia, 2011).

M. Azimi ve G.H. Akbari, nanokristal Cu-6 wt.% Zr alaşımını mekaniksel alaşımlama yöntemi ile ürettiler. Öğütme zamanının mekaniksel alaşımlama tekniğinde oldukça önemli bir parametre olduğu vurgulandı. Cu-Zr alaşımının analizleri SEM ve XRD kullanılarak yapıldı ayrıca sertlik değerleri ölçüldü. Analiz sonuçlarına göre toz alaşımın ortalama kristal boyutu artan öğütme zamanı ile sürekli düştüğünü, ortalama parçacık boyutunun ise başlangıçta maksimum bir değere çıktığını daha sonraki öğütme zamanlarında ise düştüğünü göstermiştir. Üretilen alaşımın en yüksek sertlik değeri 48 saatlik öğütme sonrasında 225 Hv olarak hesaplanmıştır. En düşük kristal boyutu olan 33 nm değerine ise 12 saatlik öğütme sonrası ulaşılmıştır (Azimi, 2013).

3. MATERYAL ve METOD

3.1. Giriş

Bu tez çalışmasında incelenen alaşımların üretim süreçleri belirli bir sistematik üzere bu bölümde değerlendirilecektir. Cu-Zr-Ni ana kompozisyonuna atomik olarak %5 oranında dahil edilen Al, Ti, Y, Mg ve Si elementlerinden oluşan $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Ti, Y, Mg, Si) alaşımların üretimleri ve analizleri için izlenen adımlar Şekil 3.1' de gösterilmektedir.



Şekil 3.1. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Ti, Y, Mg, Si) alaşımların üretim ve analiz şeması.

Mekaniksel alaşımlama (MA), normal katılaştırma (NK), hızlı katılaştırma (HK) ve emme döküm (ED) yöntemleri ile alaşımlar farklı formlarda üretilmiştir. Üretilen alaşımların kompozisyonları ve ürün formları Çizelge 3.1’ de verilmektedir.

Çizelge 3.1. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Ti, Y, Mg, Si) alaşımlarının üretim formları

Alaşımlar	Üretim Tekniği			
	MA	NK	HK	ED
$Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$	Toz	Külçe	şerit	Çubuk
$Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Al_5$	-	Külçe	şerit	Çubuk
$Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Y_5$	Toz	Külçe	şerit	Çubuk
$Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Mg_5$	Toz	Külçe	şerit	-
$Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Si_5$	Toz	Külçe	-	Çubuk

3.2. Üretim Teknikleri

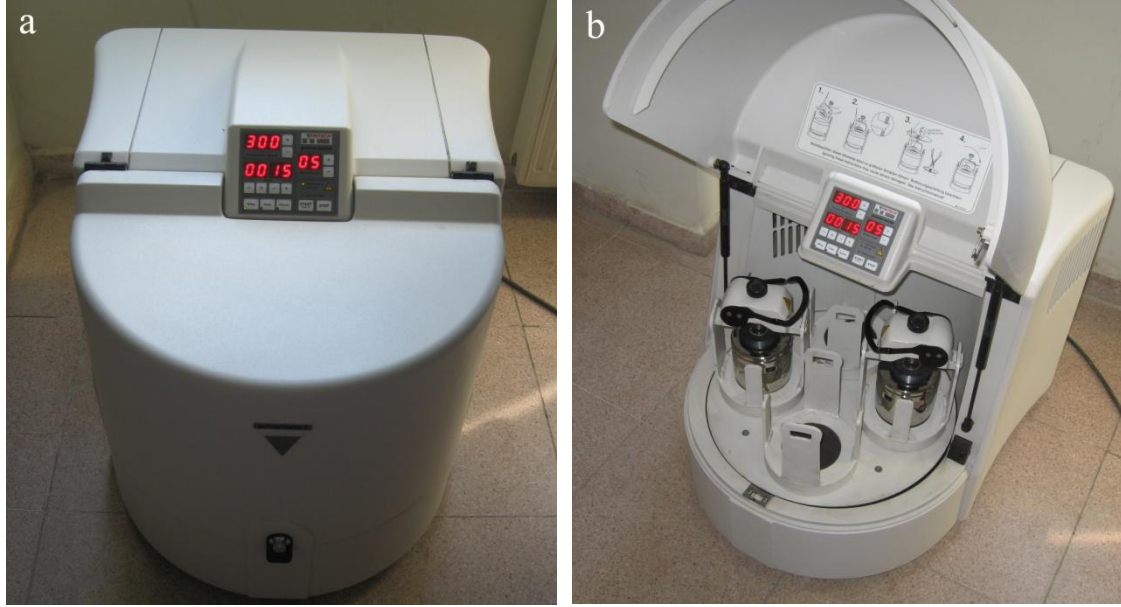
Amorf ve nano kristal alaşımların üretilmesi için pek çok yöntem bulunmaktadır. Bu tez çalışmasında incelenen alaşımlar Mekaniksel alaşımlama (MA), normal katılaştırma (NK), hızlı katılaştırma (HK) ve emme döküm (ED) teknikleri ile üretilmiştir. Her üretim tekniğinin kendi içinde belirli üretim standartları vardır. MA, NK, HK ve ED yöntemleri ile elde edilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Ti, Y, Mg, Si) alaşımlarının üretildiği cihazlar ve optimum üretim parametreleri bu kısımda verilmektedir.

3.2.1. Mekaniksel alaşımlama tekniği

Mekaniksel alaşımlama tekniği ile alaşımlar toz halinde üretilmektedir. Bu teknik, alaşım üretme metotları arasında en sık kullanılan yöntemlerden birisidir (Lu, 1998; El-Eskandarany, 2001; Soni, 2001; Luo, 2012). Bu tez çalışmasında incelenecek olan alaşımların üretilmesi için Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Katıhal Fiziği Araştırma Laboratuvarındaki *Fritsch Pulverisette- 5* marka mekaniksel alaşımlama cihazı kullanılmıştır. Bu cihaz Şekil 3.2’ de görölmektedir.

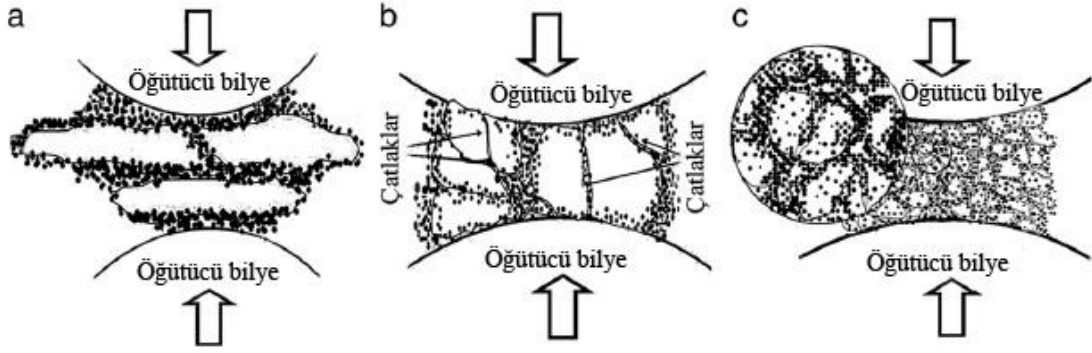
MA tekniğinin diğer tekniklerden avantajlı tarafları vardır. Bunlardan birisi MA ile erime sıcaklığı çok yüksek ve farklı olan elementler herhangi bir eritme işlemine ihtiyaç

duyulmadan malzemenin üretilmesidir. Bu sebeple elementler yüksek saflıkta ve toz halindedir. Elementsel tozlar (Cu, Zr, Ni, Al, Ti, Y, Si, Mg) argon (Ar) gazı altında numune hazırlama düzeneği içerisinde belirtilen kompozisyon oranlarına göre hassas bir şekilde tartıldı ve paslanmaz çelikten yapılmış havanlar içerisine konuldu.



Şekil 3.2. Fritsch Pulverisette 5 markalı planeter öğütücünün dış (a) ve iç kısmının (b) görüntüsü.

Elementsel tozlarla orantılı olacak şekilde paslanmaz çelikten yapılmış bilyeler de havan içerisine konulduktan sonra kapağı kapatıldı. Böylece içerisinde elementsel tozların ve bilyelerin bulunduğu havan MA cihazı içerisine yerleştirildi. Havan MA cihazı içinde belirli hızlarda ve belirli sürelerde döndürülmeye başladı ve çelik bilyelerin tozlarla çarpışması sonucunda alaşım oluştu. Havan içerisinde bilye çarpışmaları neticesinde ilk olarak elementsel tozların boyutları hızlı bir şekilde küçülmüştür. Boyutları azalan elementsel tozlar daha sonra birbirleri içine difüze oldu. Nihai olarak homojenliği yüksek bir alaşım elde edilmiştir. Şekil 3.3' de elementsel tozlardan üretilen bir alaşımı şematik olarak görebiliriz. Şekil 3.3a elementsel tozların henüz herhangi bir öğütme işlemi yapılmadan önceki durumunu gösterir. Şekil 3.3b ve c ise artan öğütme sonrası bilye çarpışmalarına maruz kalan tozların kırılma ve kaynaşmaları sonucu alaşımın oluşmasını şematize etmektedir



Şekil 3.3. Elementsel tozların MA işlemindeki şematik gösterimi (Luo, 2012)

Mekaniksel alaşımlama metodu ile alaşım üretmek için optimum parametrelerin belirlenmesi gerekmektedir. Bu parametreleri C. Suryanarayana yaptığı bir çalışmada aşağıdaki gibi sıralanmıştır (Suryanarayana; 2001)

- Öğütücü türü
- Öğütme kabı
- Öğütme hızı
- Öğütme zamanı
- Öğütücü malzemelerin büyüklüğü, boyutu ve cinsi
- Bilye toz oranı
- Öğütme atmosferi
- İşlem kontrol elemanı
- Öğütme sıcaklığı

i) Öğütme Haznesi ve Bilyeler:

Elementsel tozların içerisinde konulduğu öğütme hazneleri ve öğütücü bilyeler Şekil 3.4’ de gösterilmektedir. Sertleştirilmiş krom çelikten yapılmış olan bu haznelerin hacmi eşit olup 250 ml dir. Tozların öğütülmesi için kullanılan paslanmaz çelikten yapılmış öğütücü bilyeler hazne içerisine yerleştirilmiştir. Bilyeler 10.50 mm çapında olup her bir bilye 11.9 gr ağırlığındadır.



Şekil 3.4. Öğütme hazneleri ve öğütücü bilyeler

ii) Başlangıç Elementel Tozları:

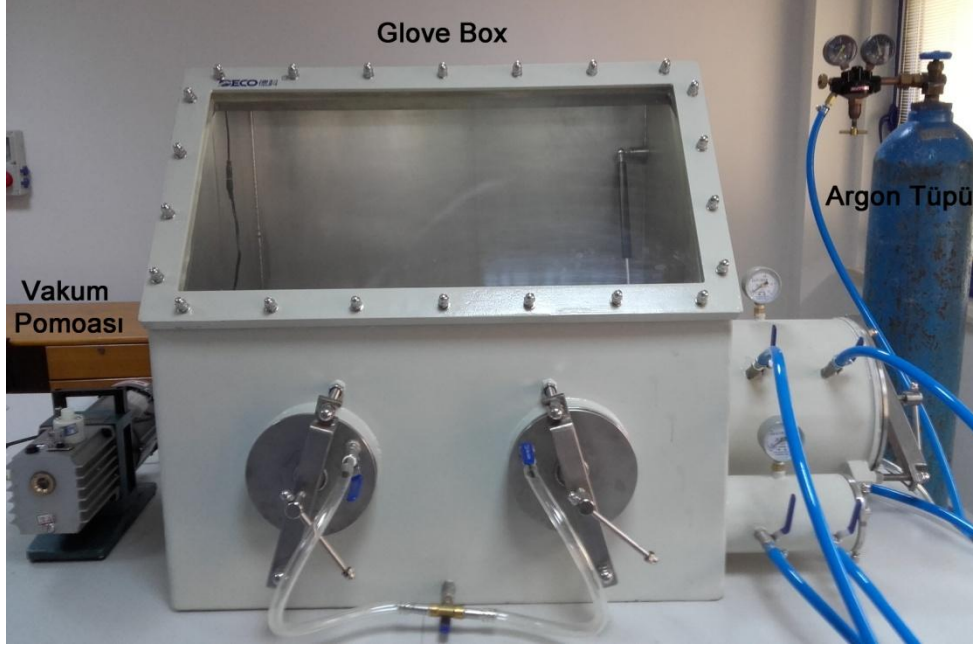
Mekaniksel alaşımlama işleminde kullanılan başlangıç elementel tozları Cu, Zr, Ni, Al, Y, Ti Mg ve Si' nin saflıkları, parçacık boyutları ve yoğunlukları Çizelge 3.2' de verilmektedir.

Çizelge 3.2.Cu, Zr, Ni, Al, Y, Ti Mg ve Si başlangıç elementel tozlarının özellikleri

Malzemeler	Malzemelerin Özellikleri		
	Saflık %	Parçacık Boyutu (μm)	Yoğunluk (g/cm^3)
Bakır (Cu)	99.9	30-44	8.93
Zirkonyum (Zr)	99.3	35-40	6.51
Nikel (Ni)	99.8	10-25	8.91
Alüminyum(Al)	99.6	25-44	2.75
Titanyum (Ti)	99.5	20-40	4.11
İtriyum (Y)	99.9	25-40	4.47
Magnezyum (Mg)	99.7	25-44	1.74
Silisyum (Si)	99.8	20-40	2.33

iii) Numune Hazırlama Atmosferi

Yüksek saflıktaki Cu, Zr, Ni, Al, Y, Ti Mg ve Si toz alaşımların boyutları Çizelge 3.2' den görüleceği üzere çok küçüktür. Toz parçacıklarının küçük boyutta olmaları oksijen ile etkileşim oranını artırmaktadır. Böyle olması alaşımların üretilmesinde oksit tabakalardan dolayı zorluklar meydana getirir. Bu mekaniksel alaşımlama işleminde istenmeyen bir durumdur. Alaşımı oluşturan elementel tozların ölçümler sırasında oksitlenmesini önlemek için Ar (argon) atmosferi altında vakumlu glove box kullanılmıştır. K.S.Ü Fizik Araştırma laboratuvarında bulunan glove box Şekil 3.5' de görülmektedir. Önce içerideki oksijen vakumla dışarı atılmıştır. Daha sonra tüp yardımı ile içeriye yeterince Ar gazı verilmiştir.



Şekil 3.5 Vakumlu ve argon atmosferli glove box.

iv) Bilye-Toz Oranının Belirlenmesi

Mekaniksel alaşımlama işleminin önemli parametrelerinden biri de bilye-toz oranıdır. Literatürde bu oranın 20:1, 10:1 ve 5:1 olarak kullanıldığı görülmektedir. Bu tez çalışmasında toz alaşımların optimum bilye-toz ağırlık oranı 5:1 olarak belirlenmiştir. Hazırlanan tüm numuneler için de aynı oran kullanılmıştır.

v) Öğütme Hızı ve Süresi:

Mekaniksel alaşımlama metodunda öğütme hızı ve öğütme süresi en önemli parametrelerindendir. Malzemenin öğütme sırasında açığa çıkan ısı dolayısı ile faz yapısının değişmemesi için uygun bir süre ve hız değerinin seçilmesi gerekir. Bu sebeple yapılan araştırma ve incelemeler doğrultusunda $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Ti, Y, Mg, Si) toz alaşımları için öğütme hızı 300 devir/dk (rpm), öğütme süresi 20 dk ve öğütme sırasındaki artan ısının soğuması için beklenen süre ise 20 dk olarak belirlenmiştir.

3.2.2. Normal katılaştırma tekniği

Normal katılaştırma metodu ile alaşımlar külçe halinde üretilmektedir. Alaşım kompozisyonunu oluşturan ve % 99.9 saflıkta olan Cu, Zr, Ni, Al, Ti, Y, Si ve Mg elementleri 0.0001 gr hassaslıktaki elektronik terazi ile hesaplanan miktarlarda tartıldı ve

ark ergitme ile argon atmosferi altında eritildi. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Ti, Y, Mg, Si) alaşımlarının hepsi bu yöntem ile başarılı bir şekilde üretildi. Eritme işlemi alaşımın homojenliğini maksimum tutmak için beş defa tekrarlandı. Elde edilen külçe alaşımı hassas kesme cihazı ile kesilerek bir kısmı olduğu gibi analiz için kullanılırken diğer parçaları ise hızlı katılaştırma ve emme döküm yöntemlerinde kullanılmak üzere ayrıldı. Normal katılaştırma işlemleri Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Katıhal Fiziği Araştırma Laboratuvarı'nda bulunan Bühler marka mini ark melting (Şekil 3.6) ve Almanya Dresden Teknik Üniversitesi, Kompleks Malzemeler Enstitüsü'nde bulunan Bühler marka ark ergitme cihazı ile gerçekleştirildi (Şekil 3.7).

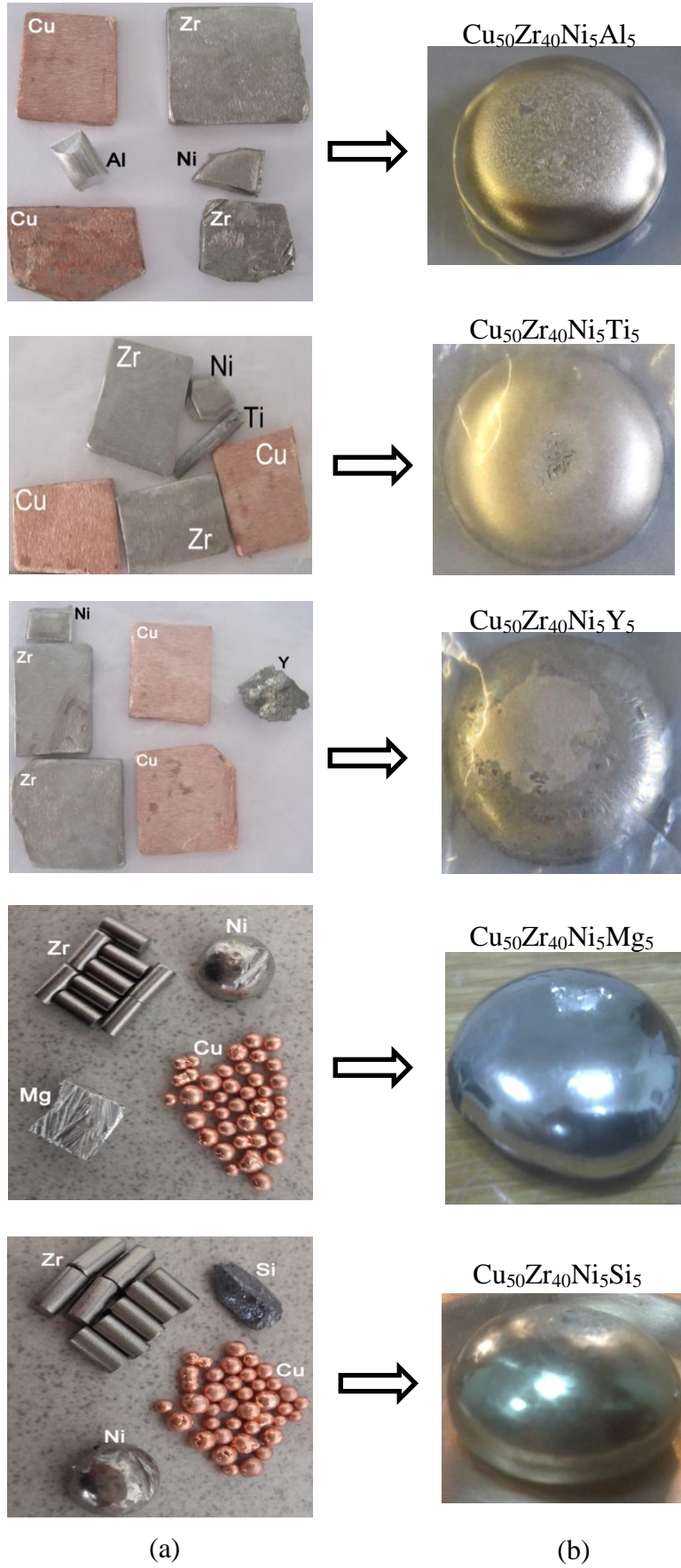


Şekil 3.6. Alaşımları normal katılaştırma ile üretmek için kullanılan ark eritme fırını (KSÜ)



Şekil 3.7 Ark ergitme cihazı, Dresden Teknik Üniversitesi, Almanya.

Tez kapsamındaki $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M=Al, Y, Ti) külçe alaşımları Dresden Teknik Üniversitesinde, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Mg, Si) alaşımları ise mini ark ergitme cihazı ile Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi'nde üretilmiştir. Normal katılaştırma işlemi ile külçe olarak üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Ti, Y, Mg, Si) alaşımları Şekil 3.8' de gösterilmektedir. Şekil 3.8a' daki saf elementler öncelikle ince zımpara zımparalanmıştır ve sonra alkol ile temizlenmiştir. Daha sonra ise su banyosu cihazı ile metallerin üzerinde bulunan oksit tabakalar alınmıştır. Saf malzemeler üzerinde bulunan oksit tabaka ve yağ vb. lekeler ark ile eritme işleminde olumsuz rol oynadıkları için erime işlemini zorlaştırmaktadır.

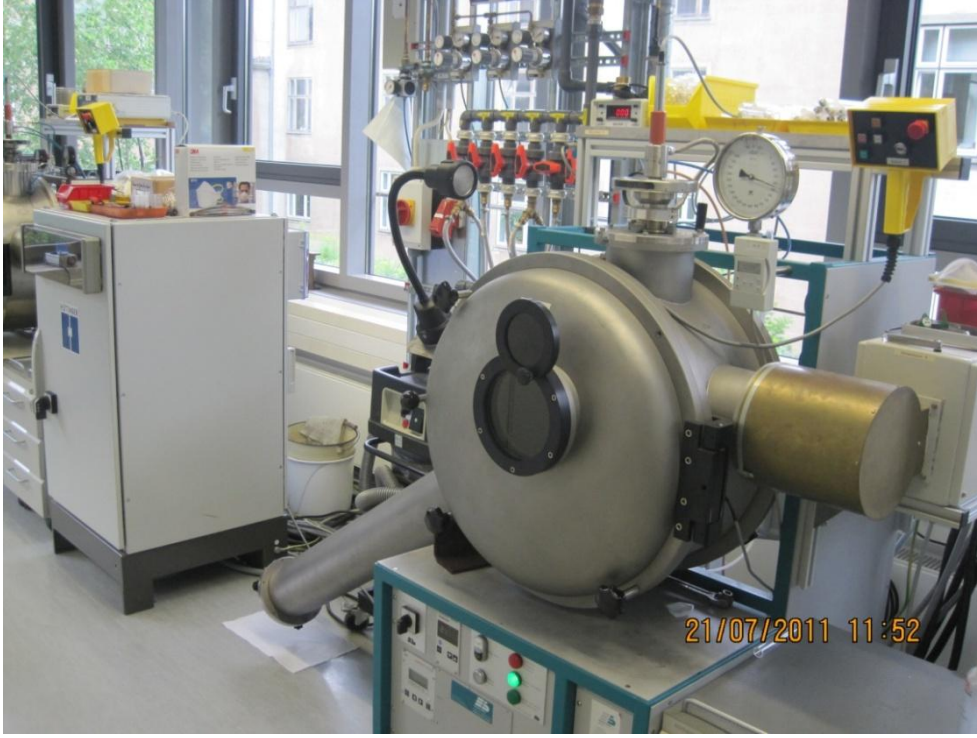


Şekil 3.8 Külçe alaşımların a) eritme işleminden önce b) sonraki görünüşleri.

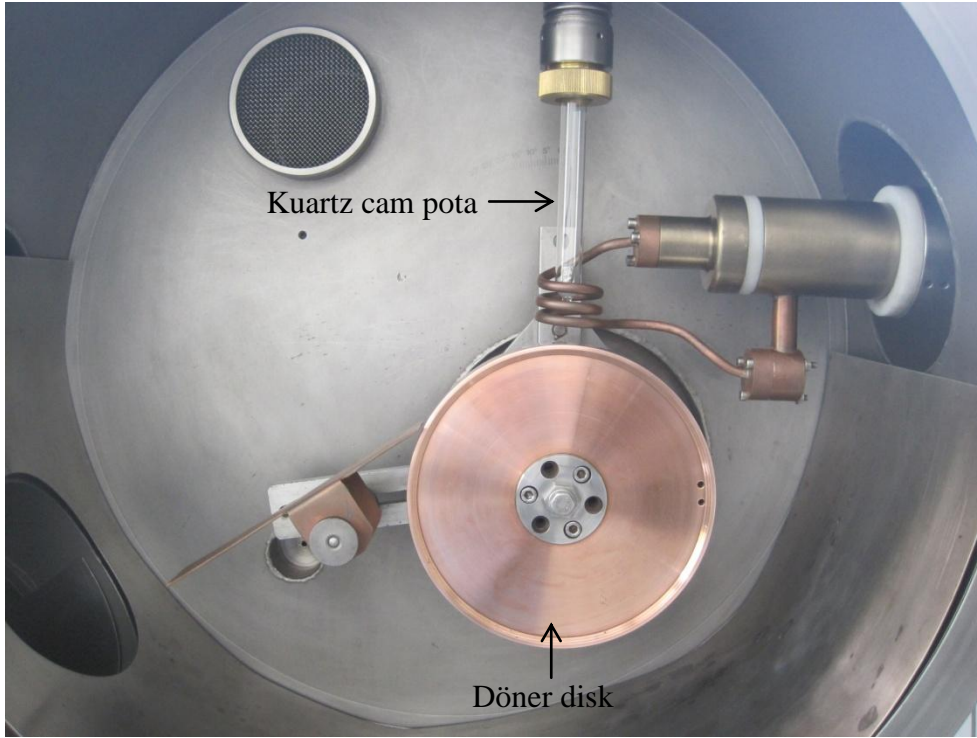
3.2.3. Hızlı katılaştırma

Hızlı katılaştırma metodu alaşım üretiminde ve özellikle de amorf, nanokristal ve kuazikristal gibi yarı karalı alaşımların üretiminde önemli bir tekniktir. Hızlı katılaştırma; alaşımı oluşturacak elementlerin eritilip homojen sıvı hale geldikten sonra sıvı eriyiğin 10^2 K/s'den daha hızlı soğutulması sonucu elde edilen katılaştırma yöntemidir. Sıvı eriyik termal iletkenliği iyi olan soğuk bir yüzeye düşürülür. Soğuk yüzeye düşen eriyik hızlı bir şekilde ısı kaybına uğrar. Yaklaşık 10^5 - 10^8 K/s lik soğutma oranı ile sıvı eriyik tüm ısını aniden kaybeder (Anahtarlamam, 1987). Bu durumda sıvı eriyik normal soğuma işlemindeki gibi çekirdeklenme fırsatı bulamaz ve o şekilde katılaştır.

Bu tez çalışmasında kullanılan hızlı katılaştırma cihazı Şekil 3.9' da gösterilmektedir. Bu cihaz Dresden Teknik Üniversitesi (Almanya), Kompleks Malzemeler Enstitüsü bünyesindeki "Bühler 1" isimli cihazdır. Hızlı katılaştırma işlemine geçmeden önce normal katılaştırma ile üretilen homojen külçe alaşım belirli ebatlarda parçalara ayrılmıştır. Bu parçalardan bir tanesi kuartz bir cam pota içerisine konulmuştur. Kuartz cam pota hızlı katılaştırma cihazındaki yerine takıldıktan sonra vakum yardımı ile cihazın içindeki oksijen dışarı atılmıştır. Daha sonra uygun miktarda Argon gazı cihaz içerisine verilmiştir. Böyle yapılmasının sebebi erime esnasında numune yüzeyini oksijenden korumaktır. Kuartz cam pota içerisindeki külçe alaşım eridikten sonra Argon gazı yardımı ile belirli bir basınç uygulanarak bakırdan yapılmış döner bir diske püskürtülmüştür. Kuartz cam pota ve bakır döner disk Şekil 3.10' da hızlı katılaştırma cihazının içinde gösterilmektedir. Püskürtülen sıvı eriyik ısını aniden kaybederek katılaşmıştır ve şerit halinde alaşımlar elde edilmiştir.

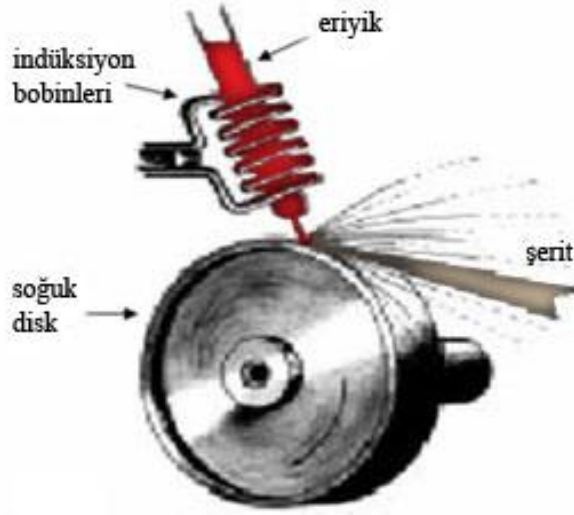


Şekil 3.9 Buhler 1 Eriyik döndürme cihazı - Dresden Teknik Üniversitesi.



Şekil 3.10. Buhler 1 – Eriyik döndürme cihazının iç kısmı

Şekil 3.11 hızlı katılaştırma ile şerit üretimini şematize etmektedir. Şekil 3.11’den görüleceği üzere indüksiyon bobinleri arasında kalan numune eriyik haline gelmektedir. Kuartz tüp üzerinden gönderilen basınçlı Ar gazı sayesinde sıvı eriyik dönmekte olan soğuk disk üzerine püskürtülmektedir. Bu şekilde hızlı katılaştırılmış şerit alaşım üretilmektedir.



Şekil 3.11. Eriyik döndürme cihazının şematik görünümü

Bu tez çalışmasında hızlı katılaştırma metodu ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Ti, Y, Mg, Si) alaşımların üretim parametreleri Çizelge 3.3’ de verilmektedir.

Çizelge 3.3 Hızlı katılaştırma ile elde edilen Cu-esaslı alaşımların üretim parametreleri.

Üretilen Alaşım	Tekerlek Dönme Hızı (m/s)	Erime sıcaklığı (C)	Tekerlek-Tüp Mesafesi (mm)	Çember Basıncı (mbar)	Tüp Basıncı (mbar)
$Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Y_5$	41	1160	0,4	300	500
$Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Y_5$	35	1155	0,4	300	500
$Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$	41	1050	0,4	300	500
$Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$	38	1050	0,4	300	500
$Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$	35	1115	0,4	300	500
$Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Al_5$	41	1304	0,4	300	500
$Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Al_5$	35	1145	0,4	300	500
$Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Mg_5$	35	1065	0,5	500	700

Tez kapsamında $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M=Al, Y, Ti) şerit alaşımları Dresden Teknik Üniversitesi'nde $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Mg_5$ şerit alaşımı ise Gaziosmanpaşa Üniversitesi'nde üretilmiştir. Şekil 3.12' te üretilen şerit alaşımlar gösterilmektedir. Üretilen şerit alaşımlar oldukça esnek yapıya sahiptir.

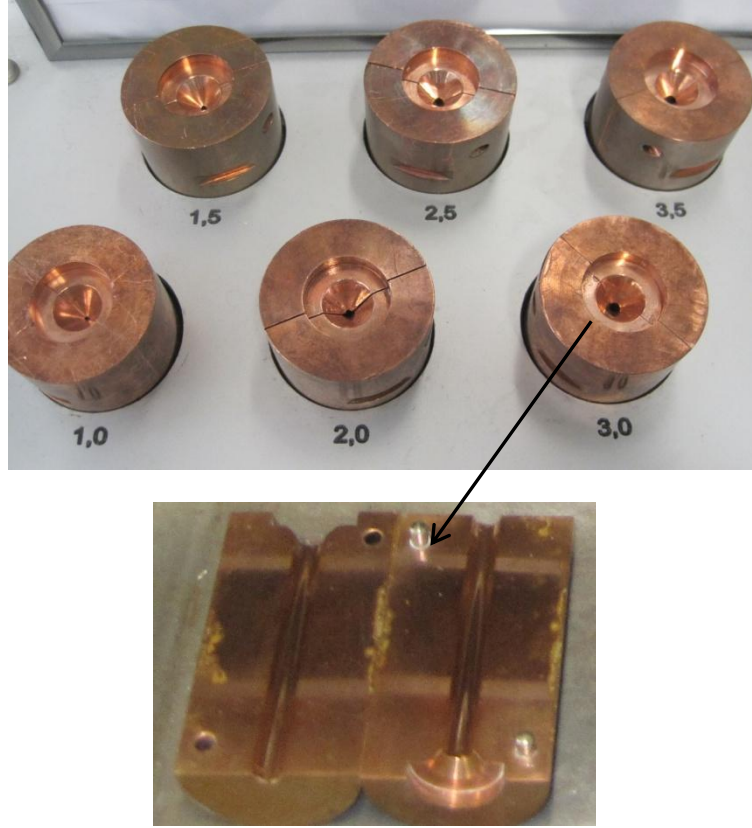


Şekil 3.12. Hızlı katılaştırma ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M=Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımları.

3.2.4. Emme döküm

Emme döküm tekniği yarı kararlı alaşımların üretilmesinde kullanılan yöntemlerden biridir. Bu yöntem ile alaşımlar çubuk (rod) şeklinde üretilir. Normal katılaştırma ile külçe olarak elde edilen parçalarından yaklaşık 5 gr' lık bir bölümü çubuk alaşım üretiminde kullanılmıştır. Külçe alaşım parçası ark ergitme cihazı içerisindeki bakır kalıbın üzerine konulmuştur. Bu kalıp üretilecek alaşımın kalınlık ve uzunluğuna bağlı olarak değiştirilebilir. Çubuk alaşımında kullanılan birkaç bakır kalıp Şekil 3.13' de gösterilmektedir. Bu tez çalışmasında 3 mm kalınlığında 5-7 cm uzunluğundaki bakır kalıplar kullanılmıştır. Emme döküm işlemine geçmeden önce cihazın içerisindeki oksijen vakum yardımı ile dışarı atılır. Daha sonra erime sırasında numuneyi oksijenden korumak için içeriye Ar gazı verilir. Gerekli ön hazırlıklar tamamlandıktan sonra kalıp üzerindeki

külçe alaşım eritilir. Eriyik haline gelen numune bakır kalıp altında bulunan vakum yardımı ile kalıba doğru çekilir. Böylece alaşım çubuk şeklinde üretilmiş olur.



Şekil 3.13 Emme döküm ile çubuk alaşımların üretiminde kullanılan bakır kalıpları

Emme döküm yöntemi ile $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ ($M=Al, Y, Ti$) çubuk alaşımları Dresden Teknik Üniversitesi'nde, $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Si_5$ alaşımı ise Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi'nde üretilmiştir. Örnek olarak $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$ ve $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Si_5$ çubuk alaşımları Şekil 3.14'te gösterilmektedir. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ ($M=Al, Y, Ti, Mg$) alaşımların üretim parametreleri ise Çizelge 3.4' te verilmektedir.



Şekil 3.14 Emme döküm ile üretilen çubuk alaşımlar (a) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$; (b) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$

Çizelge 3.4 Emme döküm yöntemi ile elde edilen alaşımların üretim parametreleri.

Üretilen Alaşım	Vakum (mBar)	Argon Basıncı (mBar)	Çubuk Kalınlığı(mm)	Çubuk Uzunluğu(mm)
$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$	$3,8 \cdot 10^{-5}$	800	3	70
$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$	$3,9 \cdot 10^{-5}$	500	3	70
$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$	$3,5 \cdot 10^{-6}$	800	3	70
$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$	-	-	3	50

3.3. Alaşımların İncelenmesi

Mekaniksel alaşımlama (MA), normal katılaştırma (NK), hızlı katılaştırma (HK) ve emme döküm (ED) gibi dört farklı yöntem ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Ti, Y, Mg, Si) alaşımlarının yapısal, mekaniksel ve ısıl özelliklerinin analiz edilmesi için kullanılan cihazlar aşağıdadır.

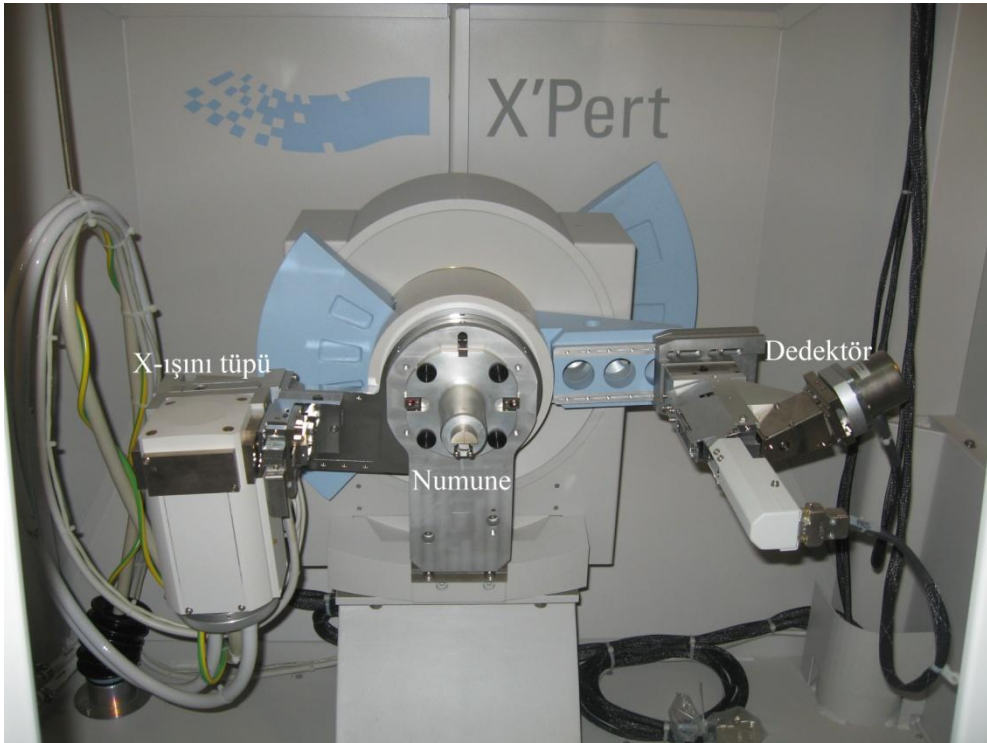
- X-ışını kırınımı (XRD)
- Taramalı elektron mikroskobu (SEM)
- Enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDX)
- Optik Mikroskop (OM)
- Diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC)
- Diferansiyel termal analiz (DTA)
- Mikro sertlik cihazı (Vickers)

3.3.1. X-ışını kırınımı (XRD)

Toz, külçe, çubuk ve şerit olarak üretilen tüm $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Ti, Y, Mg, Si) alaşımlarının yapısal özellikleri önce X-ışını kırınımı (XRD) cihazı ile incelendi. İlâveten ısısal işleme tabi tutulan numunelerdeki oluşabilecek fazlarda XRD ile analiz edildi. KSÜ Fizik Bölümü XRD Laboratuvarı'nda bulunan Philips X'Pert PRO marka XRD cihazı Şekil 3.15'de görülmektedir. Çalışma parametreleri; 40kV ve 30mA ayarlı, monokromotik CuK_{α} radyasyonu ($\lambda=0.154056$ nm) kullanılarak belirlendi. Ölçümler 20° den 100° ye kadar $0.02^{\circ}/s$ hızında 1 saniye bekletilerek alındı. Hızlı katılaştırma ile üretilen şerit alaşımların XRD ölçümleri için cam altlıklı numune kabı kullanıldı. X-ışını kırınımı cihazının iç kısmının yakından görünümü Şekil 3.16'da verilmektedir. Şekil 3.16'dan görüleceği üzere X-ışını tüpünden oluşturulan X-ışınları numunenin bulunduğu bölüme gönderilir. Kırınıma uğrayan ışınlar cihazın iç kısmında görülen detektör tarafından toplanarak veriler elde edilir. Böylece oluşan kırınım desenleri ile malzemenin mikro yapısı hakkında bilgi alınmış olur. XRD' de analiz için numune hazırlarken numune yüzeyinin düzgün olması ve numune tutucu içerisine tam olarak yerleştirilmesi gerekmektedir. Şayet incelenecek numune toz ise tutucu hazne içerisine tam olarak yerleştirdikten sonra yüzey düzlemesi yapmak iyi bir analiz sonucu için önemlidir.



Şekil 3.15. Philips X'Pert PRO marka XRD cihazı.



Şekil 3.16. Philips X'Pert PRO marka XRD cihazının iç kısmı.

3.3.2. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM-EDX)

Üretilen tüm $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Ti, Y, Mg, Si) alaşımların morfolojik özellikleri Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ile incelendi. Analiz için kullanılan ZEISS EVO LS10 SEM cihazı K.S.Ü. ÜSKİM' de bulunmakta olup cihazın görüntüsü Şekil 3.17' de görülmektedir. EDX analizleri için ise aynı SEM cihazı ile uyumlu Bruker marka bir aparat kullanılarak yapılmıştır. Bu aparat SEM cihazının sol kısmına monte edilmiş olarak Şekil 3.17'de görülmektedir.



Şekil 3.17. ZEISS EVO LS10 cihazı (SEM)

3.3.3. Optik mikroskop (OM)

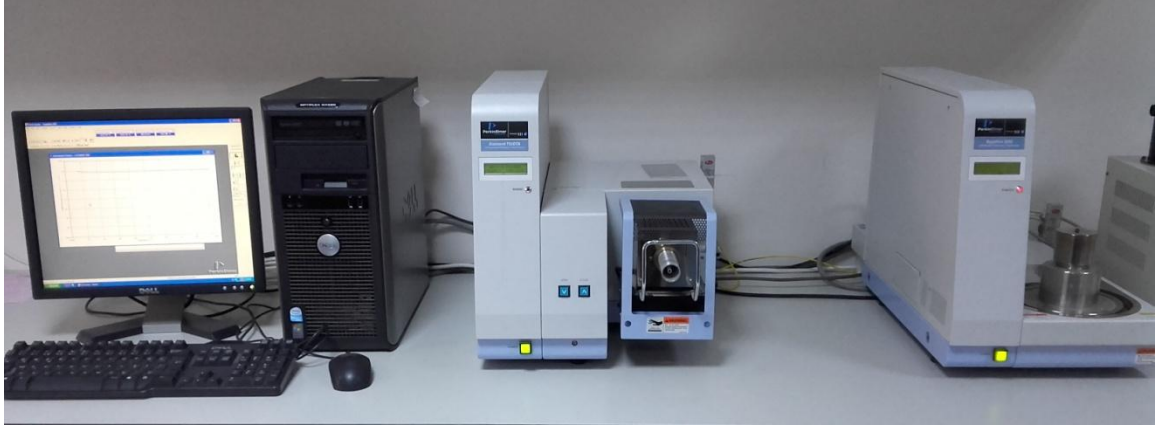
Külçe olarak üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Ti, Y, Mg, Si) alaşımların faz yapılarının görüntülenmesi için optik mikroskop cihazı kullanılmıştır. Bu cihaz K.S.Ü Fizik Bölümü araştırma laboratuvarında bulunmakta olup cihaza ait görüntü Şekil 3.18' de görülmektedir.



Şekil 3.18. Optik mikroskop (OM)

3.3.4. Diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) ve Diferansiyel termal analiz (DTA)

$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Ti, Y, Mg, Si) alaşımlarının termal analizleri K.S.Ü Fizik Bölümündeki Perkin Elmer Sapphire Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) ve Diferansiyel Termal Analiz (DTA) ile yapılmıştır. Bu cihazlar Şekil 3.19'da görülmektedir.



Şekil 3.19. Perkin Elmer Sapphire - DSC (sağda); Tg/DTA (solda)

Isısal işlem sırasında alaşımların oksijenle etkileşime geçmesini önlemek için numune ortamına Nitrojen gazı verilmektedir. DSC ölçümlerinde; 3 mm çapındaki bakır kaplar kullanıldı ve bu kaplara 15-20 mg numune konuldu. Başlangıç sıcaklığı 50 °C olarak seçilmiş olup 20 °C/dk artışla 750 °C' ye kadar ısıtıldı. DTA ölçümlerinde ise seramik kaplar kullanıldı ve kap içerisine yaklaşık olarak 25-30 mg numune konularak 50 °C'den 1200 °C' ye kadar 20 °C/dk artış hızında ısıtıldı.

3.3.5. Mikro sertlik cihazı (Vickers)

Mikro sertlik cihazı üretilen alaşımların yüzey sertliklerinin belirlenmesinde kullanılmaktadır. Bu tez çalışmasında mikro sertlik analizi için kullanılan SHIMADZU HMV marka cihazın görünümü Şekil 3.20' de görülmektedir. Bu cihaz K.S.Ü Fizik Bölümü araştırma laboratuvarında bulunmaktadır. Normal katılaştırma ile külçe olarak, emme döküm ile çubuk şeklinde, hızlı katılaştırma ile şerit halinde üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Ti, Y, Mg, Si) alaşımların sertlik değerleri mikro sertlik cihazı ile ölçülmüştür. Bu metotla, sertliği ölçülecek malzemeye, başka bir malzeme tarafından bir yük uygulanır. Bu yükün malzemeye uyguladığı kuvvet sonucu oluşan iz ölçülür. Bir örnek olarak $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Al_5$ çubuk alaşımının sertlik ölçümü sırasında yüzeyinde oluşan iz Şekil 3.21' de gösterilmektedir. Malzemenin sertliği, bu izin büyüklüğü ile orantılıdır. Malzemelerin sertlik ölçümleri öncesinde yüzeyleri 1000, 2400 ve 4000 mesh' lik zımparalar ile zımparalandı ve daha sonra 1 ve 0.25 µm boyutlarındaki elmas süspansiyon sıvıları kullanılarak parlatıldı. Tez kapsamındaki malzemeler için ölçümler, her bir numune için farklı bölgelerden belirlenen test yükü uygulanarak ve deneysel hatalara karşın yaklaşık 10 adet yükleme-boşaltma ile yapılmıştır.

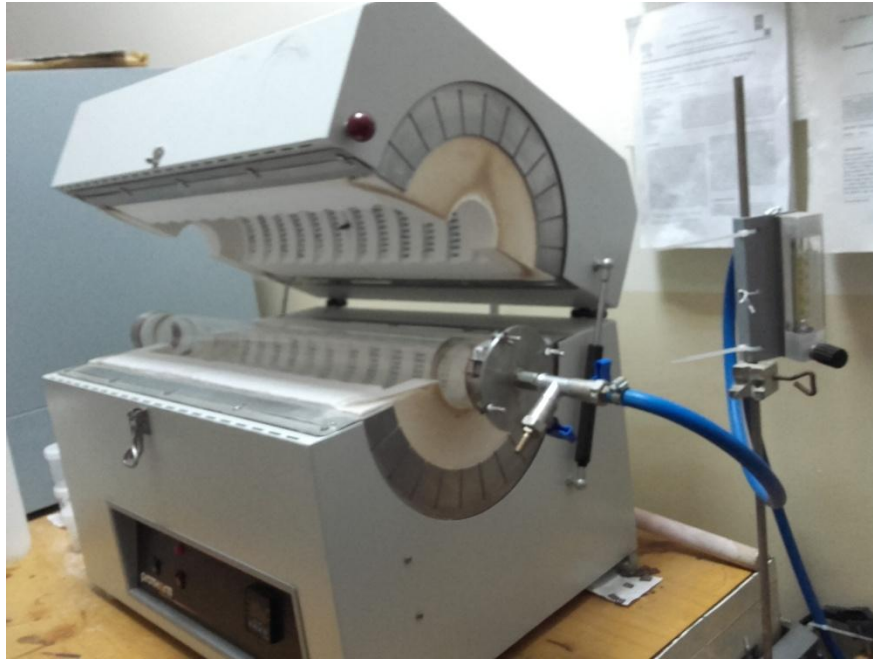
Alaşımların yzey sertlik değerleri aşağıdaki formül yardımıyla hesaplanmıştır

$$HV = \frac{2P \sin(\theta/2)}{d^2} = \frac{1.8544(P)}{d^2} \quad (3.1)$$

Burada; P uygulanan yk, d ortalama kőşegen uzunluğu, 1.8544 geometrik faktör, θ ise elmas ucun zıt yzeyleri arasındaki ağı olup, 136° dir.

3.3.6. Silindir Fırın

$Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ ($M= Al, Ti, Y, Mg$) şerit alaşımlarının tavlınmasında kullanılmıştır. Hızlı katılaştırma ile retilen şerit alaşımların artan sıcaklıkla değişen mikro yapısını ve sertliğini belirlemek için bu alaşımlar silindir fırında 30 dk boyunca Ar atmosferinde tavlandı. şekil 3.22' de tavlama için kullanılan silindir fırın gürlelmektedir. Bu cihaz K.S.Ü. Fizik Bolumu, İnce Film Fiziği laboratuvarında bulunmaktadır.



şekil 3.22 $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ ($M= Al, Ti, Y, Mg$) şerit alaşımlarının tavlınmasında kullanılan silindir fırın.

4. BULGULAR VE TARTIŞMA

Normal katılaştırma (NK), hızlı katılaştırma (HK), emme döküm (ED) ve mekaniksel alaşımlama (MA) teknikleri ile sırasıyla külçe, şerit, çubuk ve toz şeklinde üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) alaşımlarının mikroyapısal özellikleri XRD, SEM ve OM ile, kimyasal analizi EDX ile, ısısal davranışları DSC ve DTA ile incelenmiştir. Alaşımların mekaniksel özellikleri ise Vickers mikrosertlik testi yapılarak belirlenmiştir.

4.1. Normal Katılaştırma İşlemi Sonuçları

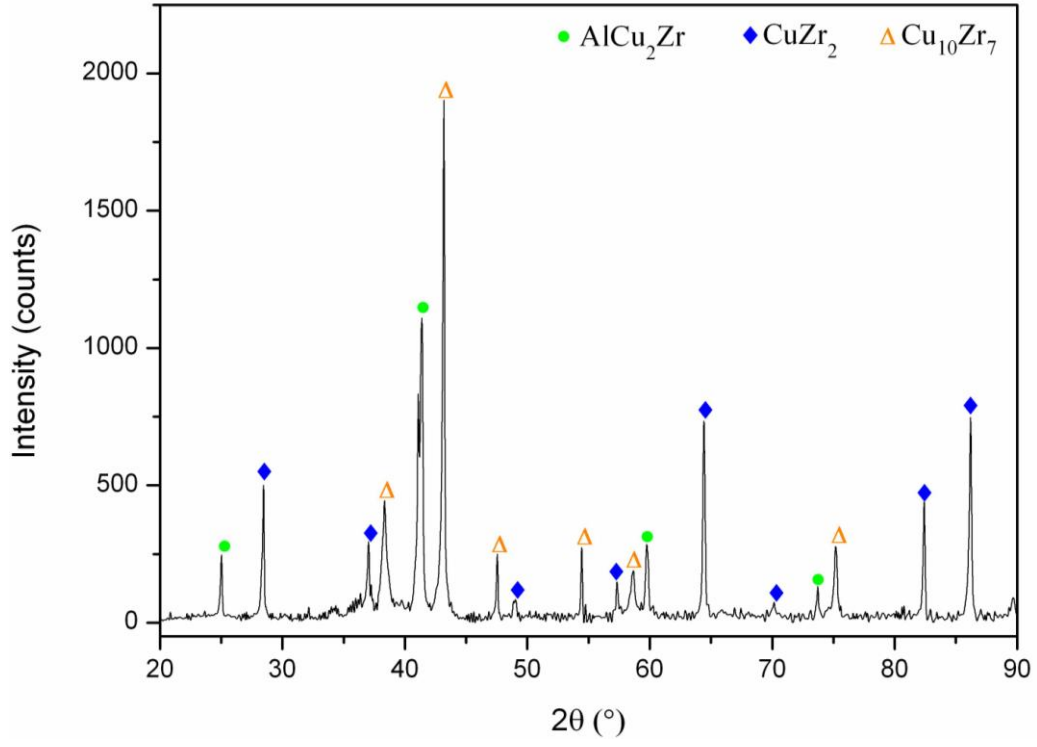
4.1.1. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) külçe alaşımlarının XRD analizleri

Normal katılaştırma ile külçe olarak üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) alaşımların XRD analizleri Şekil 4.1-5’de görülmektedir. Şekil 4.1-5’ den görüleceği gibi $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5$ alaşımına atomik olarak %5 oranında eklenen Al, Y, Ti Mg ve Si elementlerinin XRD analizlerinde farklı intermetalik fazlar oluşmaktadır. Buna göre $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$ külçe alaşımında Al_2CuZr , CuZr_2 ve $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ fazları (Şekil 4.1), $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ külçe alaşımında CuZr_2 ve $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ fazları (Şekil 4.2), $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ külçe alaşımında $\text{Ni}_{10}\text{Zr}_7$ ve CuTi_2 fazları (Şekil 4.3), $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ külçe alaşımında NiZr_2 , $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ ve ZrCu fazları (Şekil 4.4), $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ külçe alaşımında Zr_5Si_3 , Zr_3Si_2 , $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ ve Cu_3Si fazları (Şekil 4.5) gözlenmiştir. Çizelge 4.1’ de bu fazların kristal sistemleri, örgü parametreleri ve uzay grubu bilgileri listelenmiştir. Külçe alaşımların XRD analizlerinde Al_2CuZr , CuTi_2 , Zr_5Si_3 , Cu_3Si gibi spesifik fazların elde edilmesi Cu-Zr-Ni alaşımına Al, Ti ve Si elementlerinin dahil edilmesinden kaynaklanmaktadır. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ külçe alaşımında Mg içerikli ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ külçe alaşımında ise Y içerikli fazların gözlenmemesinin sebebi Mg ve Y elementlerinin kompozisyonda yüksek oranda bulunan Cu veya Zr elementlerinin içerisinde çözünmesinden kaynaklanmaktadır. Daha önceki yapılan çalışmalarda benzer sonuçlar elde edilmiştir (Slimi, 2014; Tomolya, 2015). Ayrıca XRD analizlerinde gözlenen $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ fazının $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ külçe alaşımı haricinde diğer tüm külçe alaşımlarda elde edildiği dikkati çekmektedir. Bu fazın oluşmasındaki en önemli faktörün alaşımları oluşturan kompozisyonlardaki Cu oranının atomik olarak %50, Zr oranının ise %40 gibi yüksek oranlarda olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Buna ilave olarak fazların denge durumunun bileşim, sıcaklık ve basınca bağlı olduğu bilinmektedir.

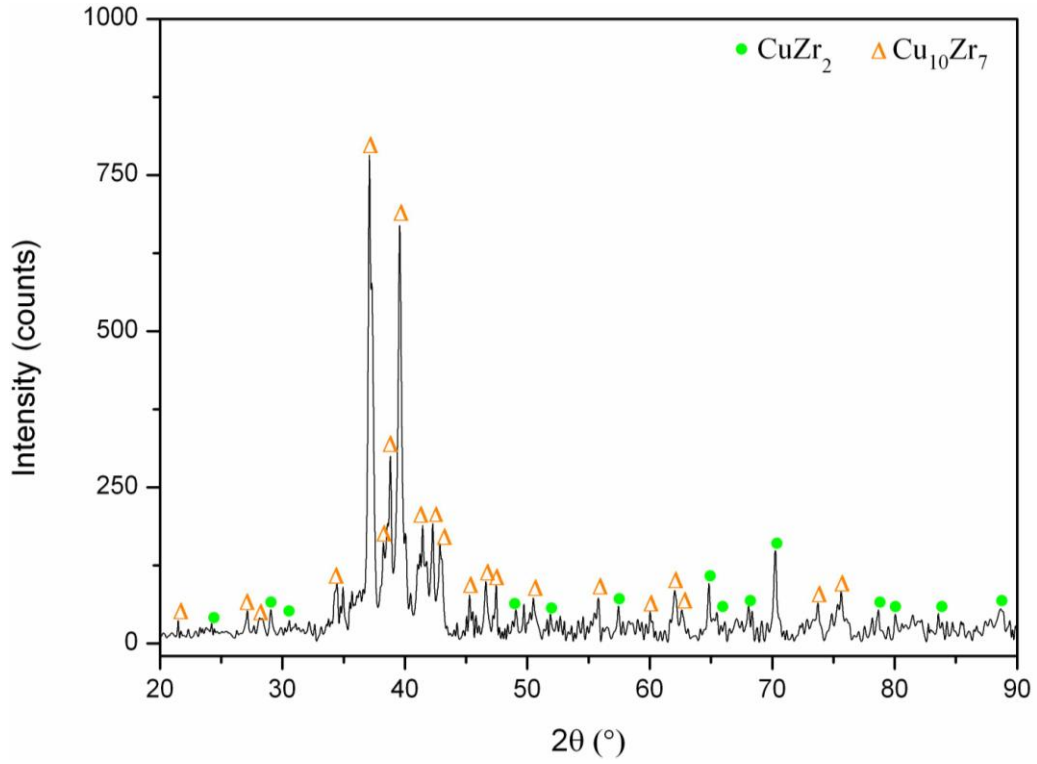
Elde edilen külçe alaşımların üretim şartları dikkate alındığında en önemli farklılık Cu-Zr-Ni üçlü alaşım sistemine %5 oranında dahil edilen dördüncü elementtir. Bu durumda Cu-Zr-Ni alaşım sistemine dahil edilen Ti elementi eklenerek oluşan $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ külçe alaşımında $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ fazının oluşumuna engel teşkil etmiştir denilebilir.

Çizelge 4.1. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) alaşımlarında görülen kristal fazlara ait bilgiler

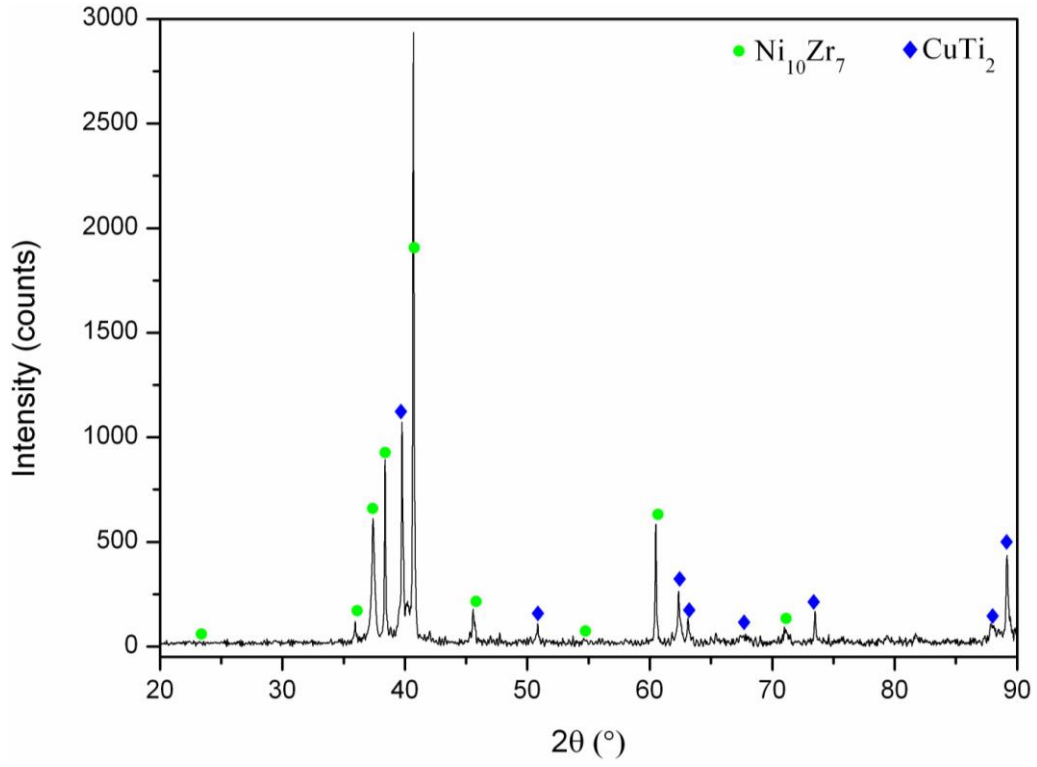
Faz	Kristal Sistem	Örgü Parametreleri			Uzay Grubu	Kaynak
		a (Å)	b (Å)	c (Å)		
Cu	Kübik	3,615	3,615	3,615	Fm-3m	(Tagte, 1953)
AlCu_2Zr	Kübik	6,2150	6,2150	6,2150	Fm3m	(Markiv, 1964)
$\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$	Ortorombik	9,3473	9,3220	12,976	Aba2	(Rawers, 1990)
CuTi_2	Tetragonal	2,9438	2,9438	10,786	14/mmm	(Knott, 1963)
CuTi_3	Tetragonal	4,158	4,158	3,594	P4/m	(Karlsson, 1951)
CuZr_2	Tetragonal	3,2204	3,2204	11,183	14/mmm	(Nevitt, 1962)
$\text{Ni}_{10}\text{Zr}_7$	Ortorombik	12,385	9,154	9,216	C2ca	(Glimois, 1981)
Zr_5Si_3	Hekzagonal	7,885	7,885	5,558	P63/mcm	(Schacner,1953)
Zr_3Si_2	Tetragonal	7,082	7,082	3,714	P4/mbm	(Schob, 1961)



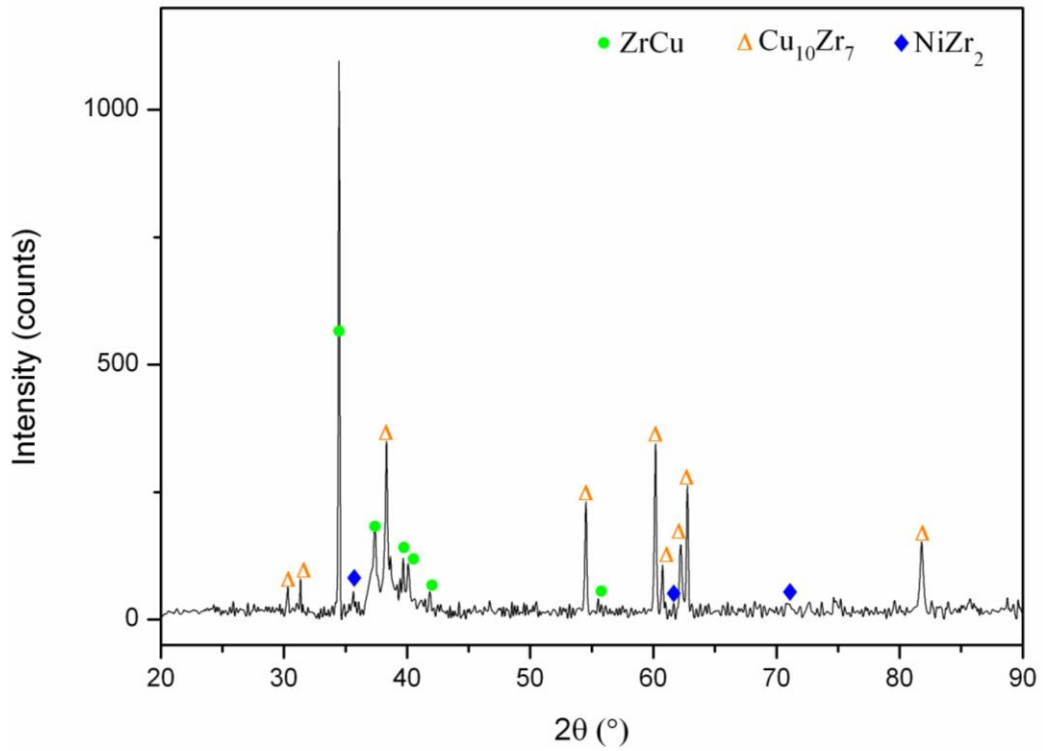
Şekil 4.1. NK ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$ alaşımının XRD grafiği.



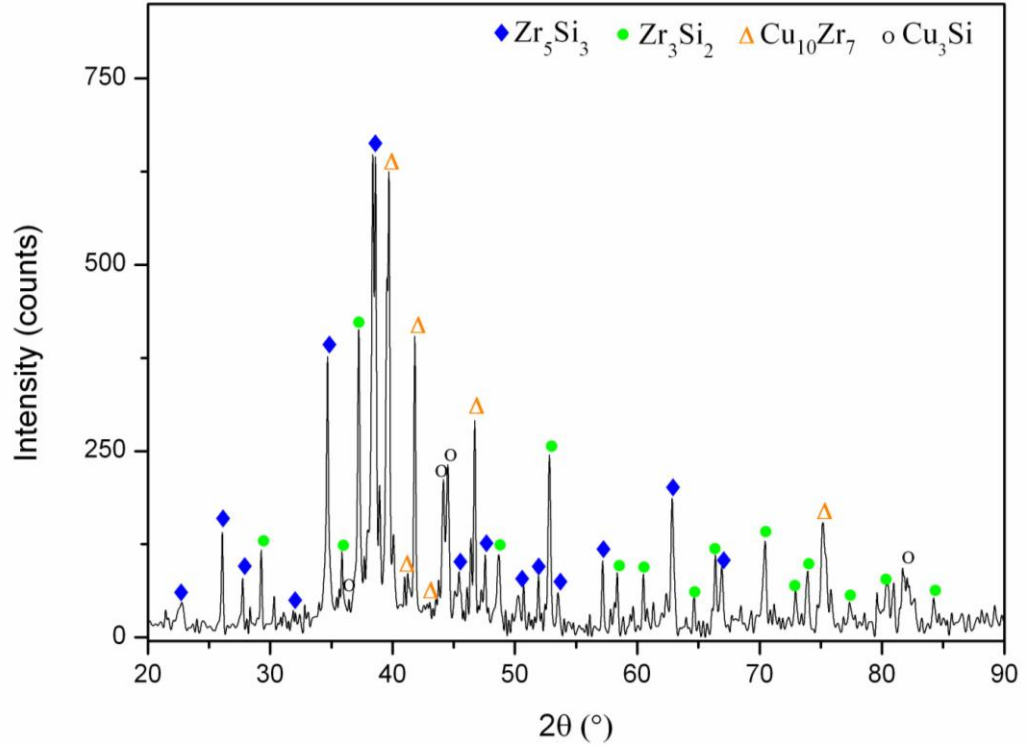
Şekil 4.2. NK ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ alaşımının XRD grafiği.



Şekil 4.3. NK ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ alaşıımının XRD grafiği.



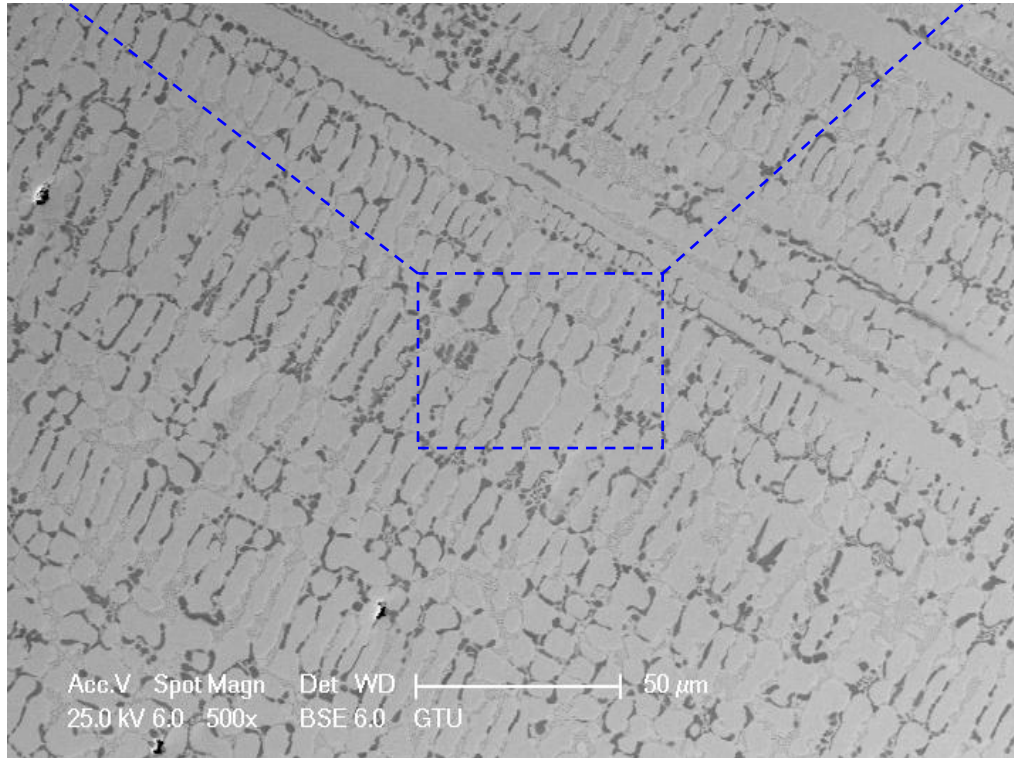
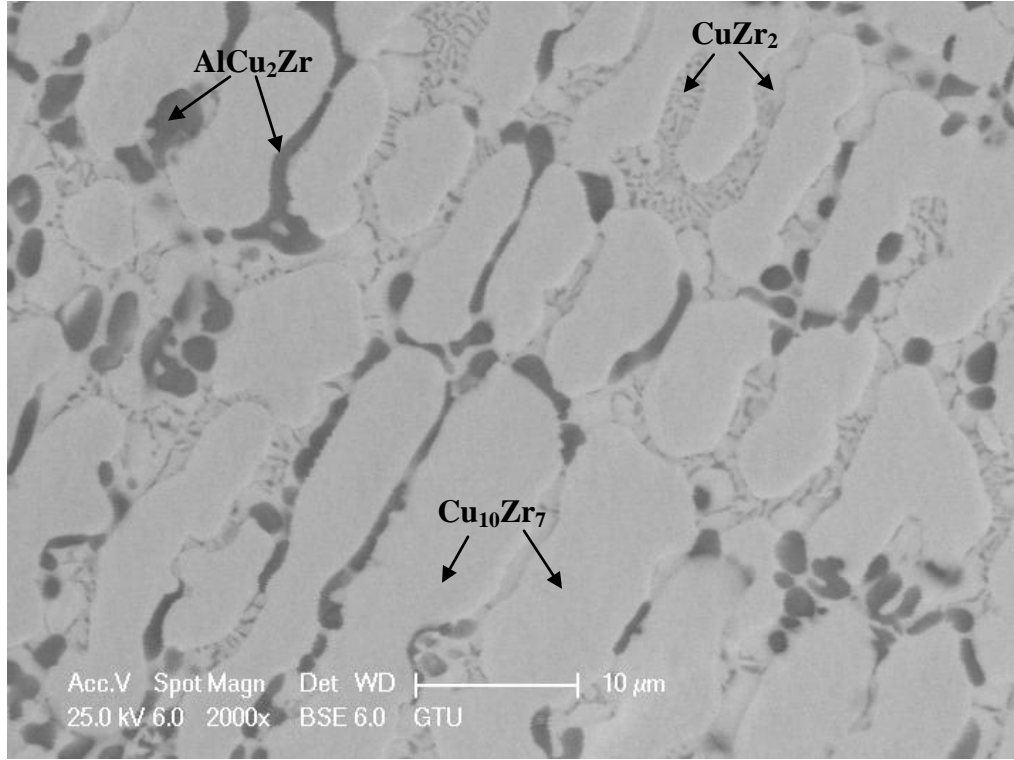
Şekil 4.4. NK ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ alaşıımının XRD grafiği.



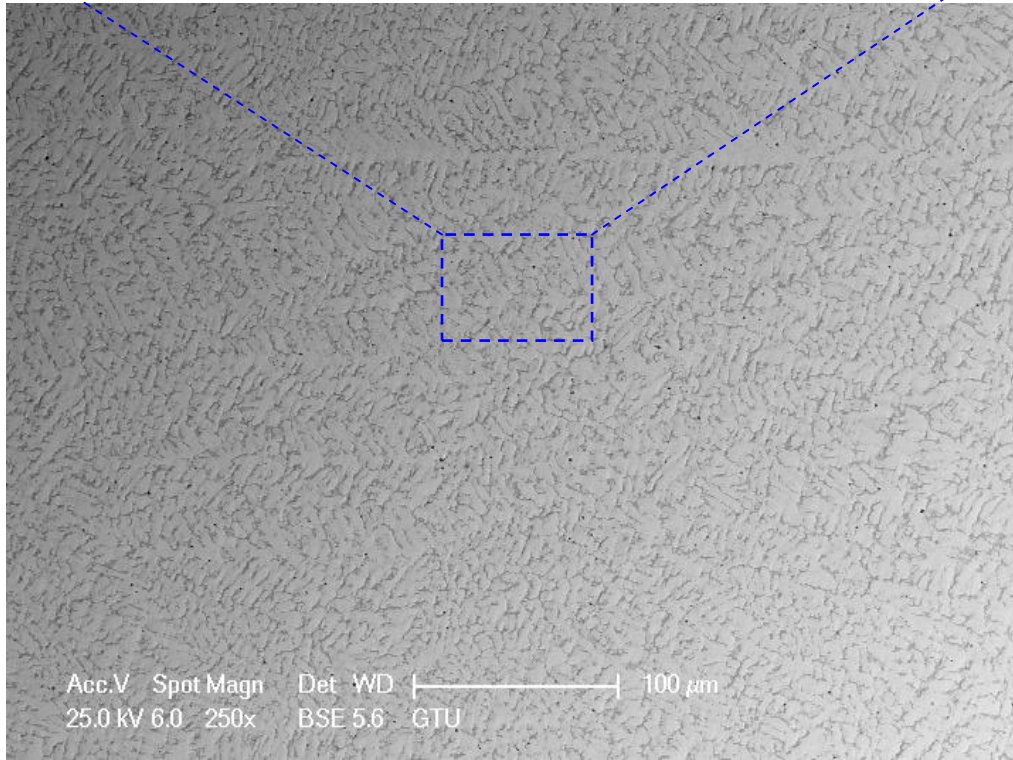
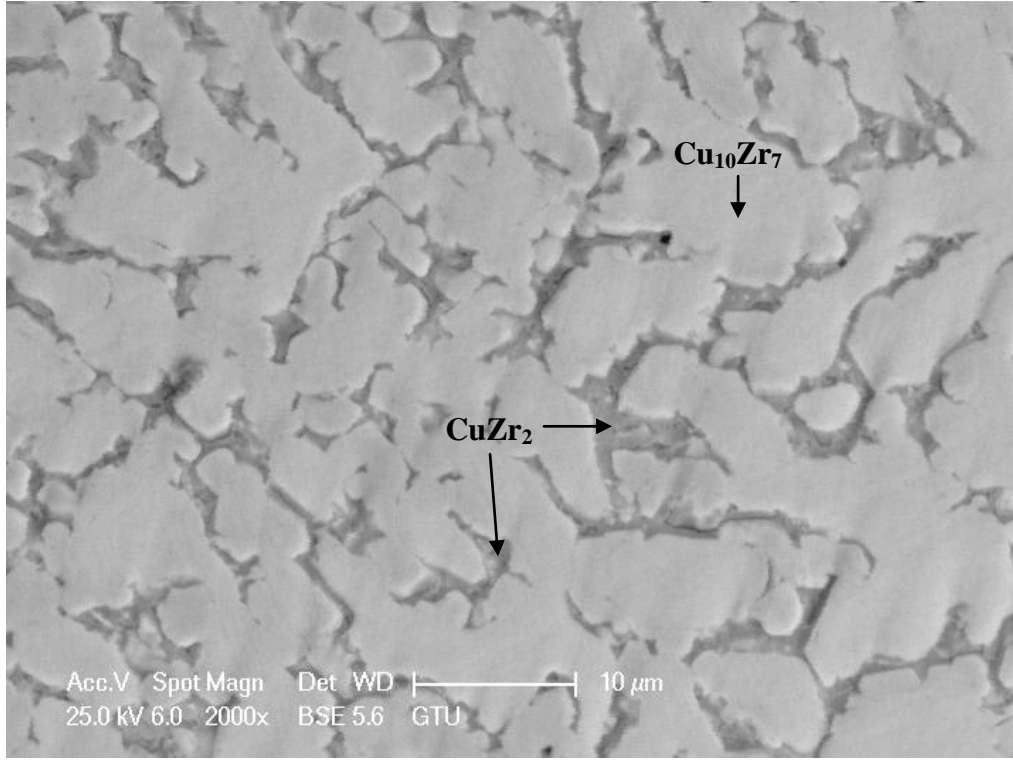
Şekil 4.5. NK ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Si_5$ alaşımının XRD grafiği.

4.1.2. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) külçe alaşımlarının SEM analizleri

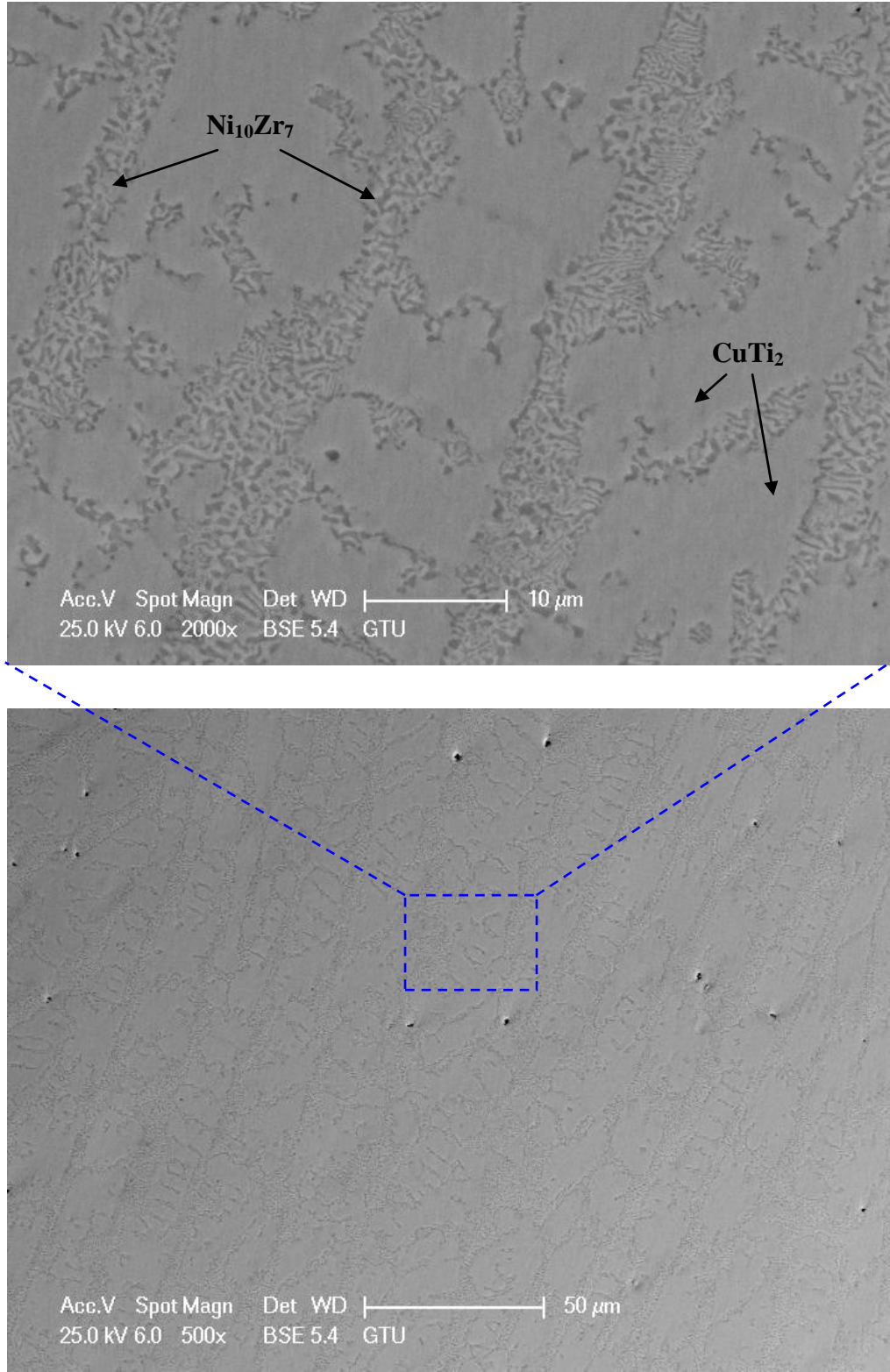
$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) külçe alaşımlarının yüzeyden alınan SEM görüntüleri Şekil 4.6-10'da görülmektedir. Alaşımı oluşturan bileşenler ve oranlarının alaşımın mikro yapısında oluşturduğu değişiklik Şekil 4.6-10' da açık bir şekilde görülmektedir. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$ külçe alaşımının yüzey görüntüsünden elde edilen Al_2CuZr , CuZr_2 ve $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ fazları (Şekil 4.6), $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ külçe alaşımının yüzey görüntüsünden elde edilen CuZr_2 ve $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ fazları (Şekil 4.7), $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ külçe alaşımının yüzey görüntüsünden elde edilen $\text{Ni}_{10}\text{Zr}_7$ ve CuTi_2 fazları (Şekil 4.8), $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ külçe alaşımının yüzey görüntüsünden elde edilen NiZr_2 , $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ ve ZrCu fazları (Şekil 4.9), $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ külçe alaşımının yüzey görüntüsünden elde edilen Zr_5Si_3 , Zr_3Si_2 , $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ ve Cu_3Si fazları (Şekil 4.10) SEM fotoğrafları üzerinde gösterilmiştir. Bu fazlar SEM cihazına eklenmiş olan EDX yardımı ile belirlenmiştir. Buna ilave olarak EDX ile belirlenen fazların XRD analizi ile elde edilen intermetalik fazlarla uyumlu olduğu tespit edilmiştir. Şekil 4.6-10'dan görüleceği üzere elde edilen tüm fazlar malzeme içerisinde homojen ve birbirini tekrar eden şekilde dağılım göstermiştir. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) külçe alaşımlarının yüzey görüntüleri genel olarak değerlendirildiğinde elde edilen intermetalik fazların yönlü ve yönsüz katmanlı yapılardan, dentritik yapılardan, küçük ince yüzeyli kümelerden ve düzlemsel yapılardan oluştuğu gözlenmektedir. Alaşımların mikro yapısı ile ilgili benzer görüntüler daha önceki yapılan çalışmalarda da gösterilmiştir (Janovszky, 2014; Çadırlı, 2011; Gogebakan, 2015). Bu çalışmalarda gözlenen mevcut yapılar ile $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) külçe alaşımından elde edilen yapılar birbiri ile uyum içerisindedir.



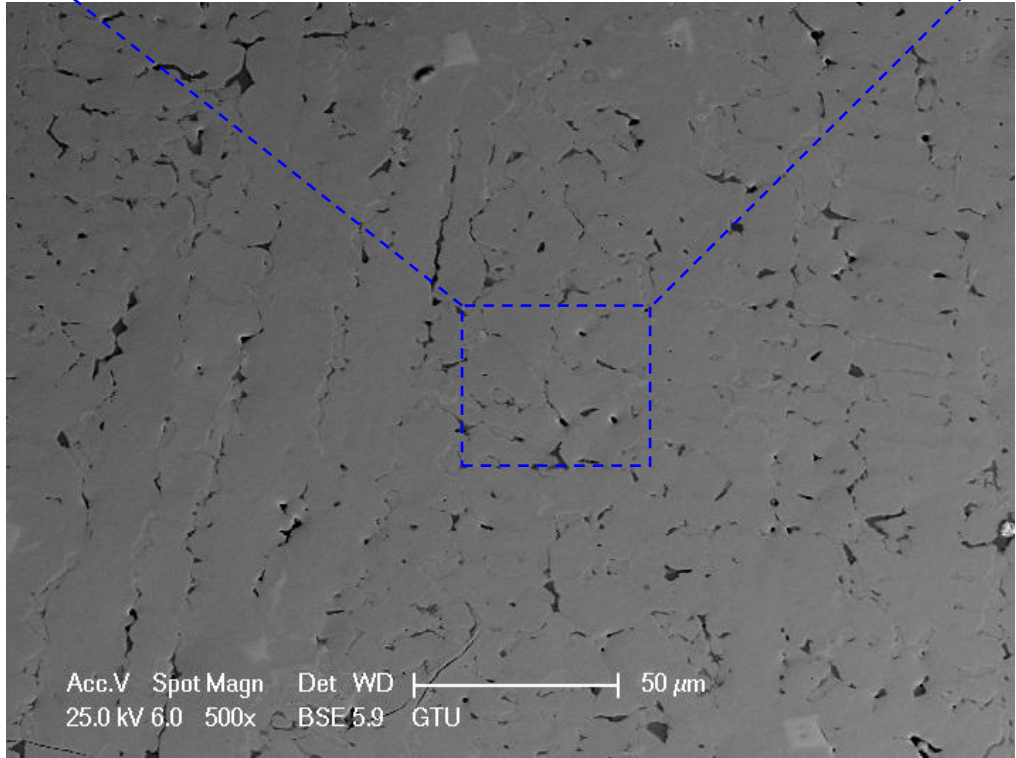
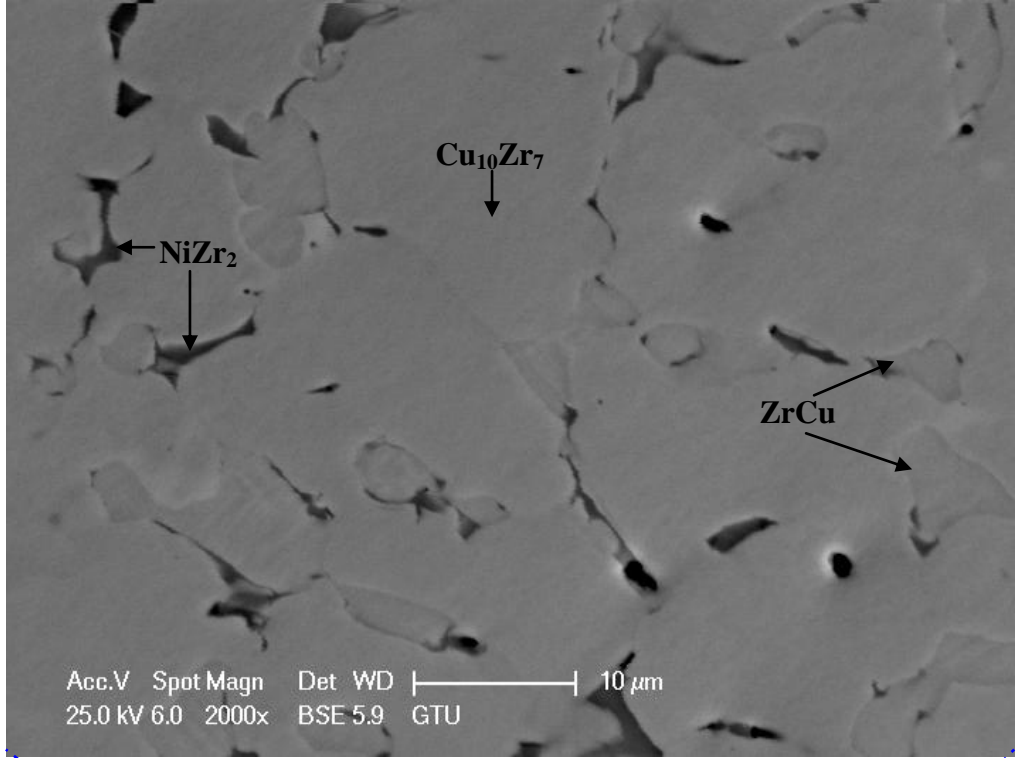
Şekil 4.6. NK ile üretilen Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Al₅ alaşımının SEM fotoğrafları.



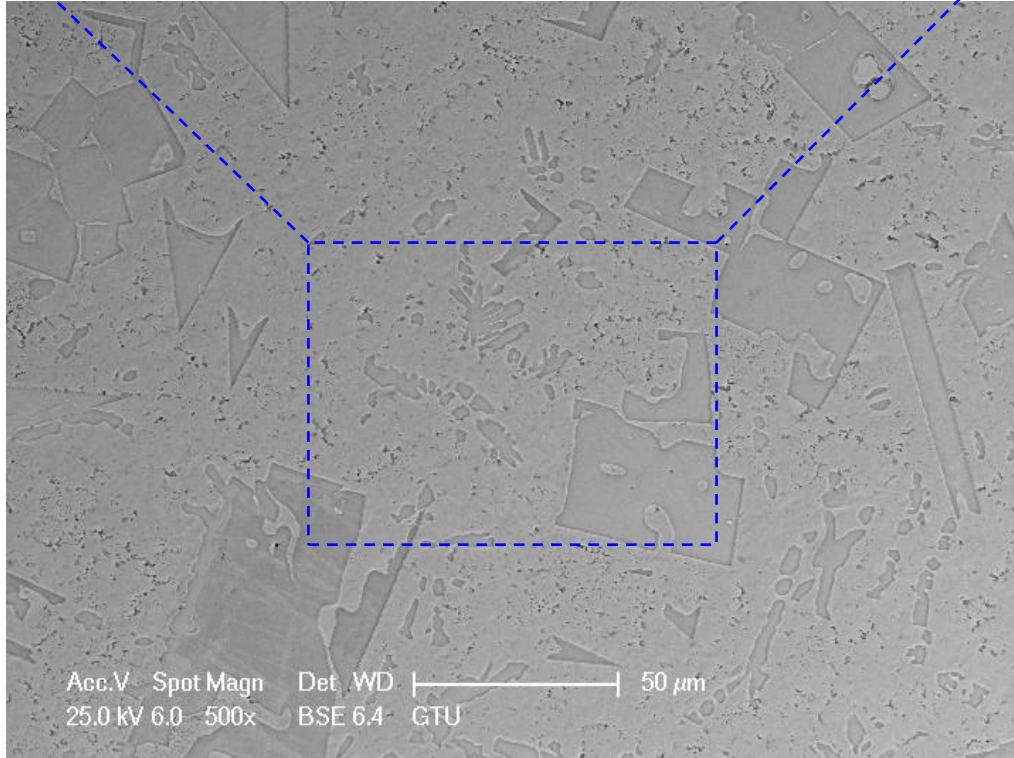
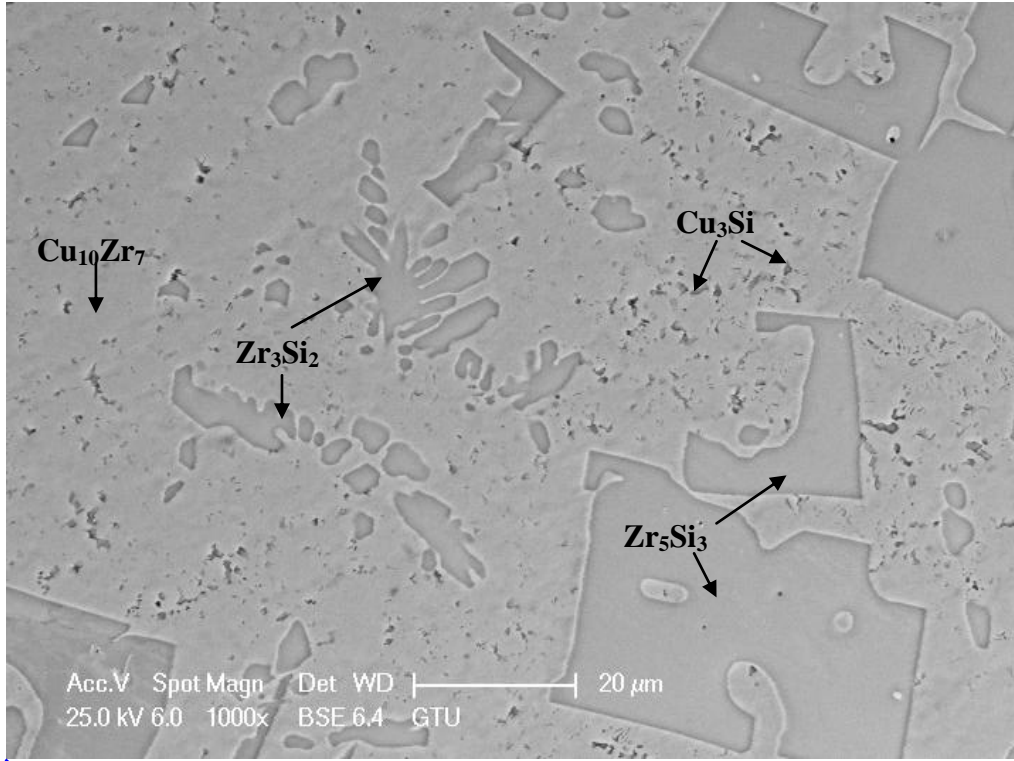
Şekil 4.7. NK ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ alaşımının SEM fotoğrafları.



Şekil 4.8. NK ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ alaşımının SEM fotoğrafları.



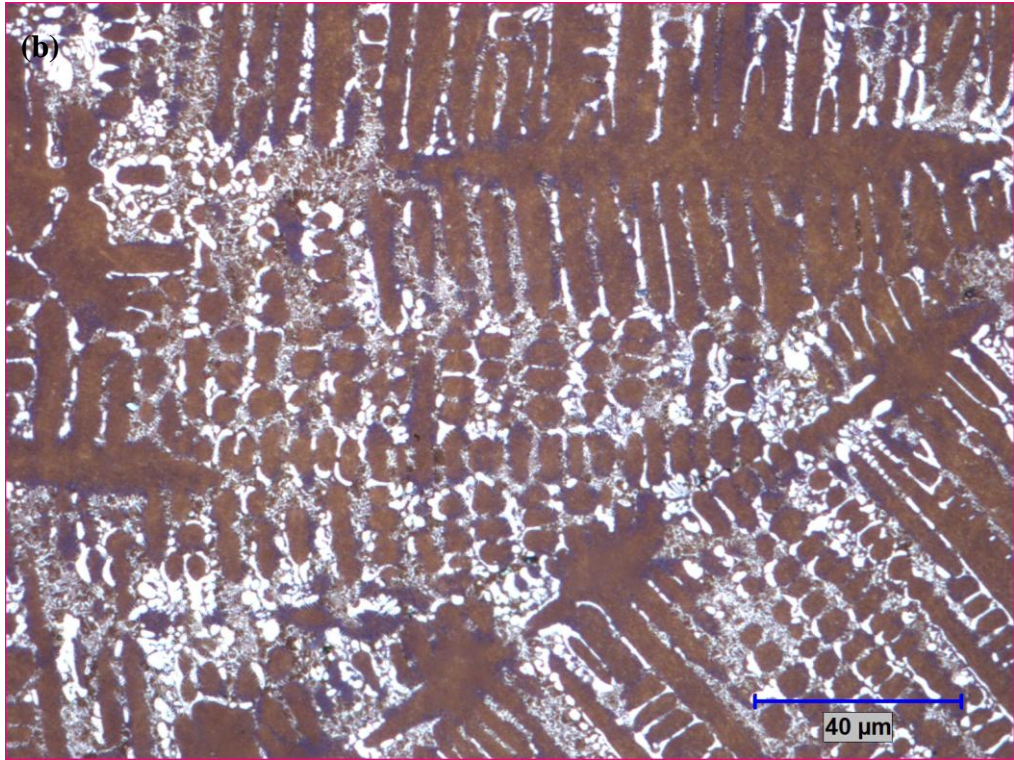
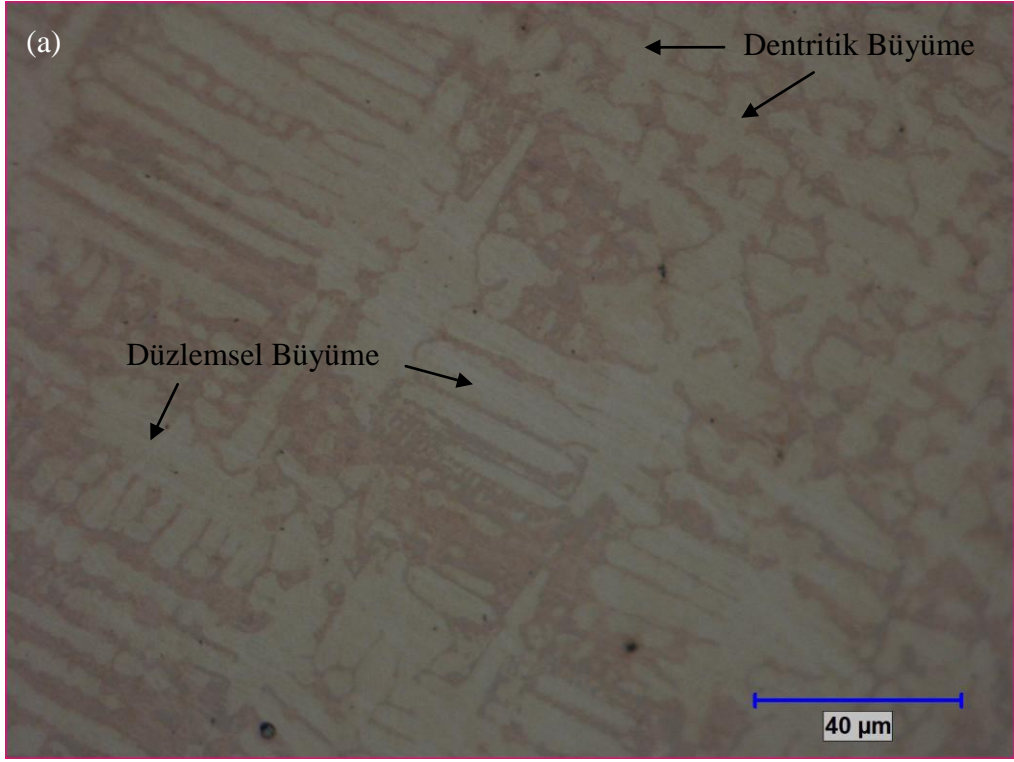
Şekil 4.9. NK ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ alaşımının SEM fotoğrafları.



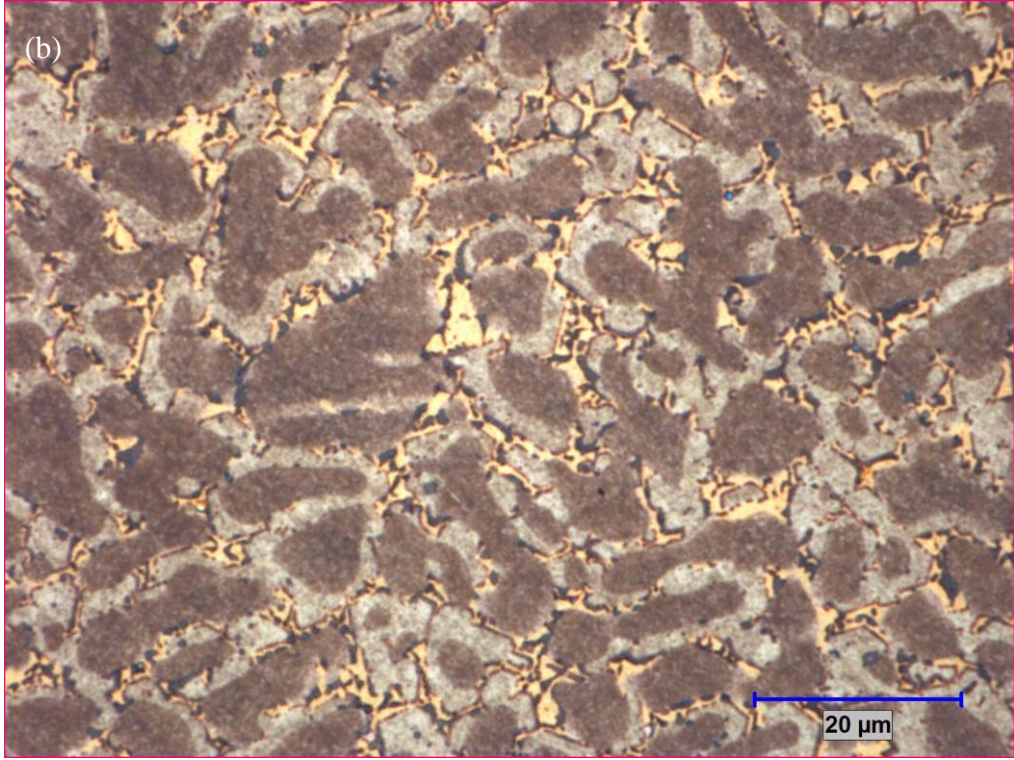
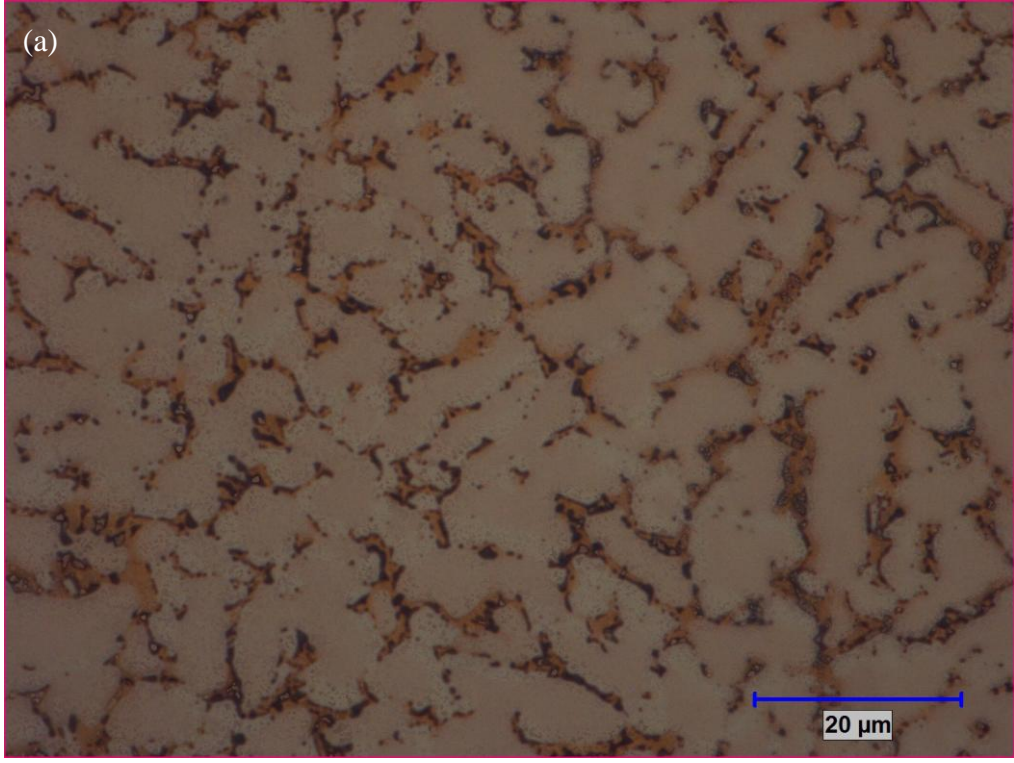
Şekil 4.10. NK ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Si_5$ alaşımının SEM fotoğrafları.

4.1.3. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) külçe alaşımlarının OM görüntüleri

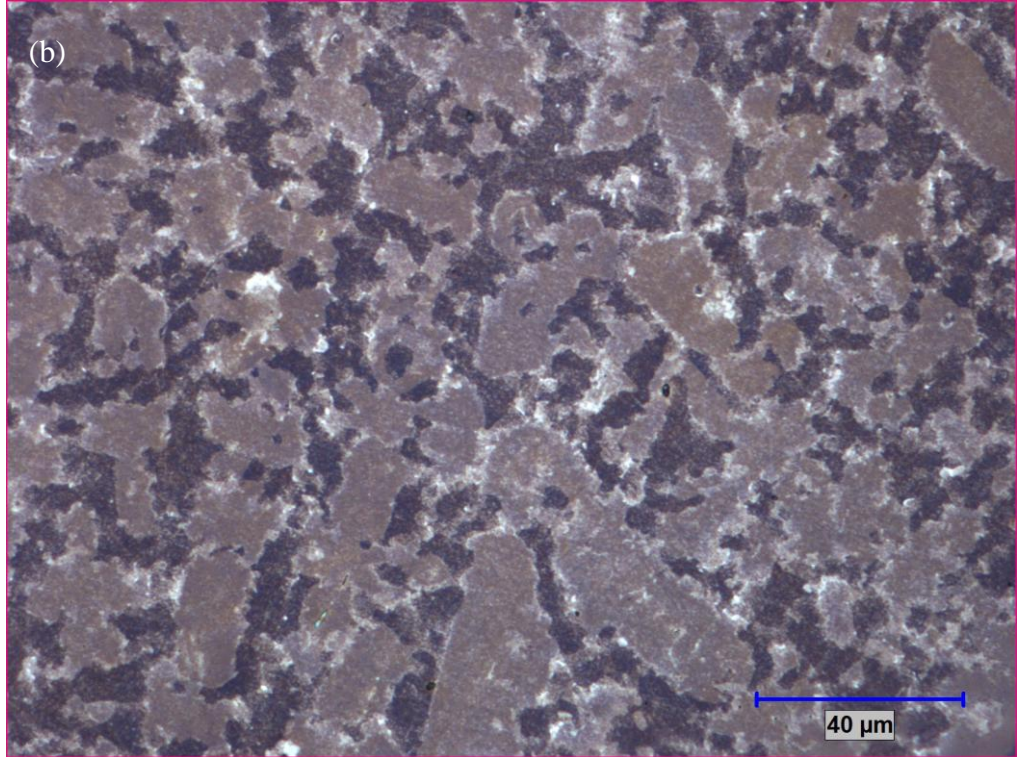
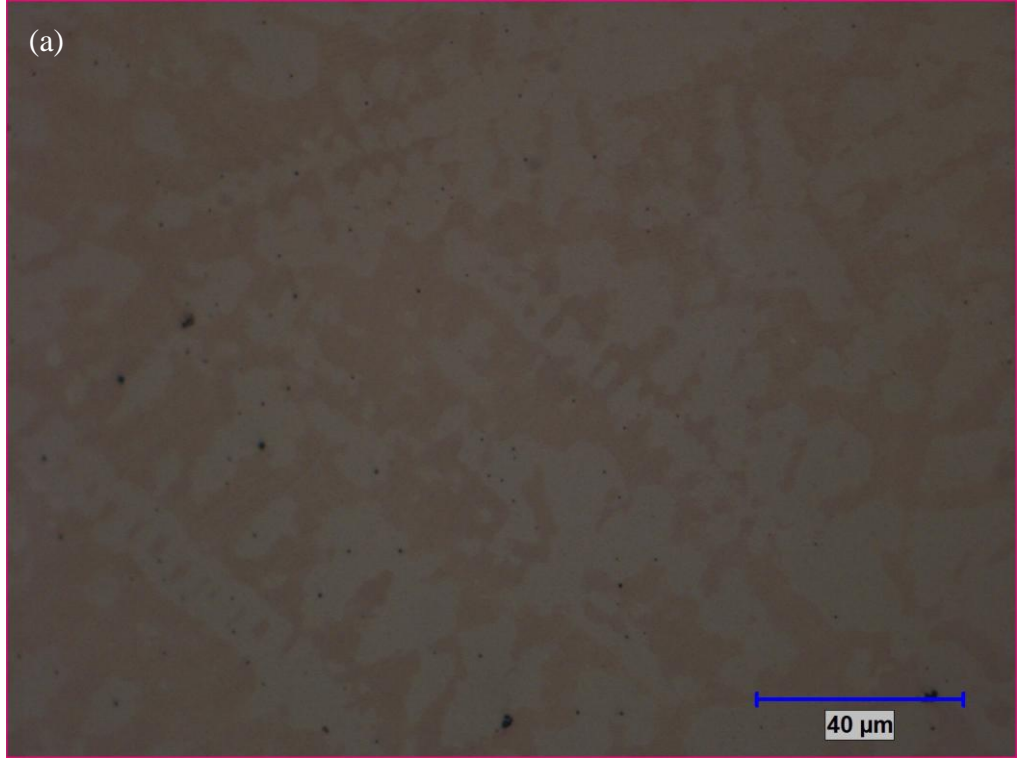
$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) külçe alaşımlarının OM görüntüleri iki farklı şekilde alınmıştır. Bunlar; dağlama öncesi çekim ve dağlama sonrası çekimdir. İki farklı çekimin yapılmasındaki sebep alaşımlarda oluşan fazların daha belirgin görüntülerini yakalamak içindir. Dağlama öncesi ve sonrası $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) külçe alaşımlarının optik görüntüleri Şekil 4.11-15' de gösterilmektedir. Bu görüntüler külçe alaşımlarının SEM görüntüleri ile oldukça uyumludur. Şekil 4.11-15' de külçe alaşımlar içerisinde oluşan dentritik ve düzlemsel büyümeler net olarak gözlenmektedir. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) külçe alaşımlarındaki daha önce XRD ve SEM ile belirlenen Al_2CuZr , CuZr_2 , $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$, $\text{Ni}_{10}\text{Zr}_7$, CuTi_2 , NiZr_2 , ZrCu , Zr_5Si_3 , Zr_3Si_2 ve Cu_3Si intermetalik fazları OM ile elde edilen görüntülerle de doğrulanmaktadır. Şekil 4.11-15' den görüleceği üzere elde edilen intermetalik fazlar külçe alaşımlar içerisinde homojen olarak dağılım sağlamıştır. Mevcut fazların homojen olarak dağılımı üretilen alaşımlar için oldukça önemlidir. Bu sayede alaşımlar daha iyi özellikler sergilemektedir.



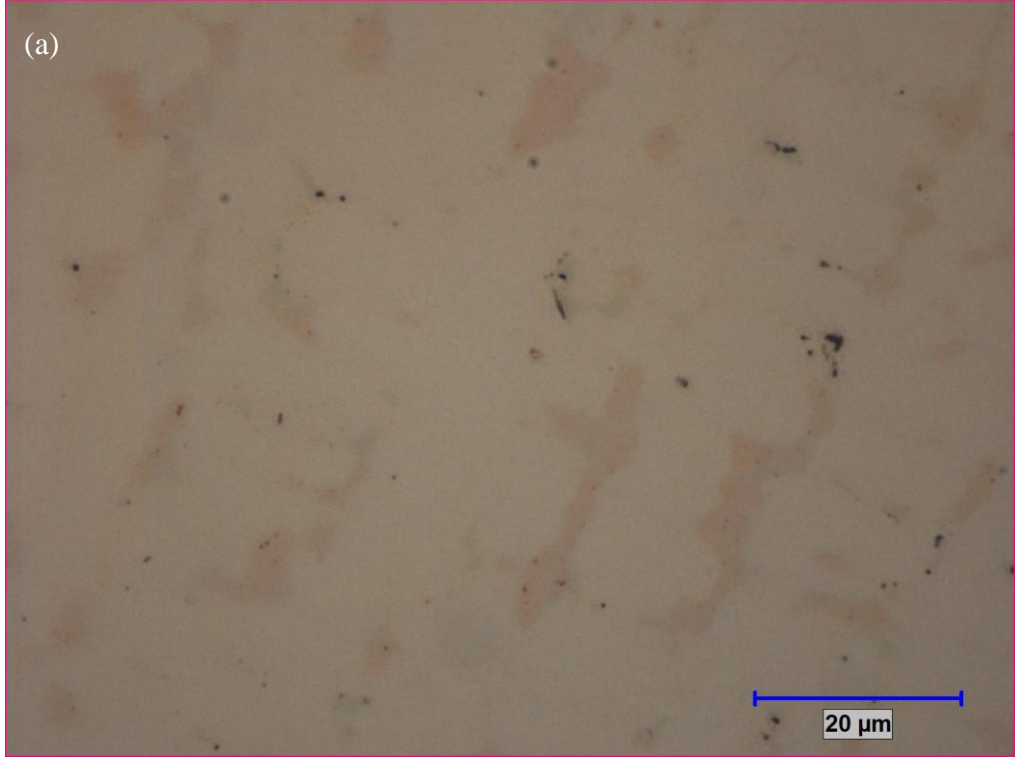
Şekil 4.11. NK ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$ alaşımının OM fotoğrafları
a) Dağlama öncesi; b) Dağlama sonrası



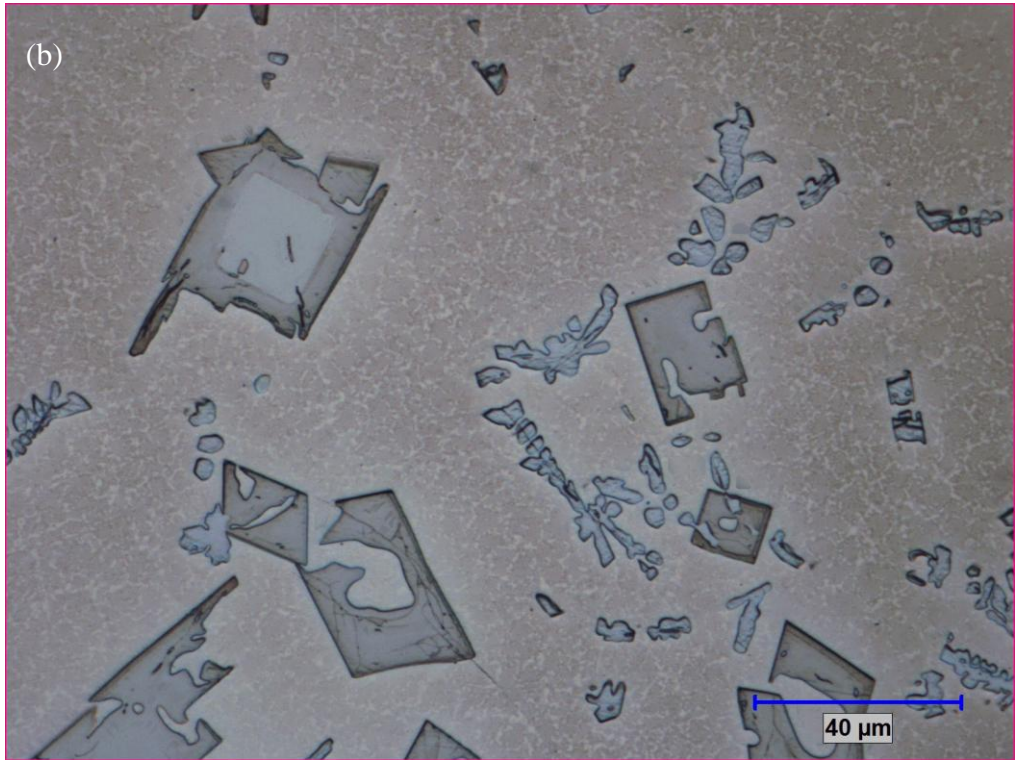
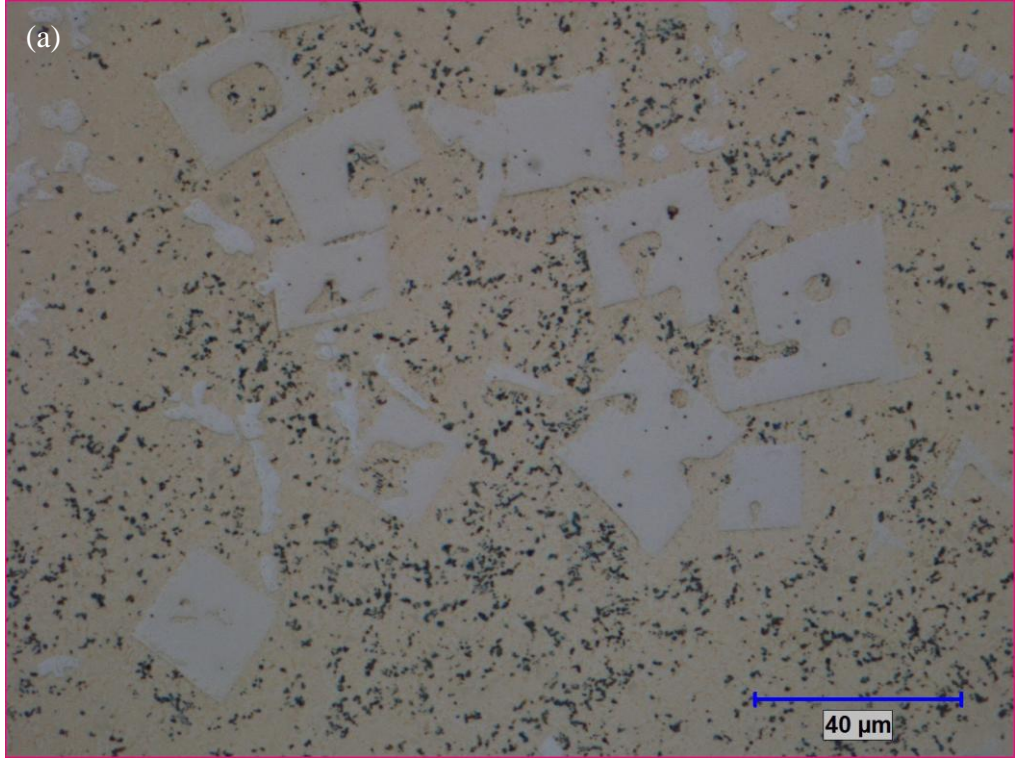
Şekil 4.12. NK ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ alaşımının OM fotoğrafları
a) Dağlama öncesi; b) Dağlama sonrası



Şekil 4.13. NK ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ alaşımının OM fotoğrafları
a) Dağlama öncesi; b) Dağlama sonrası



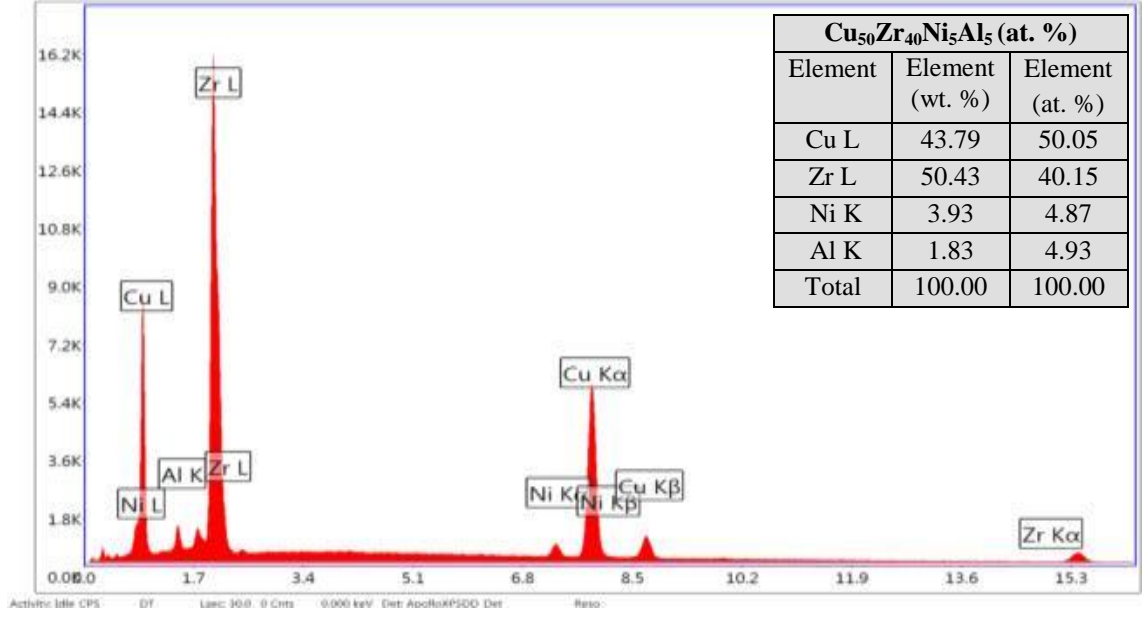
Şekil 4.14. NK ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ alaşımının OM fotoğrafları
a) Dağlama öncesi; b) Dağlama sonrası



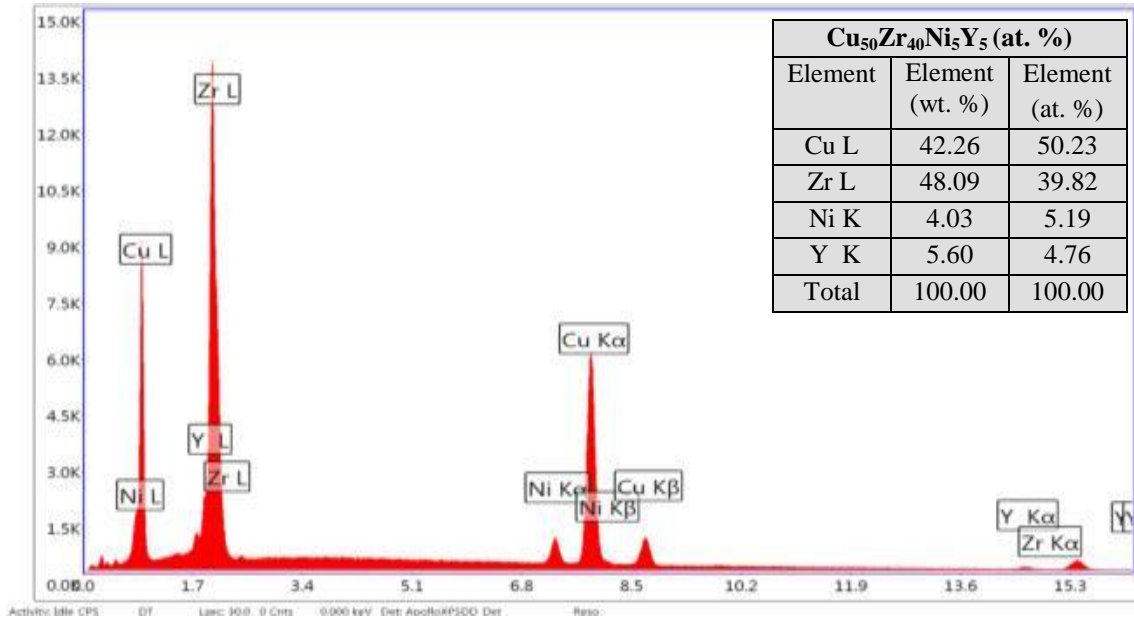
Şekil 4.15. NK ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ alaşımının OM fotoğrafları
a) Dağlama öncesi; b) Dağlama sonrası

4.1.4. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) külçe alaşımlarının EDX analizleri

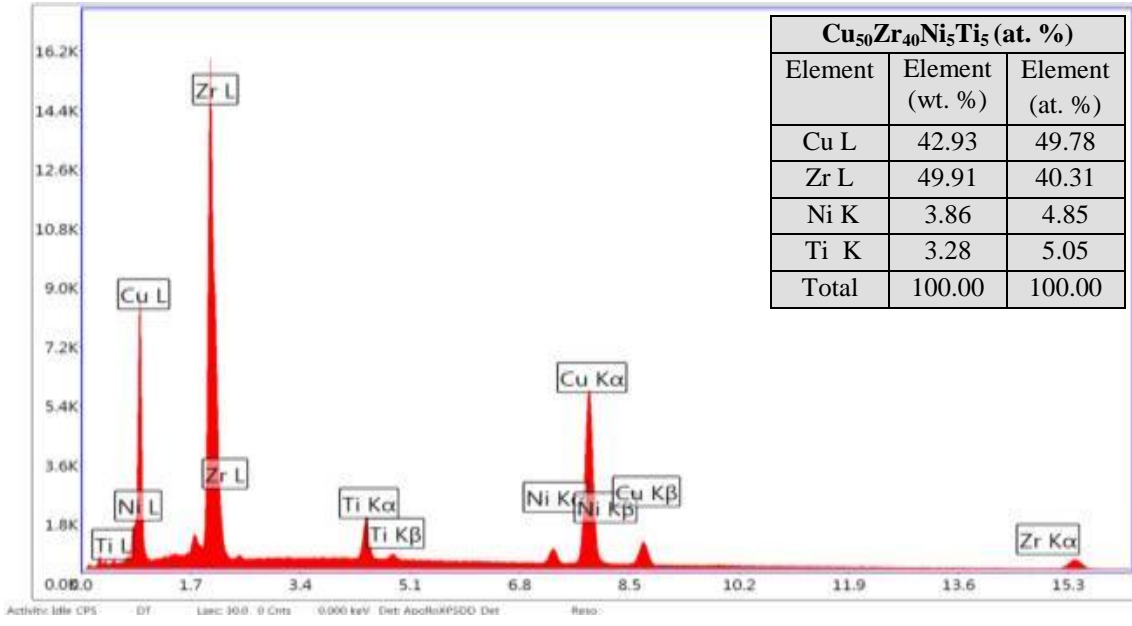
Alaşımlarda kompozisyon homojenliği çok önemlidir. Bu sebeple normal katılaştırma işlemi yapılırken üretilecek alaşımlar birkaç defa eritilip tekrar soğumaya bırakılır. Fakat bu işleme rağmen alaşım kompozisyonunu tam anlamıyla homojen olarak üretmek her zaman mümkün olmayabiliyor. Çünkü alaşımı oluşturan bileşenlerin erime sıcaklık farkları yüksek olursa bir bileşeni eritmek için verilen enerji sırasında düşük erime noktasına sahip diğer bileşen buharlaşabilir. Bu süreç yakından takip edilmezse istenilen alaşıma homojen olarak ulaşmakta zorlaşır. Bu yüzden tekrar eden erime ve soğuma işlemlerinin ardından elde edilen numune kesilerek kimyasal analizinin EDX yardımı ile yapılması gerekir. Analiz sonucunda yeterli homojenlik yakalanamamışsa mevcut süreç başa alınarak tekrarlanmak zorundadır. Şekil 4.16-20 $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) külçe alaşımlarının EDX analiz sonuçlarını göstermektedir. Elde edilen EDX sonuçları alaşım kompozisyonlarını oluşturan Cu, Zr, Ni, Al, Y, Ti, Mg ve Si elementlerini açık bir şekilde göstermektedir. Şekil 4.16-20' de EDX grafikleri üzerine yerleştirilmiş tablolar ise alaşım kompozisyonlarının ağırlıkça ve atomik olarak yüzde değerlerini vermektedir. Bu tablolardan görüleceği üzere $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) külçe alaşımlarının atomik olarak yüzde değerleri hedeflenen değerlere oldukça yakındır. Bu sonuçlar belirlenen oranlarda üretimi amaçlanan külçe alaşımlarının kompozisyon homojenliğinin olması gerektiği kadar yüksek düzeyde olduğunu göstermektedir.



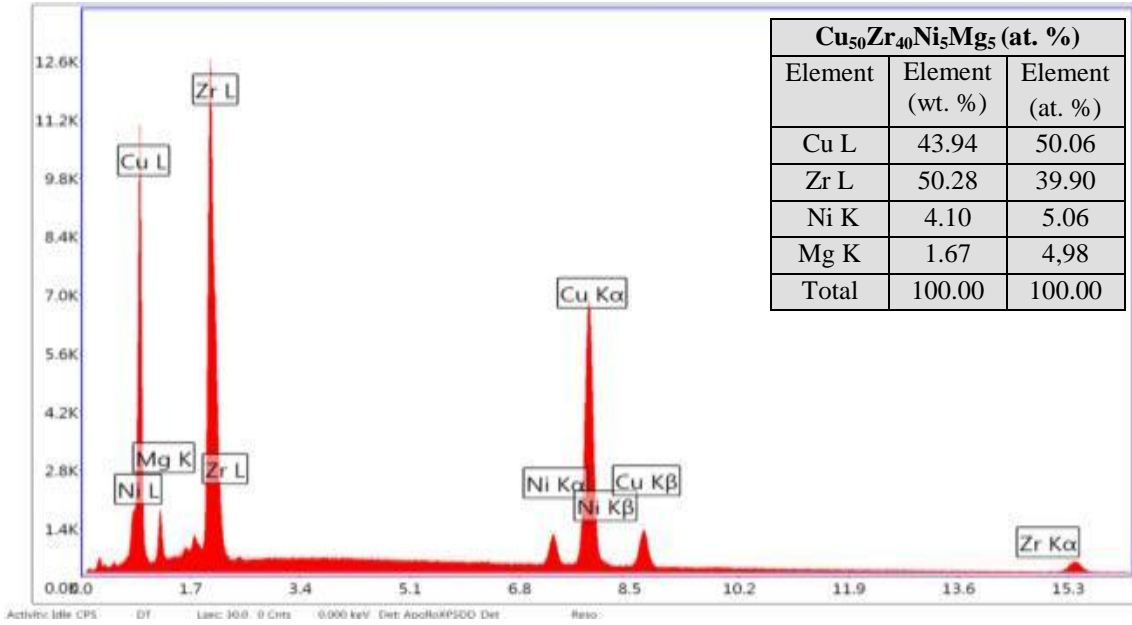
Şekil 4.16. NK ile üretilen Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Al₅ alaşımının EDX grafiği.



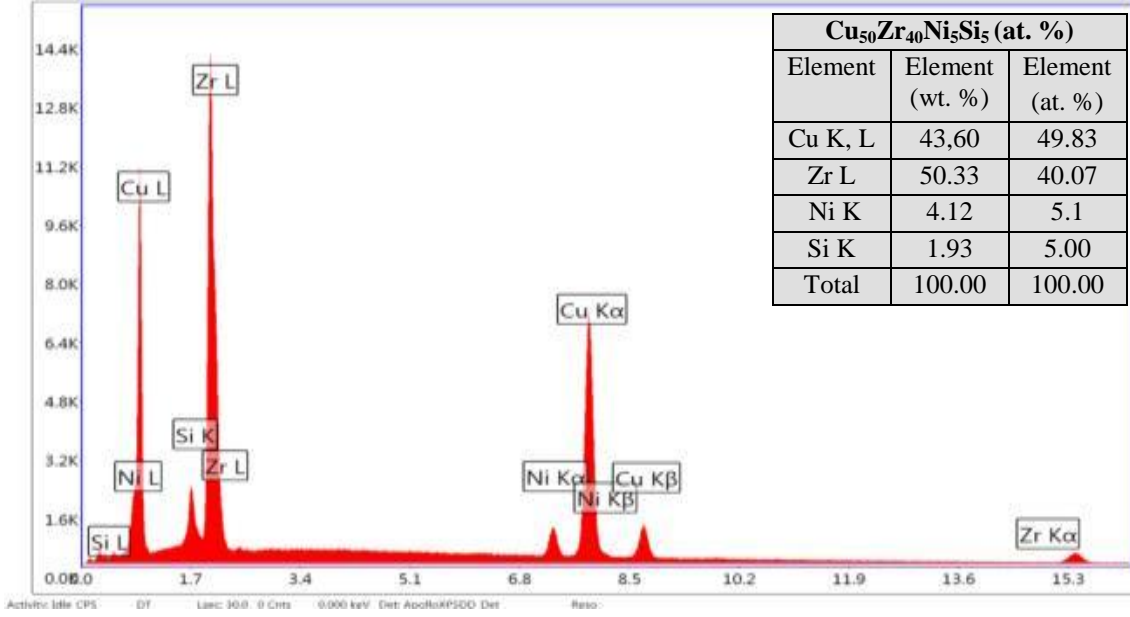
Şekil 4.17. NK ile üretilen Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Y₅ alaşımının EDX grafiği.



Şekil 4.18. NK ile üretilen Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Ti₅ alaşımının EDX grafiği.



Şekil 4.19. NK ile üretilen Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Mg₅ alaşımının EDX grafiği.



Şekil 4.20. NK ile üretilen Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Si₅ alaşımının EDX grafiği.

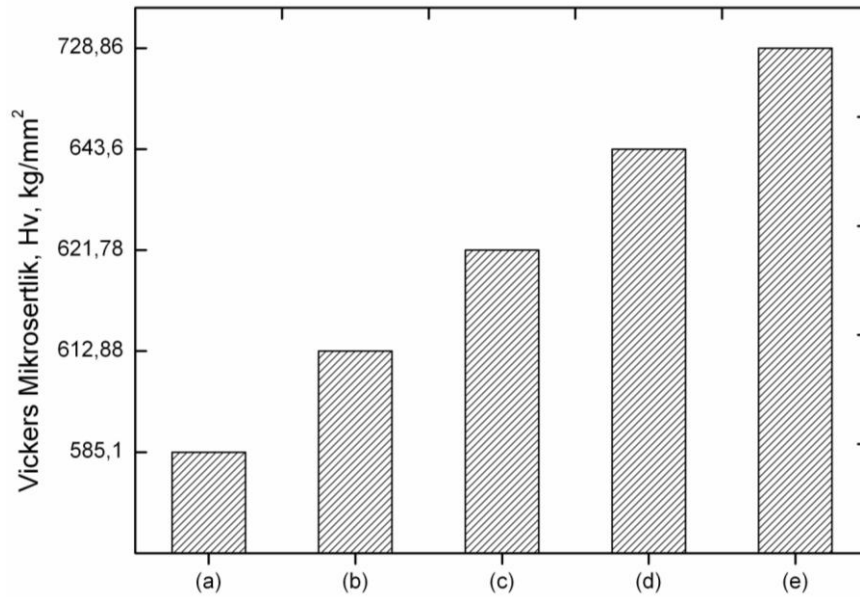
4.1.5. Cu₅₀Zr₄₀Ni₅M₅ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) külçe alaşımlarının mikrosertlik değerleri

NK ile külçe halinde üretilen Cu₅₀Zr₄₀Ni₅M₅ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) alaşımlarının mekaniksel özelliklerine alaşımı oluşturan elementlerin etkisini anlayabilmek için önce alaşımlardaki elementlerin saf haldeki sertlik değerleri belirlendi. Çizelge 4.2’ de alaşımları oluşturan başlangıç metallerinin mikrosertlik değerleri verilmiştir. Çizelgeden görüldüğü gibi en düşük sertlik değerine Al elementi, en yüksek sertlik değerine ise Ti elementi sahiptir.

Çizelge 4.2. Saf haldeki elementlerin Vickers sertlik değerleri

Element	Mikrosertlik (Hv)
Cu	369
Zr	903
Ni	638
Al	167
Y	620
Ti	970
Mg	275

NK ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) külçe alaşımlarının Vickers mikrosertlik değerleri Şekil 4.21’de görülmektedir. Şekil 4.21’den görüleceği üzere en büyük sertlik değerine 728,86 (± 11) Hv değeri ile $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ alaşımı sahiptir. Bu değeri 643,6 (± 6) Hv ile $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ alaşımı, 621,78 (± 4) Hv ile $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$ alaşımı, 612,88 (± 7) Hv ile $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ alaşımı ve 585,1 (± 5) Hv ile en düşük sertlik değerine sahip $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ alaşımı takip etmektedir. Böylece Cu-Zr-Ni üçlü alaşım sistemine %5 oranında dahil edilen Al, Y, Ti, Mg ve Si elementlerinin alaşım kompozisyonlarının sertlik değerlerinde oldukça etkin rol oynadığı görülmektedir. Buna göre $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) külçe alaşımlarının sertlik değerlerini kendi aralarında kıyasladığımızda; düşük sertlik değerine sahip Al, Mg ve Y elementleri genel alaşım kompozisyonlarının sertlik değerlerini düşürürken yüksek sertlik değerine sahip Ti ve Si elementleri alaşım kompozisyonlarının sertlik değerlerini artırmaktadır.

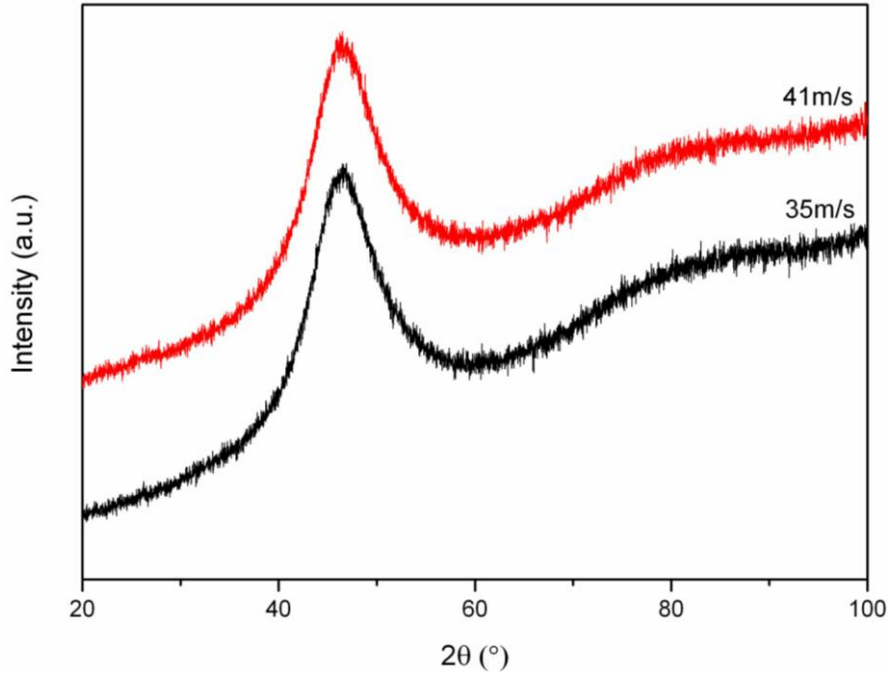


Şekil 4.21. NK ile üretilen külçe alaşımların Vickers mikrosertlik değerleri;
(a) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$, (b) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$, (c) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$,
(d) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$, (e) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$

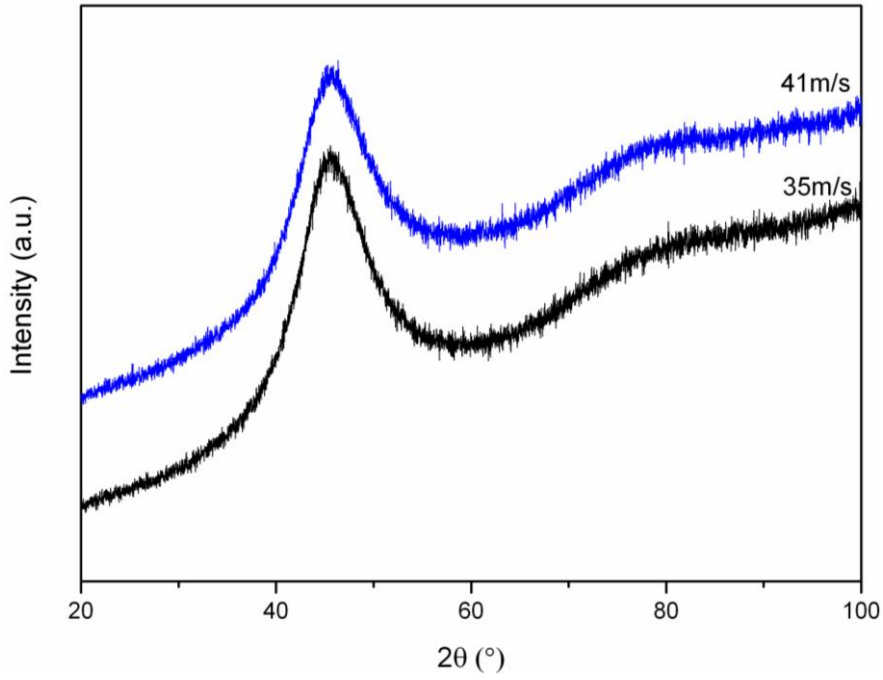
4.2. Hızlı Katılaştırma İşlemi Sonuçları

4.2.1. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarının XRD analizleri

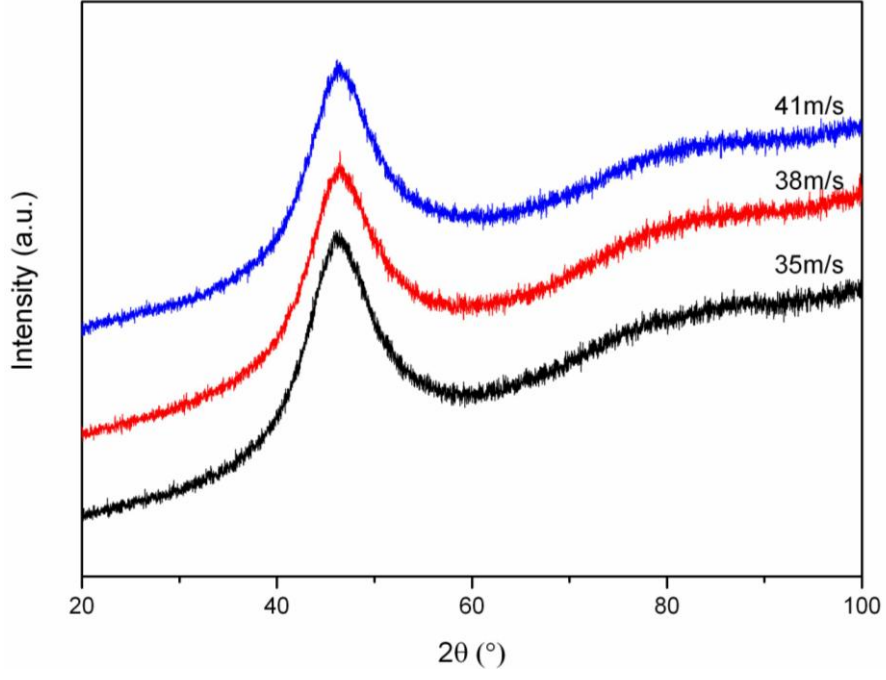
Normal katılaştırma metodu ile külçe olarak üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg) alaşımları 5 gr'lık küçük parçalara ayrılarak hızlı katılaştırma tekniği ile şeritler halinde üretilmiştir. Buna göre; $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$ ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ şerit alaşımları 35 m/s ve 41 m/s disk dönme hızlarında, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ şerit alaşımı 35, 38 ve 41 m/s disk dönme hızlarında, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ alaşımı ise sadece 35 m/s disk dönme hızında başarılı bir şekilde üretilmiştir. Üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarının kristalografik özellikleri XRD ile incelenmiştir. Şekil 4. 22-25' de $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarının XRD grafikleri gösterilmektedir. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$ (Şekil 4.22), $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ (Şekil 4.23) ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ (Şekil 4.24) şerit alaşımlarının XRD grafiklerinden $2\theta \approx 35-60^\circ$ yansıma açısında oldukça geniş kırınım pikleri gözlenmiştir. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ (Şekil 4.25) şerit alaşımının XRD grafiğinde ise $2\theta \approx 25-50^\circ$ yansıma açısında geniş bir kırınım piki gözlenmiştir. XRD grafiklerinden gözlenen bu geniş kırınım pikleri tüm şerit alaşımların tamamen amorf yapıya sahip olduğunu göstermektedir. Diğer taraftan iki ve üç farklı disk dönme hızlarında (35, 38 ve 41 m/s) üretilen şerit alaşımlarının XRD sonuçlarında önemli bir farklılık gözlenmemiştir. Bunun sebebi ise alaşımların aynı kompozisyona sahip olması ve soğutma hızı hariç diğer deneysel parametrelerin sabit tutulmasıdır.



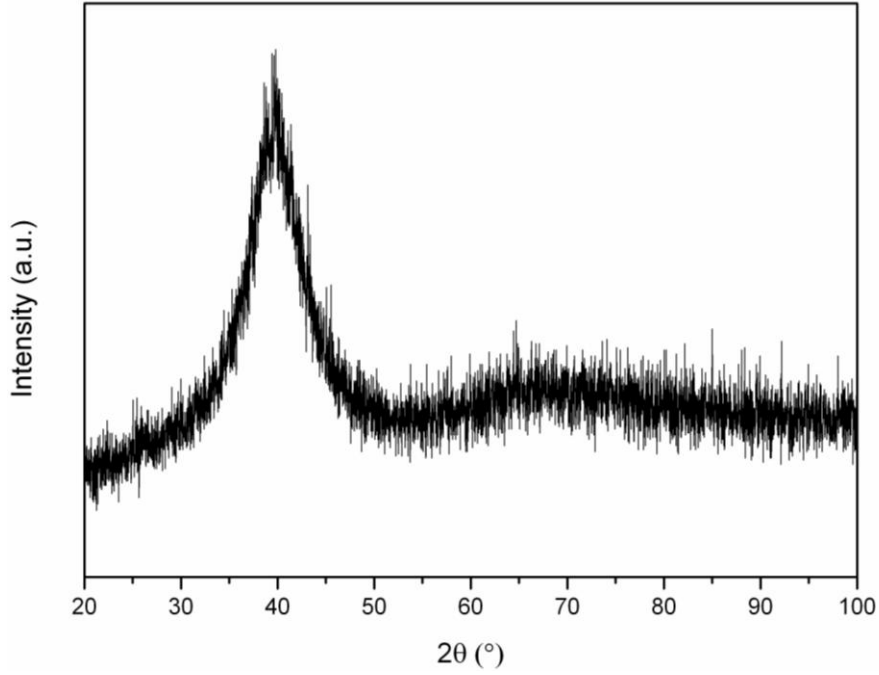
Şekil 4.22. HK ile iki farklı soğutma hızında üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$ şerit alaşımlarının XRD grafiği.



Şekil 4.23. HK ile iki farklı soğutma hızında üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ şerit alaşımlarının XRD grafiği.



Şekil 4.24. HK ile üç farklı soğutma hızında üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ şerit alaşımlarının XRD grafiği.



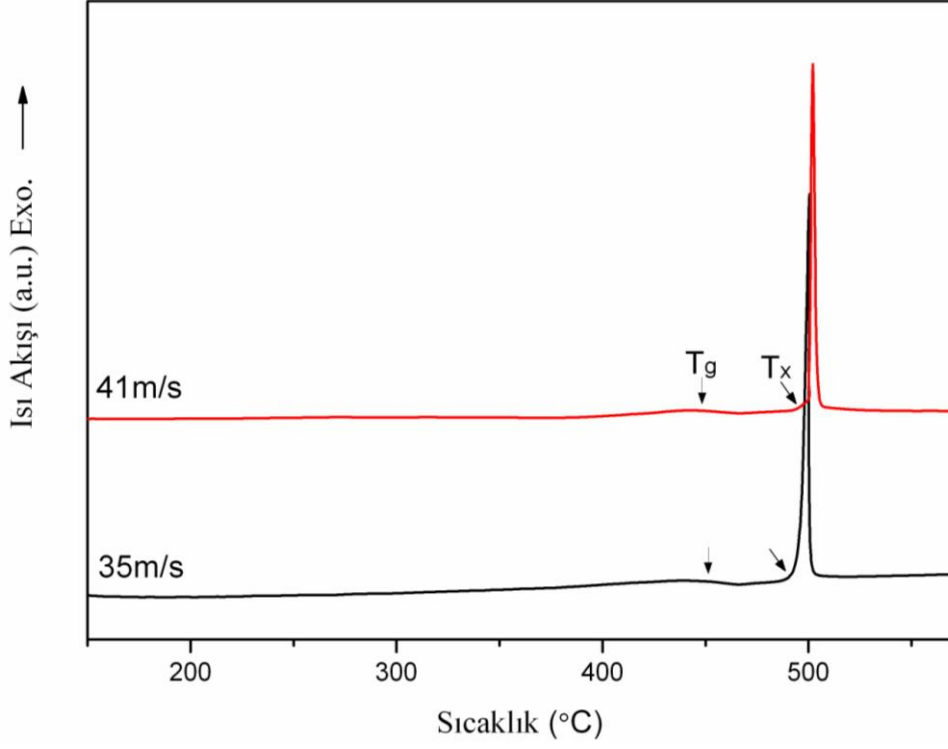
Şekil 4.25. HK ile 35 m/s disk dönme hızında üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ şerit alaşımının XRD grafiği.

4.2.2. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarının DSC analizleri

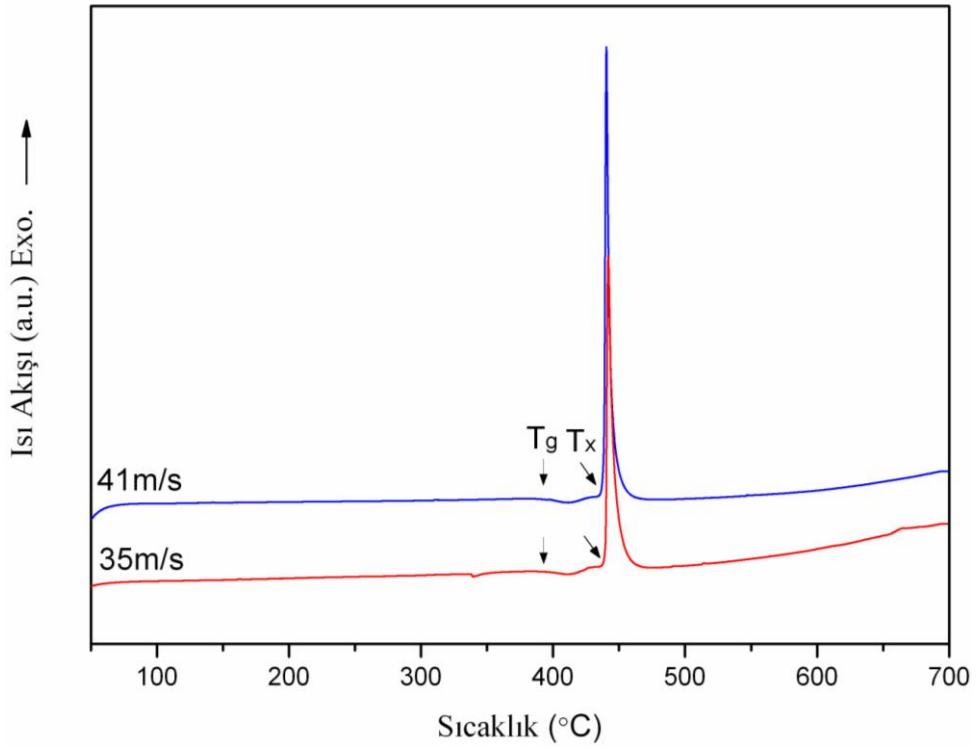
Hızlı katılaştırma tekniği ile 35 m/s, 38 m/s ve 41 m/s disk hızlarında üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımların ısısal davranışları DSC ile incelendi. Elde edilen alaşımların hepsi 20 °C/dakika ısıtma oranlarında ve 50 – 700 °C aralığında analiz edildi. Şekil 4. 26-29’da bu alaşımların DSC analiz sonuçları görülmektedir. İki farklı döner disk hızında üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$ şerit alaşımının (Şekil 4. 26) DSC sonuçları birbirine benzemektedir. Aynı şekilde iki ve üç farklı döner disk hızlarında üretilen sırasıyla $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ (Şekil 4. 27) ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ (Şekil 4. 28) şerit alaşımlarının da DSC sonuçları birbirine benzemektedir. Böyle olmasının sebebi farklı soğutma hızlarında üretilen alaşımların benzer ısısal davranışlar göstermesindedir. Üretilen tüm alaşımların DSC sonuçları incelendiğinde belirgin ekzotermik bir pikin olduğu açık bir şekilde görülür. Bu ekzotermik piklerin başlangıç sıcaklıkları kristallenme sıcaklığı (T_x) olarak bilinir. Şekil 4. 26-29’ dan görüleceği üzere tüm şerit alaşımların kristallenme sıcaklık değerleri mevcuttur ve bunlar DSC grafikleri üzerinde gösterilmiştir. Bu aynı zamanda şu anlama gelmektedir; elde edilen tüm şerit alaşımlar XRD grafikleri ile uyumlu olarak amorf yapıya sahiptir. Amorf yapıya sahip alaşımlar T_x sıcaklığına kadar yarı-kararlıdır. Bu sıcaklıktan sonra amorf yapı bozularak daha kararlı hale gelir. Amorf yapı malzemelerin en belirgin özelliklerinden biriside DSC grafiklerinde oluşan camsı geçiş sıcaklığı (T_g) değerleridir. Üretilen şerit alaşımlardan sadece $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ alaşımı hariç diğer tüm alaşımların farklı hızlardaki üretimleri de dahil olmak suretiyle T_g değerleri gözlenmiştir. DSC grafiklerinden elde edilen T_g ve T_x değerleri Çizelge 4.3’ te listelenmiştir.

Çizelge 4.3. Farklı hızlarda üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımların camsı geçiş sıcaklığı (T_g) ve kristallenme sıcaklığı (T_x) değerleri

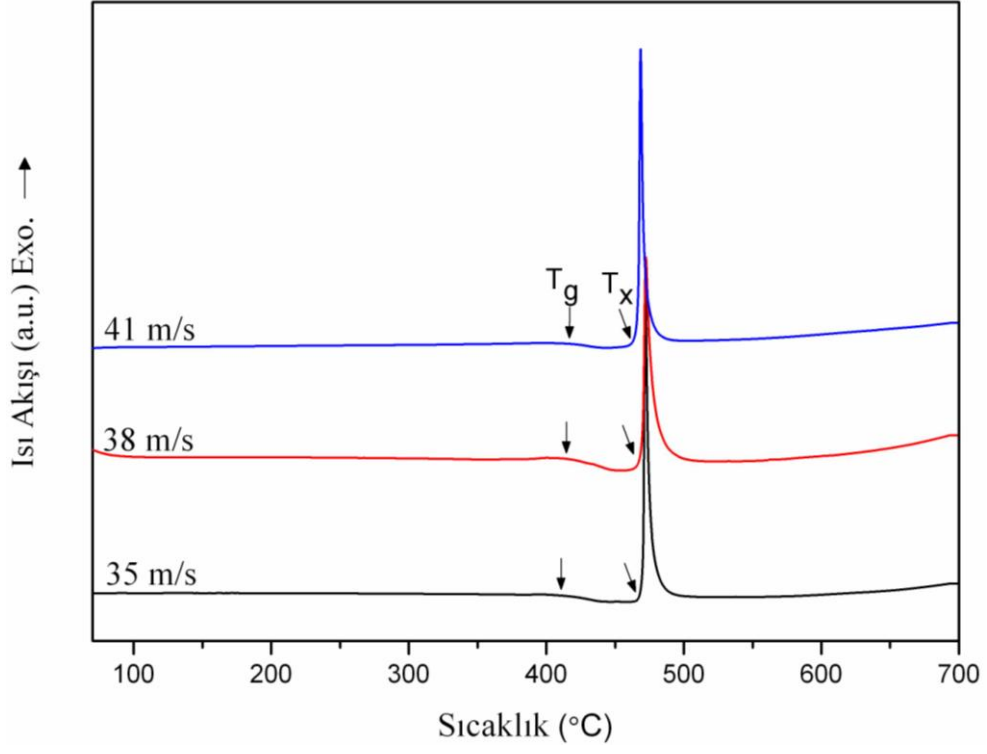
Alaşım	Disk Hızı (m/s)	T_g (°C)	T_x (°C)
$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$	35	442	503
$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$	41	440	501
$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$	35	387	435
$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$	41	386	434
$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$	35	405	458
$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$	38	408	461
$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$	41	408	461
$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$	35	-	463



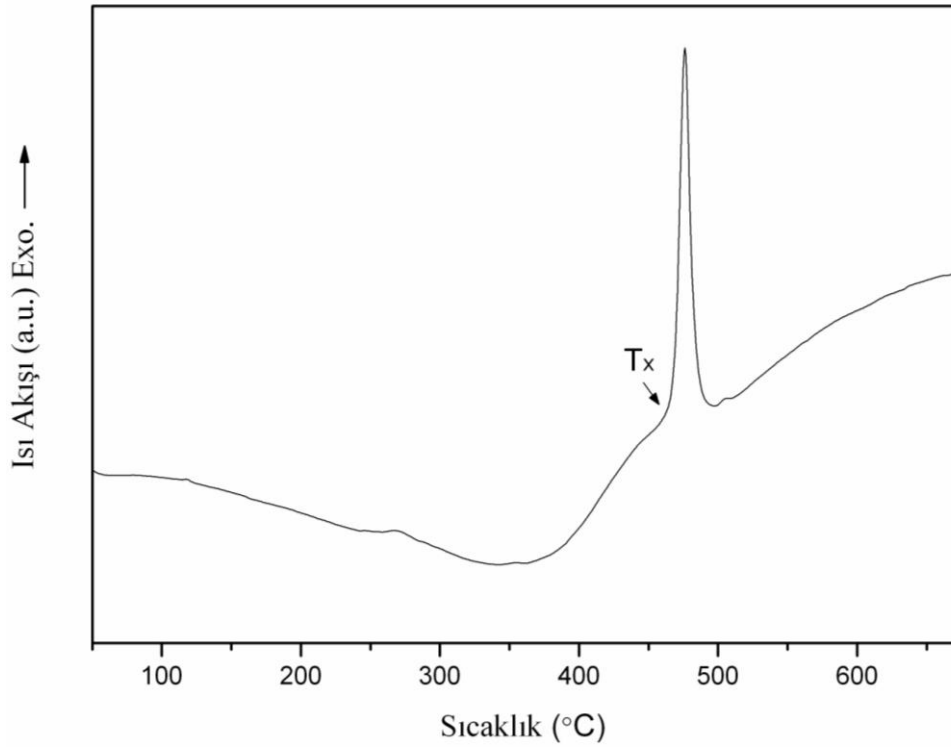
Şekil 4.26. HK ile farklı hızlarda üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$ şerit alaşımlarının DSC grafiği.



Şekil 4.27. HK ile farklı hızlarda üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ şerit alaşımlarının DSC grafiği.



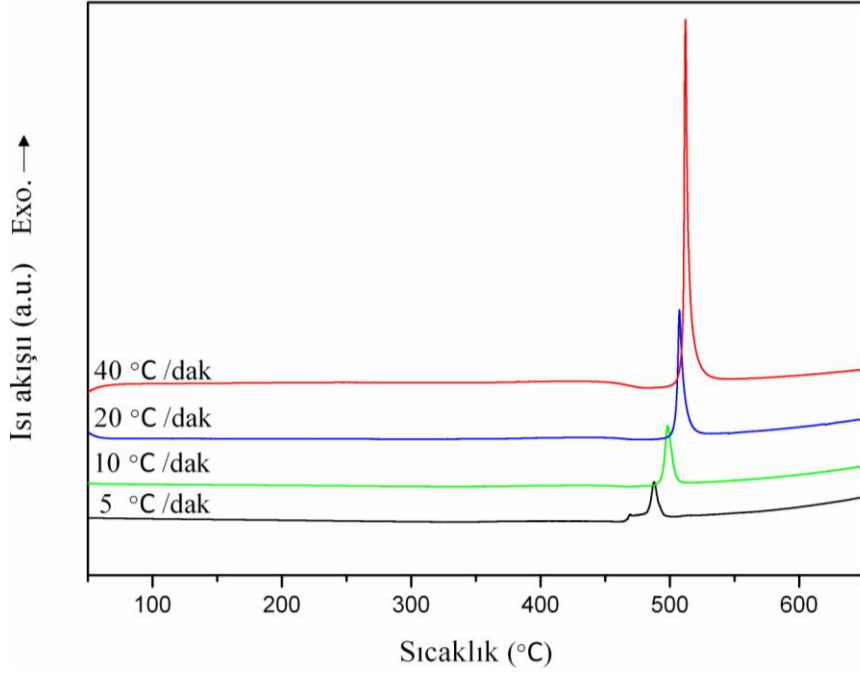
Şekil 4.28. HK ile farklı hızlarda üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ şerit alaşımlarının DSC grafiği.



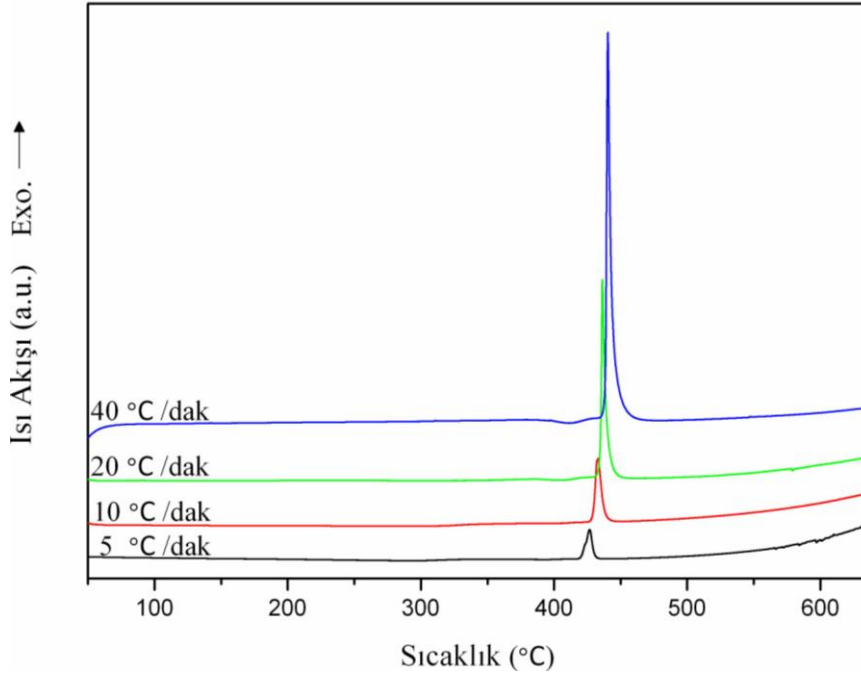
Şekil 4.29. HK ile 35 m/s hızında üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ şerit alaşımının DSC grafiği.

4.2.2.1 Cu₅₀Zr₄₀Ni₅M₅ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarının kristallenme davranışları

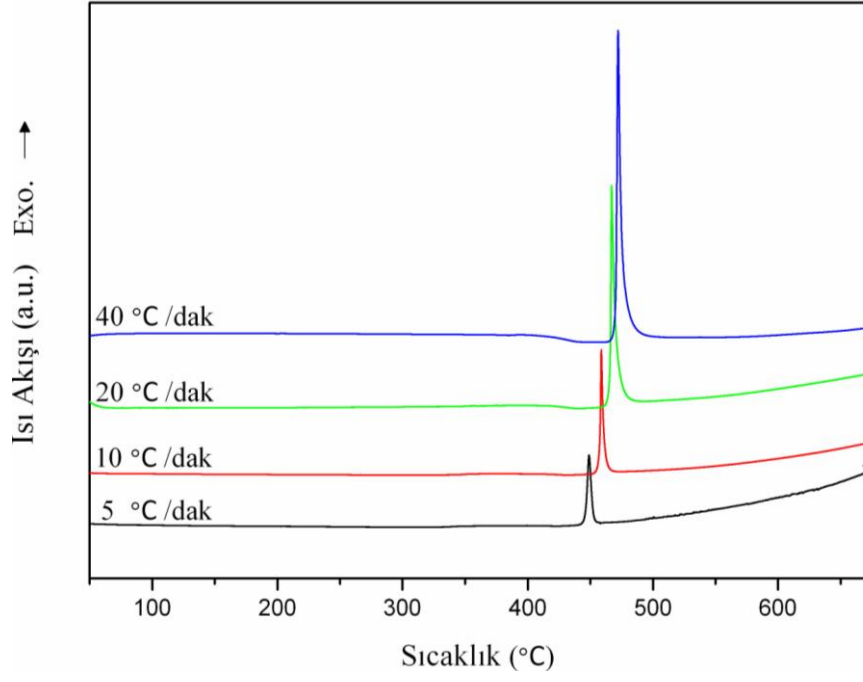
Hızlı katılaştırma ile amorf olarak üretilen Cu₅₀Zr₄₀Ni₅M₅ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımların termal kararlılığını belirlemek için öncelikle aktivasyon enerjilerinin tespit edilmesi gerekmektedir. Aktivasyon enerjisi amorf alaşımlarda faz kararlılığının elde edilmesinde ve amorf yapının kristal yapıya veya başka bir faza dönüşmesi için gereken minimum enerjinin hesaplanmasında çok önemli rol oynar. Bu enerjinin hesaplanabilmesi için amorf alaşımlar DSC ile farklı ısıtma hızlarında ısıtılır. Farklı ısıtma hızları amorf yapı içerisindeki fazların başlama sıcaklığını etkiler. Bu etki sayesinde elde edilen veriler ile her faz için aktivasyon enerjisi hesaplanır. Bu sebeple Cu₅₀Zr₄₀Ni₅M₅ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarının aktivasyon enerjilerini hesaplayabilmek için tüm alaşımlar 5 – 40 °C/dakika gibi farklı ısıtma oranları ile DSC’ de analiz edilmiştir. Şekil 4. 30-33’ de 35 m/s disk dönme hızı ile üretilen Cu₅₀Zr₄₀Ni₅M₅ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımların DSC sonuçları görülmektedir. Şekil 4. 30-33’ de görüleceği üzere farklı ısıtma oranları ile sürekli ısıtma esnasında bir ekzotermik pikin oluştuğu gözlenmiştir. Artan ısıtma oranı ile bu pikin sıcaklık değeri daha yüksek sıcaklığa doğru kaymıştır. Isıtma oranının artışı ile birlikte pik sıcaklık değerlerinin artışı amorf yapıların karakteristik bir özelliğidir. Çizelge 4.4’ de Cu₅₀Zr₄₀Ni₅M₅ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımların farklı ısıtma hızlarında (\emptyset) elde edilen camsı geçiş sıcaklığı (T_g), kristallenme sıcaklıkları (T_x) ve ekzotermik reaksiyon için görülen pik sıcaklıkları (T_p) listelenmiştir.



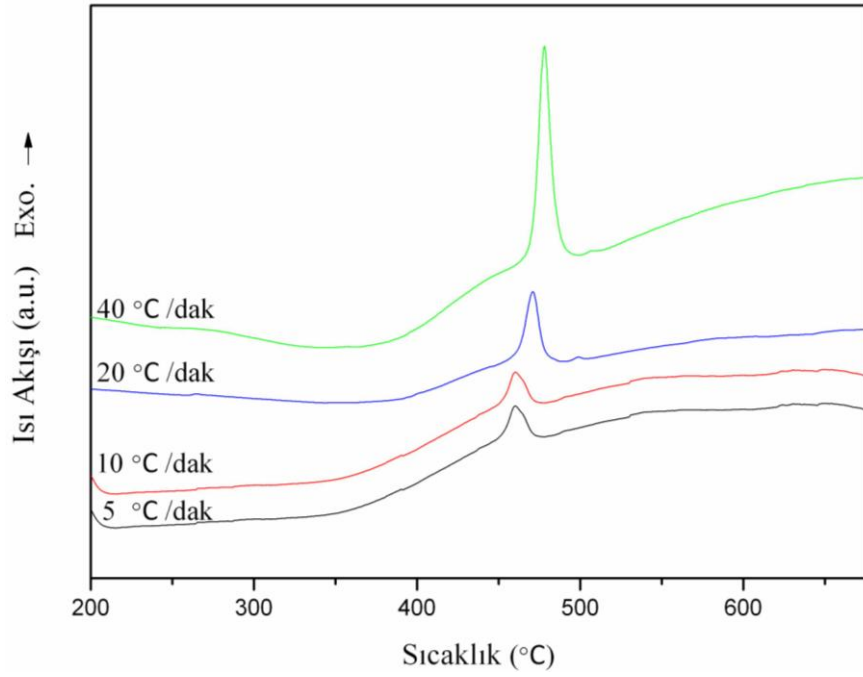
Şekil 4.30. 35 m/s disk hızında üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$ şerit alaşımının 5-40 °C/dk ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri.



Şekil 4.31. 35 m/s disk hızında üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ şerit alaşımının 5-40 °C/dk ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri.



Şekil 4.32. 35 m/s disk hızında üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ şerit alaşımının 5-40 °C/dk ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri



Şekil 4.33. 35 m/s disk hızında üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ şerit alaşımının 5-40 °C/dk ısıtma hızlarında elde edilen DSC grafikleri

Çizelge 4.4. 35 m/s disk hızında üretilen amorf şeritlerin farklı ısıtma oranlarındaki termal değerleri: a) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$; b) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$; c) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$; d) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$

a)

\emptyset (°C/dk.)	$T_g/^\circ\text{C}$	$T_x/^\circ\text{C}$	$\Delta T_x/^\circ\text{C}$	$T_p/^\circ\text{C}$
5	430	488	58	491
10	435	493	58	498
20	442	503	61	507
40	450	510	60	512

b)

\emptyset (°C/dk.)	$T_g/^\circ\text{C}$	$T_x/^\circ\text{C}$	$\Delta T_x/^\circ\text{C}$	$T_p/^\circ\text{C}$
5	367	420	53	427
10	376	429	53	433
20	387	435	48	436
40	397	438	41	440

c)

\emptyset (°C/dk.)	$T_g/^\circ\text{C}$	$T_x/^\circ\text{C}$	$\Delta T_x/^\circ\text{C}$	$T_p/^\circ\text{C}$
5	392	441	49	449
10	400	451	51	459
20	405	458	53	467
40	409	463	54	472

d)

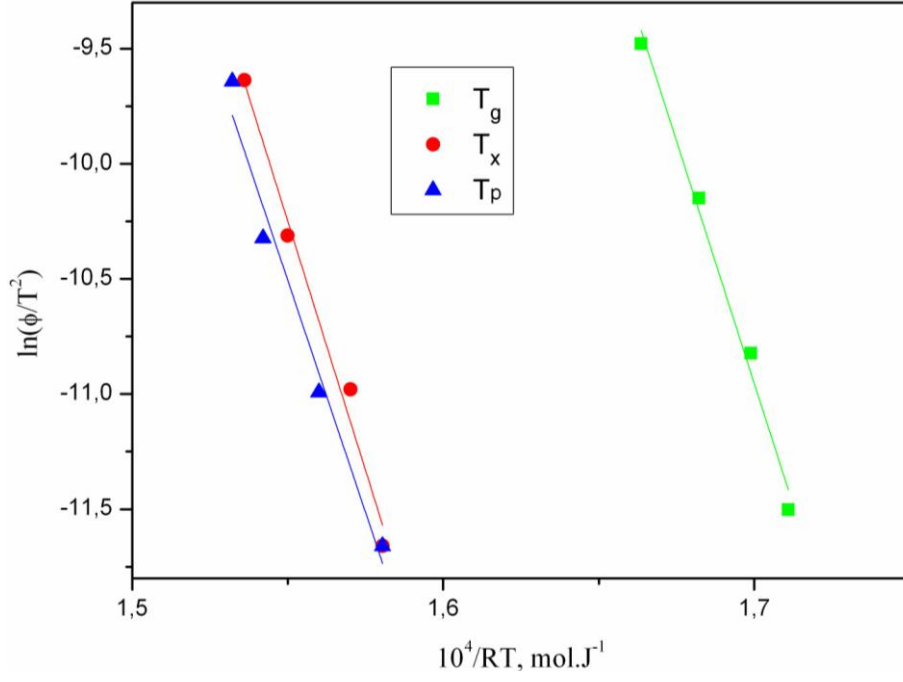
\emptyset (°C/dk.)	$T_g/^\circ\text{C}$	$T_x/^\circ\text{C}$	$\Delta T_x/^\circ\text{C}$	$T_p/^\circ\text{C}$
5	-	445	-	458
10	-	455	-	460
20	-	463	-	471
40	-	469	-	476

4.2.2.2 Cu₅₀Zr₄₀Ni₅M₅ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarının aktivasyon enerjileri

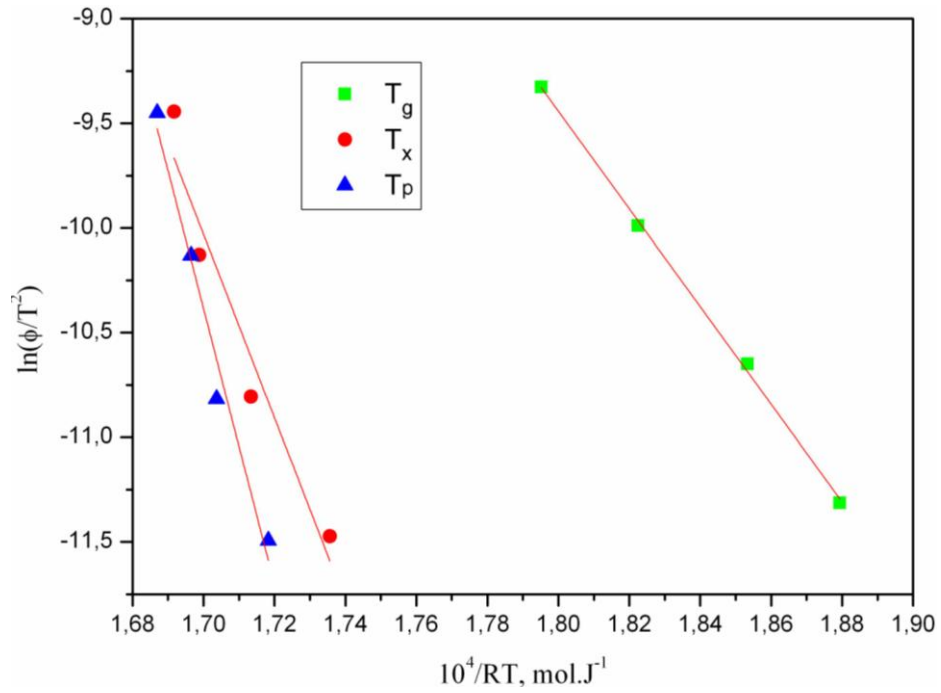
Yarı kararlı alaşımların çeşitli ileri teknoloji alanlarda kullanılabilmesi için fiziksel ve kimyasal özelliklerinin bilinmesi yeterli değildir. Bu yüzden kristalizasyon süreci kontrol altında tutulmalıdır. Amorf yapıdaki alaşımların kristallenme davranışlarında en önemli parametrelerden birisi de aktivasyon enerjisidir. Aktivasyon enerjisinin hesaplanmasında Kissinger, Ozawa ve Augis-Bennett gibi denklemler kullanılmaktadır. Yapılan çalışmalar bu hesap yöntemlerinin birbirlerini doğruladığını göstermiştir (Avar, 2012). Bu çalışmada üretilen Cu₅₀Zr₄₀Ni₅M₅ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarının aktivasyon enerjileri Kissinger denklemi ile hesaplanmıştır. Şekil 4.34-37’ de Cu₅₀Zr₄₀Ni₅M₅ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımları için çizilen Kissinger grafikleri gösterilmektedir. Kissinger denklemi ile aktivasyon enerjisi hesabı aşağıdaki eşitlik ile yapılmıştır (Kissinger, 1957).

$$\ln\left(\frac{\phi}{T^2}\right) = -\frac{E}{RT} + A \quad (4.1)$$

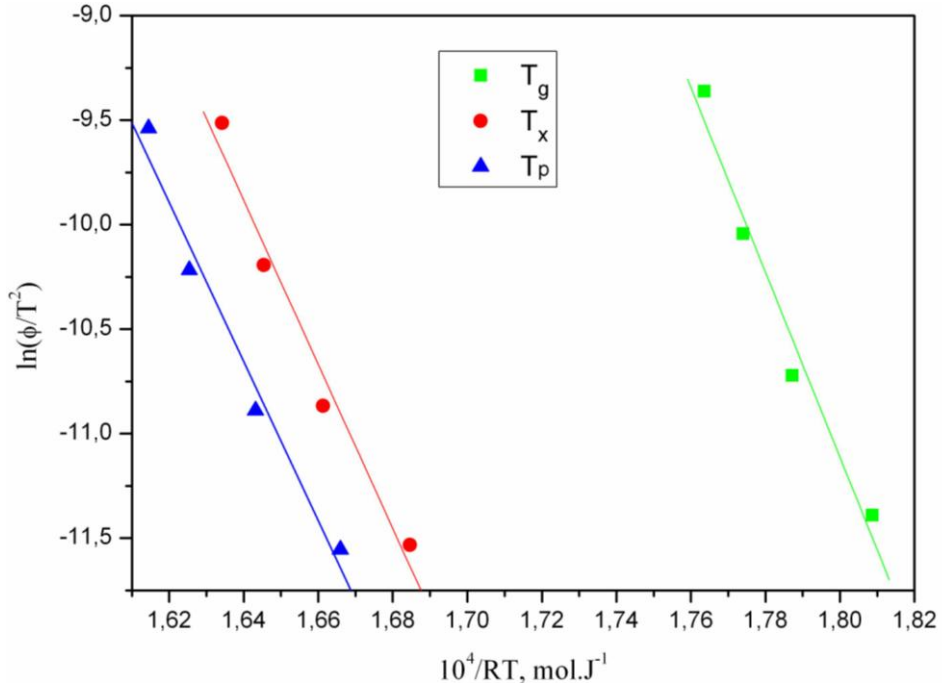
Burada T , camı geçiş sıcaklığı (T_g), kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklığı (T_p) gibi spesifik sıcaklıkları temsil etmektedir. ϕ ısıtma oranı, R gaz sabiti (8.314 J/mol K), E aktivasyon enerjisi, A ise sabittir. Aktivasyon enerjisi, Kissinger denkleminde faydalanarak $\ln(\phi/T^2)$ ’ nin $1/(RT)$ ’ ye karşı çizilen grafikten elde edilen doğrusal çizginin eğimi alınarak hesaplanmıştır. Cu₅₀Zr₄₀Ni₅M₅ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarının hesaplanan aktivasyon enerjileri E_g , E_x ve E_p Çizelge 4.5’ de listelenmiştir. Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Mg₅ alaşımlarının camı geçiş sıcaklık değeri (T_g) DSC grafiğinde gözlenmediği için E_g değeri hesaplanamamıştır. Çizelge 4.5’ den görüleceği üzere en yüksek E_g değerine (442,470 kJ/mol) Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Ti₅ alaşımı, en yüksek E_x (438,809 kJ/mol) ve E_p (658,59 kJ/mol) değerlerine ise Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Y₅ alaşımı sahiptir. Tüm şerit alaşımların E_g , E_x ve E_p değerleri (Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Y₅ alaşımın E_g değeri hariç) daha önce amorf olarak üretilen Cu₄₅Zr₄₅Ag₇Al₃ ($E_g= 377$, $E_x= 307$, $E_p= 340$ kJ/mol) (Zhang, 2013), Cu_{52.5}Zr_{11.5}Ti₃₀Ni₆ ($E_g= 357$, $E_x=297$, $E_p=289$ kJ/mol) (Yang, 2006) ve Cu₅₄Zr₃₇Ti₈In₁ ($E_g= 321$, $E_x= 392$ kJ/mol) (Wu, 2013) alaşımlarının aktivasyon enerjilerinden daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Bu durum Celal Kursun ve ark. tarafından Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Ti₅ alaşımı için rapor edilmiştir (Kursun, 2015).



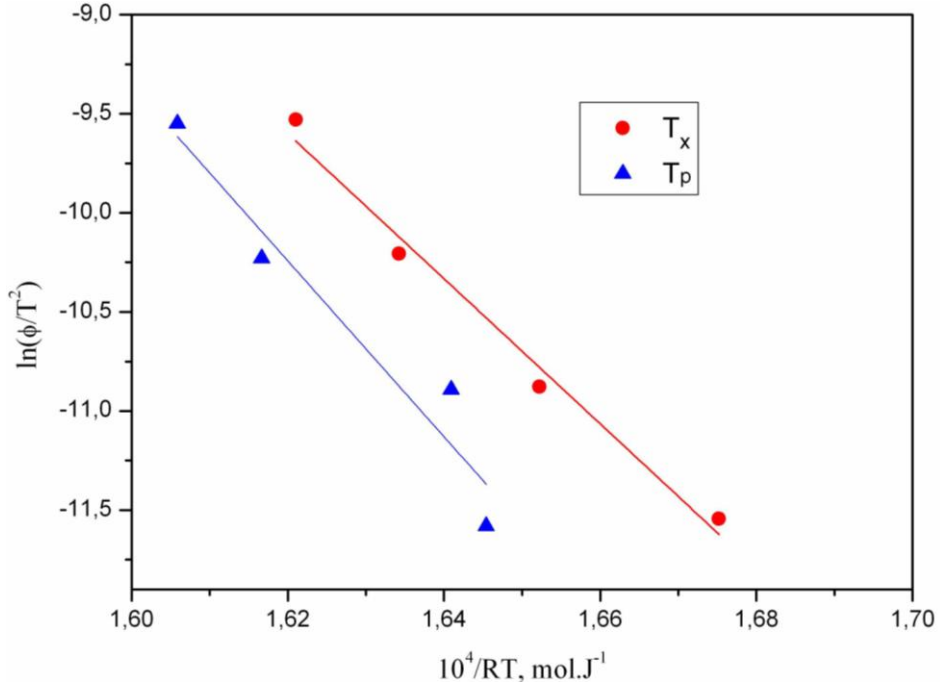
Şekil 4.34. HK ile üretilen Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Al₅ (35 m/s) şerit alaşımının camı geçiş sıcaklığı (T_g), kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklığı (T_p) için çizilen Kissinger doğruları.



Şekil 4.35. HK ile üretilen Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Y₅ (35 m/s) şerit alaşımının camı geçiş sıcaklığı (T_g), kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklığı (T_p) için çizilen Kissinger Doğruları.



Şekil 4.36. HK ile üretilen Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Ti₅ (35 m/s) şerit alaşımının camı geçiş sıcaklığı (T_g), kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklığı (T_p) için çizilen Kissinger doğruları



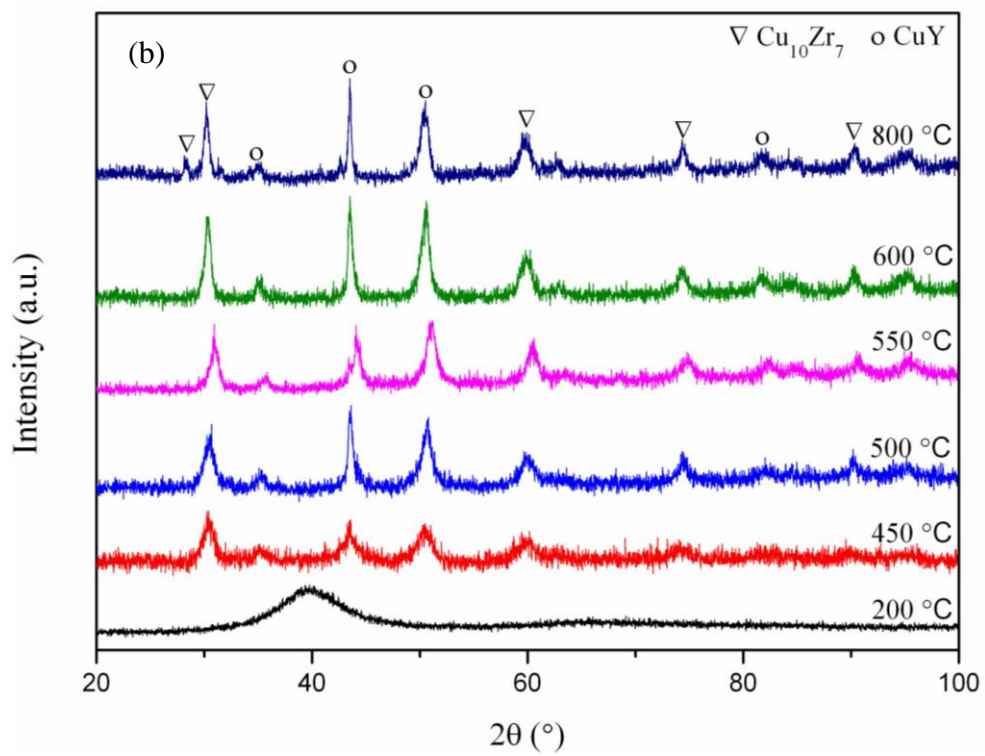
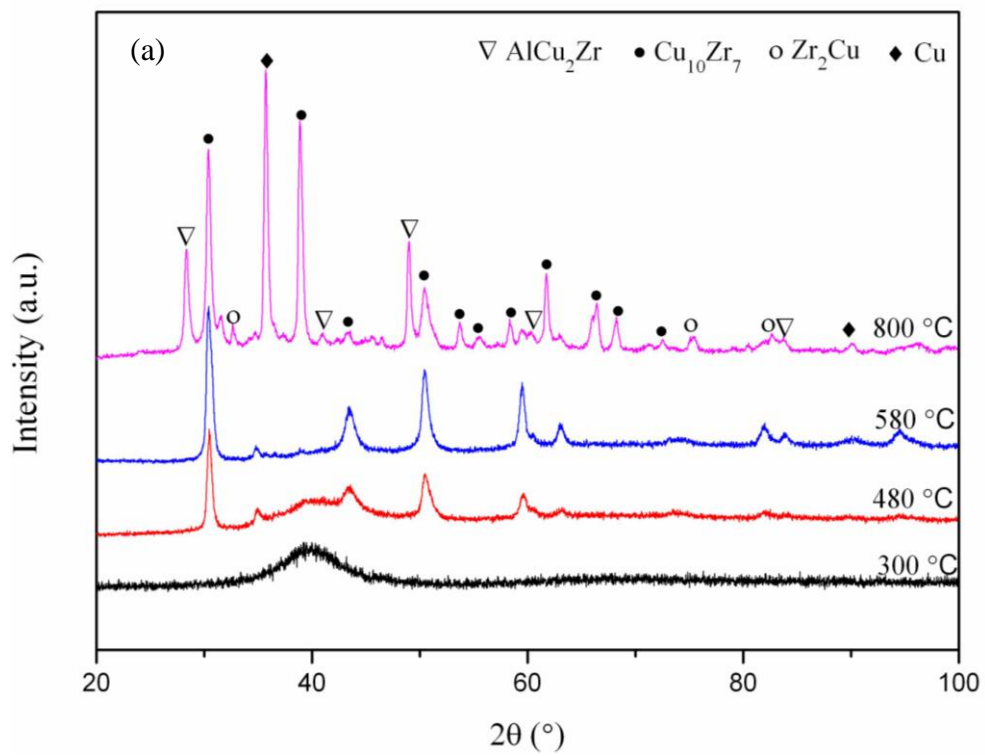
Şekil 4.37. HK ile üretilen Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Mg₅ (35 m/s) şerit alaşımının camı geçiş sıcaklığı (T_g), kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklığı (T_p) için çizilen Kissinger doğruları.

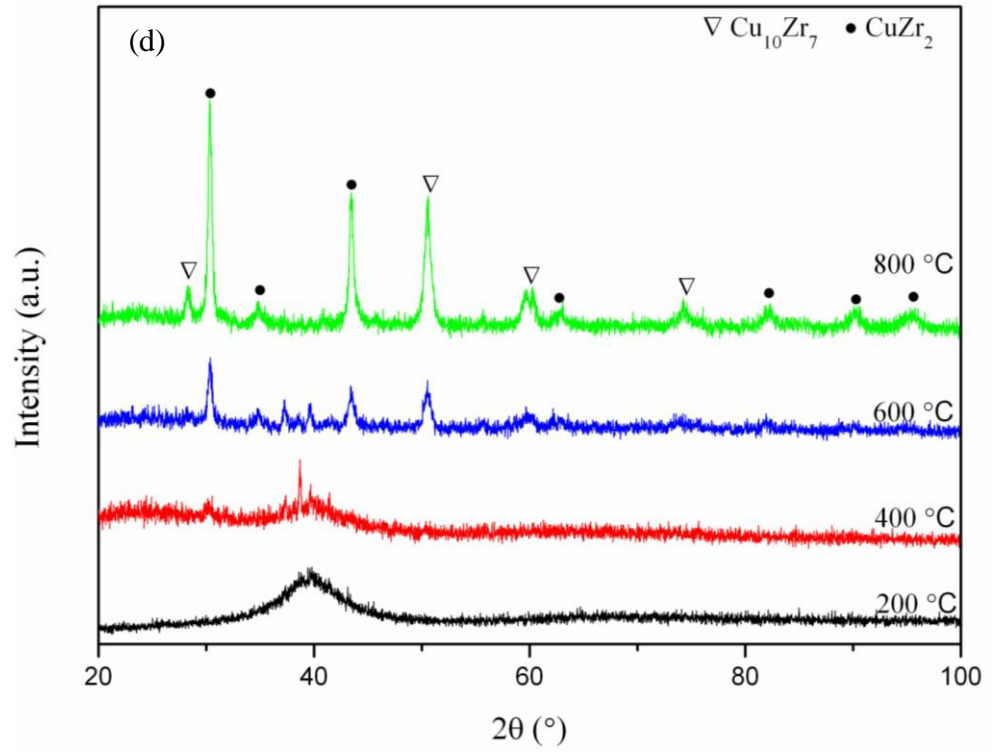
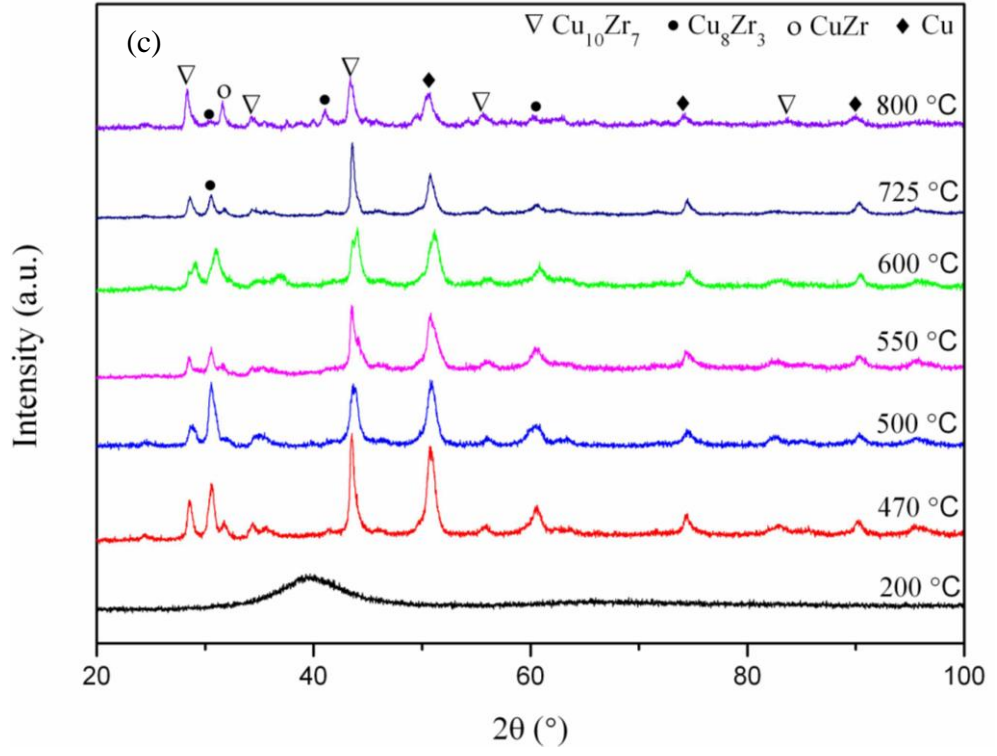
Çizelge 4. 5. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarının aktivasyon enerjileri.

Alaşım	E_g (kJ/mol)	E_x (kJ/mol)	E_p (kJ/mol)
$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$	421,350	432,263	403,05
$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$	233,351	438,809	658,59
$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$	442,470	392,238	381,129
$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$	-	366,628	443,69

4.2.3 $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarına uygulanan ısıl işlem

35 m/s disk dönme hızında amorf olarak üretilen şerit alaşımların kristal davranışlarını karakterize etmek için ısıl işlem uygulanmıştır. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarına 200-800 °C aralığında 30 dk boyunca argon atmosferi altında uygulanan ısıl işlem sonrası XRD grafikleri Şekil 4. 38 a-d' de gösterilmektedir. Şekil 4.38'den görüleceği üzere tüm şeritler camsı geçiş sıcaklığının (T_g) altında amorf yapısını korumaktadır. Fakat T_g değerinin üzerindeki sıcaklıklarda amorf yapı bozularak kristal fazlar ortaya çıkmaktadır. Benzer değişim önceki çalışmalarda da gözlenmiştir (Xie, 2009;)Bu fazlar alaşım kompozisyonlarına ve oranlarına göre farklılık göstermektedir. Buna göre artan sıcaklıkla $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$ alaşımında AlCu_2Zr , $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$, Zr_2Cu , Cu fazları, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ alaşımında $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$, CuY fazları, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ alaşımında $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$, CuZr, Cu_8Zr_3 ve Cu fazları, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ alaşımında $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ ve CuZr_2 fazları elde edilmiştir. Elde edilen fazlar XRD grafikleri üzerinde sembollerle gösterilmektedir. Ayrıca bu fazların $\text{Cu}_{45}\text{Zr}_{45}\text{Ag}_7\text{Al}_3$ (Zhang, 2013), $\text{Cu}_{54,8}\text{Zr}_{39,7}\text{-Ag}_{5,5}$ (Janovszky, 2014) ve $\text{Cu}_{50-x}\text{Co}_x\text{Zr}_{50}$ ($x = 2, 5$ at.%) (Javid, 2012) amorf alaşımlarının ısıl işlem sonrasında da elde edildiği rapor edilmiştir. T_g değeri üzerindeki sıcaklıklarda amorf alaşımların faz değişimi, hesaplanan aktivasyon enerjisi değerleriyle de uyumludur. Yani şerit alaşımlarda amorf yapının kristal yapıya dönmesi için verilmesi gereken minimum enerji alaşımlara uygulanmıştır. Diğer taraftan özellikle $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ şerit alaşımlarının sırasıyla Şekil 4.38b ve Şekil 4.38c'deki XRD grafiklerinden görüleceği üzere T_g sıcaklık değeri sonrasında oluşan fazların artan sıcaklıkla değişmedi gözlenmiştir. Bu alaşımların kristallenme sonrası termal dengelerinin yüksek olduğunu göstermektedir (Kursun, 2015).





Şekil 4.38. HK ile 35 m/s disk hızında üretilen şerit alaşımların ısı işleme sonrası XRD grafikleri: a) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$; b) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$; c) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$; d) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$

4.2.3.1 Cu₅₀Zr₄₀Ni₅M₅ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarının SEM görüntüleri

Şekil 4.39-42, ısıtıl işlem görmemiş ve 200 – 800 °C aralığında ısıtıl işlem görmüş 35 m/s disk dönme hızında üretilen Cu₅₀Zr₄₀Ni₅M₅ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarının enine kesitlerinden alınan SEM fotoğraflarını göstermektedir. Şekil 4.39-42’ den şerit alaşımların mikro yapılarının artan tavlama sıcaklığı ile değiştiği açıkça görülebilir. Tüm şerit alaşımların ısıtıl işlem görmeden önceki (Şekil 4.39a-42a) ve 200 – 300 °C ısıtıl işlem görmüş (Şekil 4.39b-42b) SEM fotoğrafları pürüzsüz (düzgün yüzey) bir morfolojiye sahiptir. Bu morfoloji daha önce pek çok benzer çalışmada da rapor edilen amorf şeritlerin tipik bir karakteristiğidir (Yang, 2007; Hu, 2002; Avar, 2013). Bu SEM sonuçları, ısıtıl işlem görmemiş ve 200 – 300 °C ısıtıl işlem görmüş şeritlerden alınan tamamen amorf özellik gösteren XRD grafikleriyle (sırasıyla Şekil 4.22-25 ve Şekil 4.38) uyumludur.

Artan sıcaklıkla beraber kısmi veya tamamen kristallenme sürecinden sonra şeritlerin mikro yapılarında pürüzlü ve düzensiz şekillerin oluştuğu dikkati çekmektedir. Benzer görüntüler önceki çalışmalarda da rapor edilmiştir (Janovszky, 2014; Klotz, 2007). 450 – 800 °C aralığında (450, 480, 500, 550, 580, 600, 725, 800) ısıtıl işleme maruz bırakılmış Cu₅₀Zr₄₀Ni₅M₅ (M= Al, Y, Ti, Mg) şeritlerinin SEM fotoğraflarından (Şekil 4. 39c-42c, Şekil 4. 39d-42d Şekil 4. 39e-42e) amorf fazların kristal fazlara dönüştüğü açık bir şekilde gözlenmektedir. ısıtıl işlem sonrası elde edilen fazların SEM görüntüleri daha önce yapılan benzer çalışmalarda rapor edilmiştir (Wu, 2013; Guo, 2013; Janovszky, 2014; Klotz, 2007). 450 – 800 °C aralığındaki ısıtıl işlem sonrasında SEM fotoğraflarında Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Al₅ alaşımı için gözlenen AlCu₂Zr, Cu₁₀Zr₇, Zr₂Cu ve Cu fazları, Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Y₅ alaşımı için gözlenen Cu₁₀Zr₇ ve CuY fazları, Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Ti₅ alaşımı için gözlenen Cu₁₀Zr₇, CuZr, Cu₈Zr₃ ve Cu fazları, Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Mg₅ alaşımı için gözlenen Cu₁₀Zr₇ ve CuZr₂ fazları, XRD analizi ile tanımlanan fazlarla uyum içindedir.

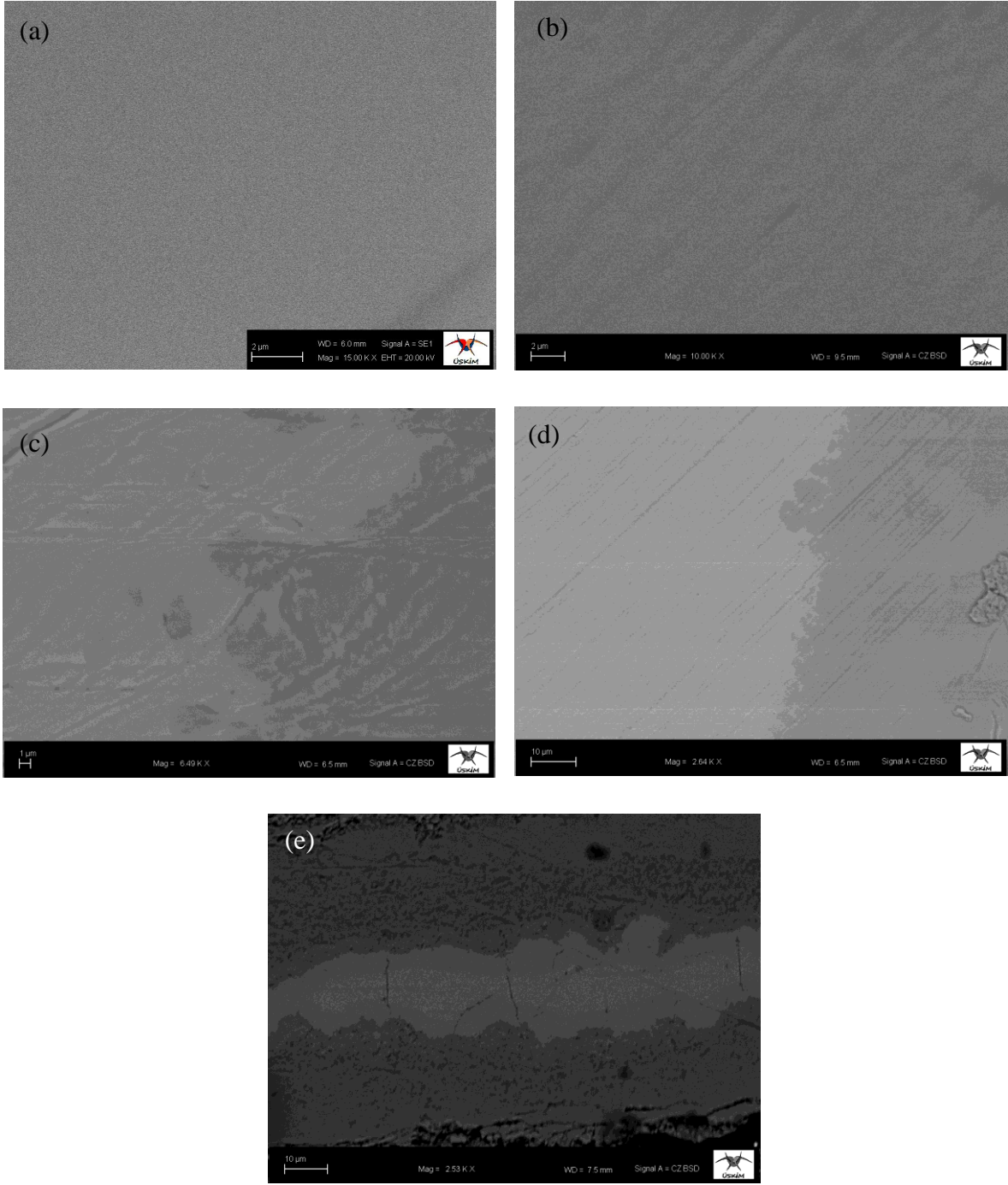


Fig. 4.39. 35 m/s disk hızında üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$ şerit alaşımının enine kesitinden alınan tipik SEM fotoğrafları (a) ısıl işlem görmemiş (b) 300 °C, (c) 480 °C, (d) 580 °C ve (e) 800 °C.

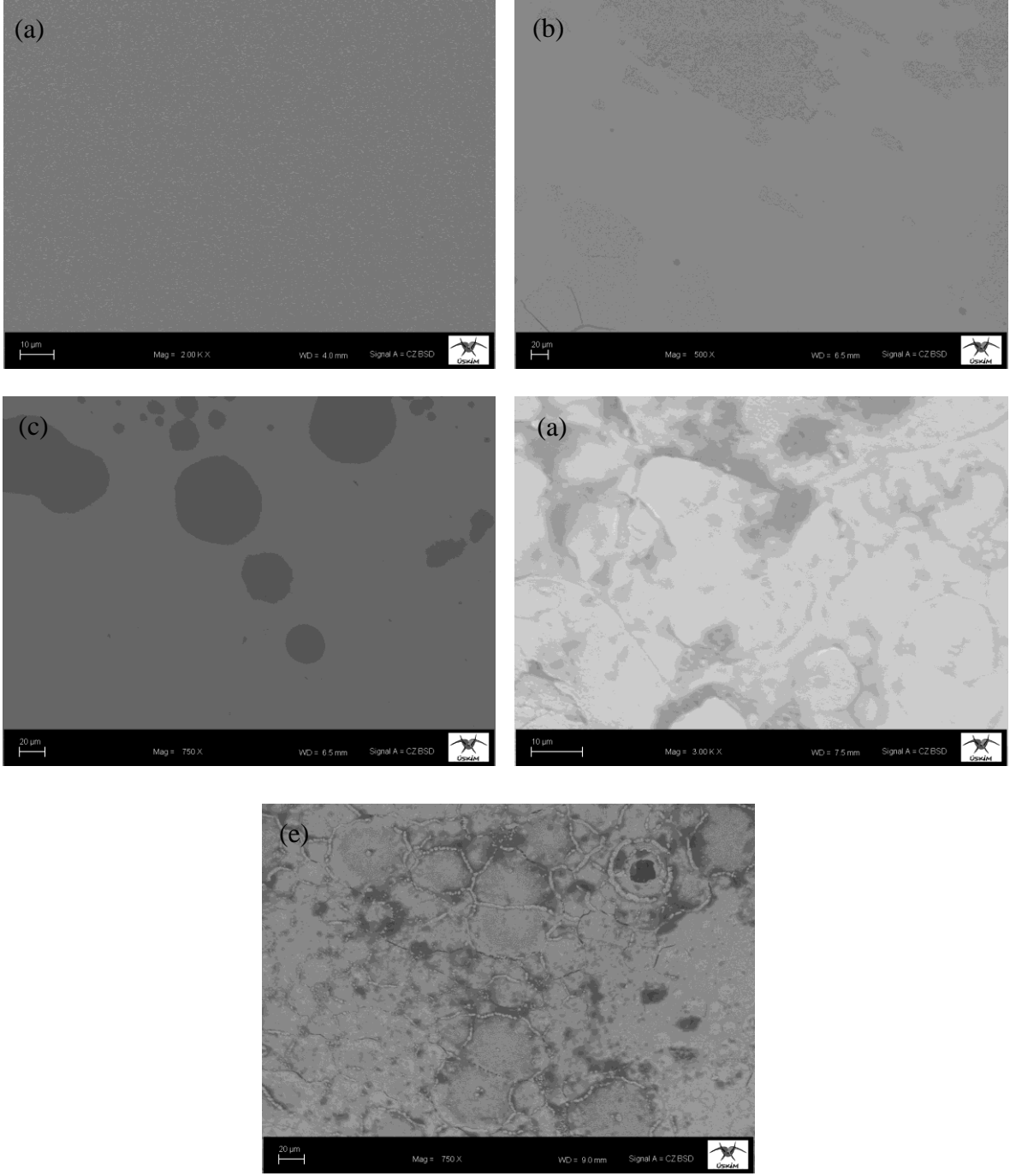


Fig. 4.40. 35 m/s disk hızında üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ şerit alaşımının enine kesitinden alınan tipik SEM fotoğrafları (a) ısıl işlem görmemiş (b) 200 °C, (c) 500 °C, (d) 600 °C ve (e) 800 °C.

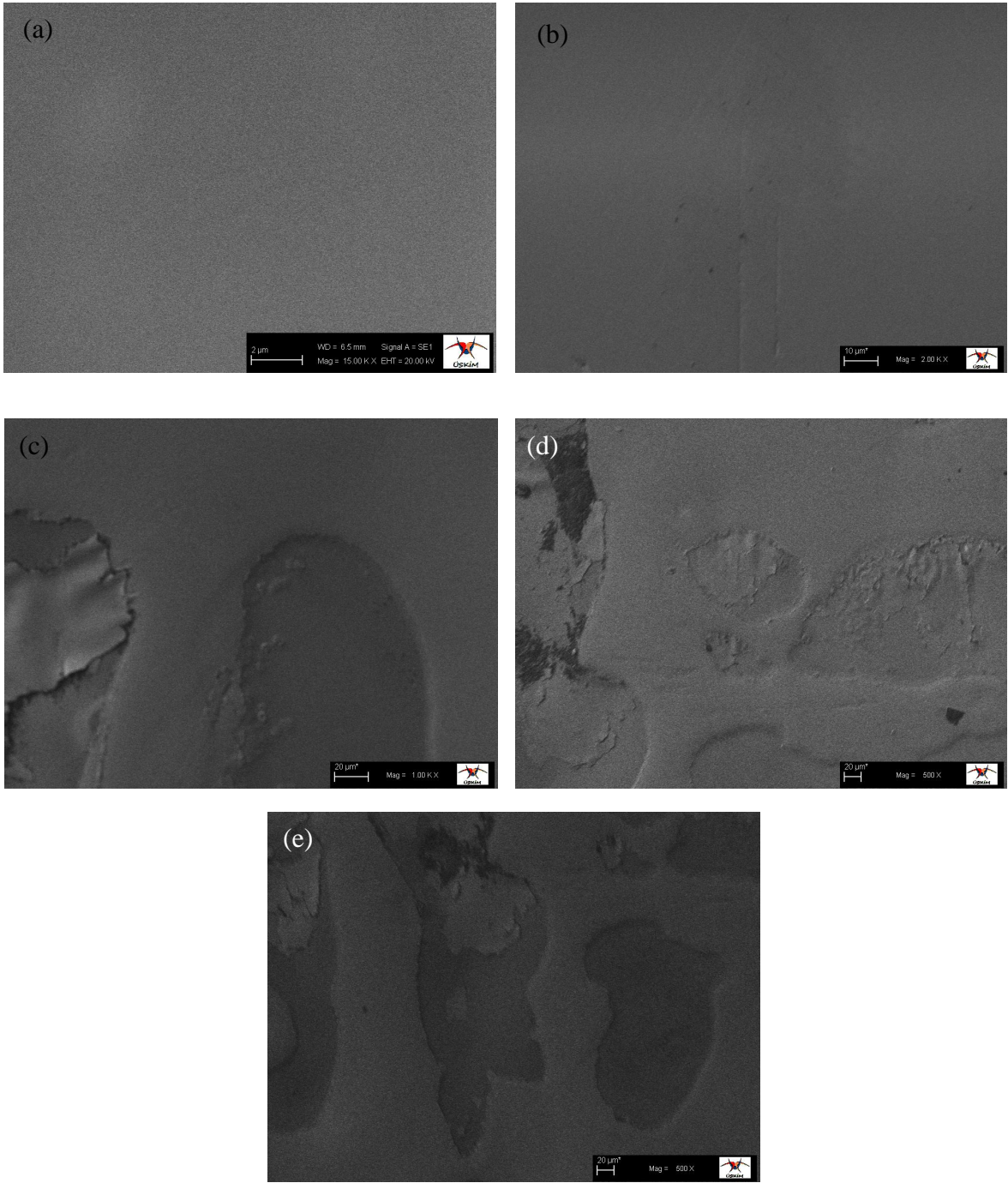


Fig. 4.41. 35 m/s disk hızında üretilen Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Ti₅ şerit alaşımının enine kesitinden alınan tipik SEM fotoğrafları (a) ısıl işlem görmemiş (b) 200 °C, (c) 470 °C, (d) 600 °C ve (e) 800 °C.

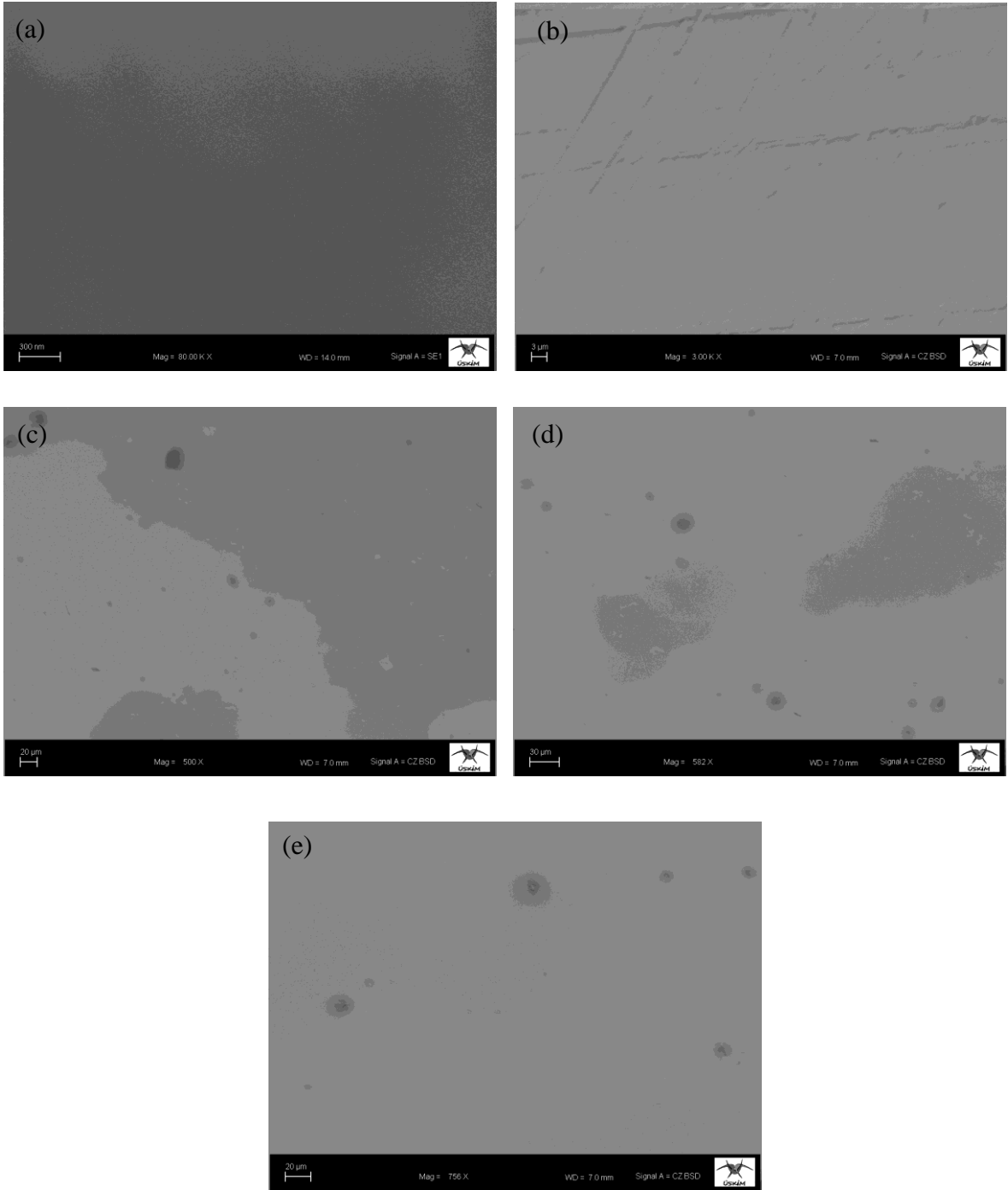
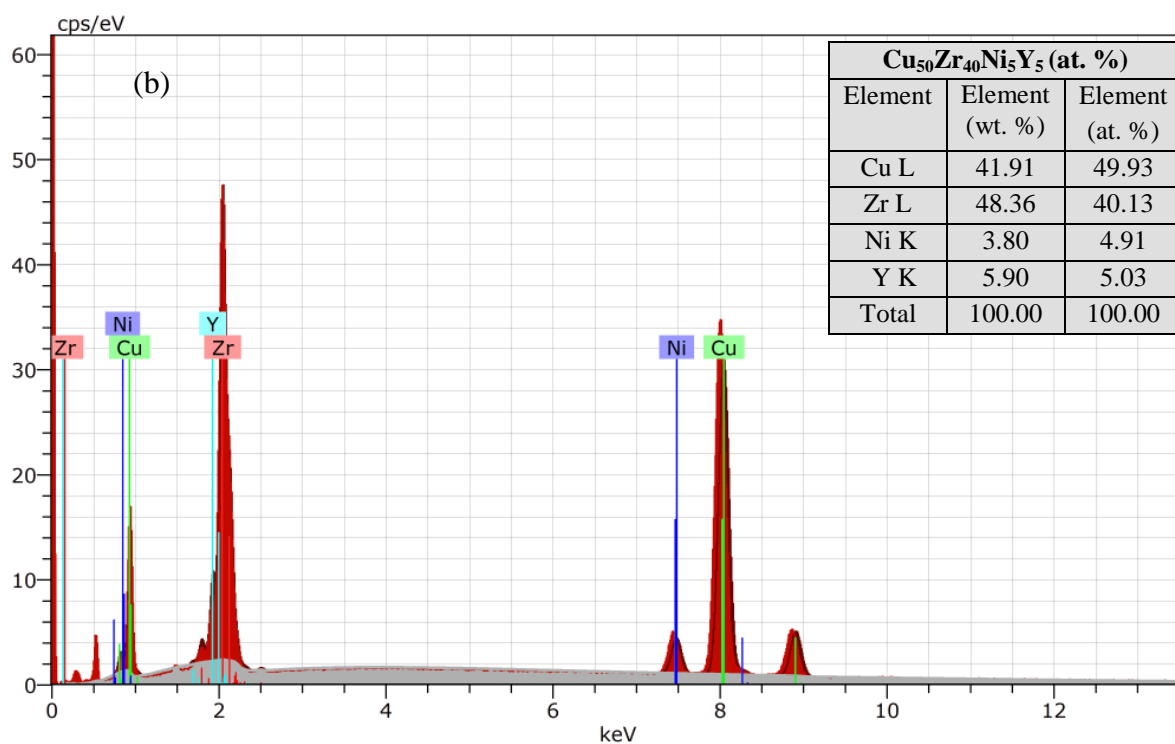
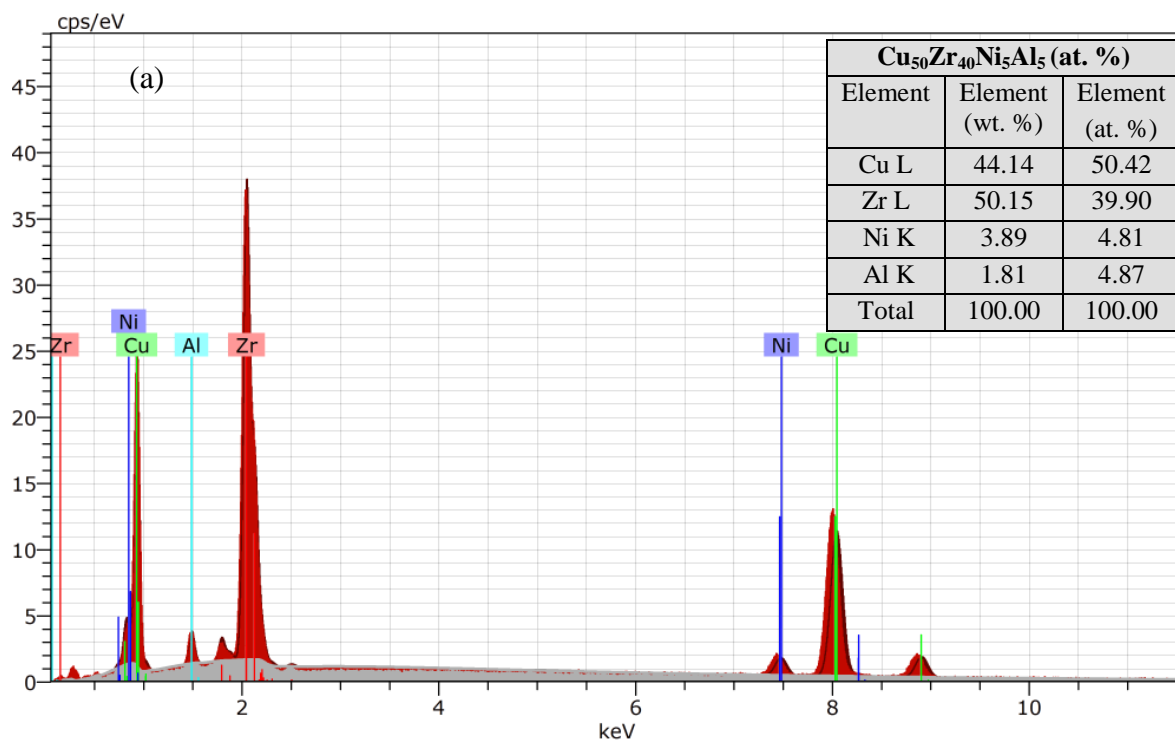
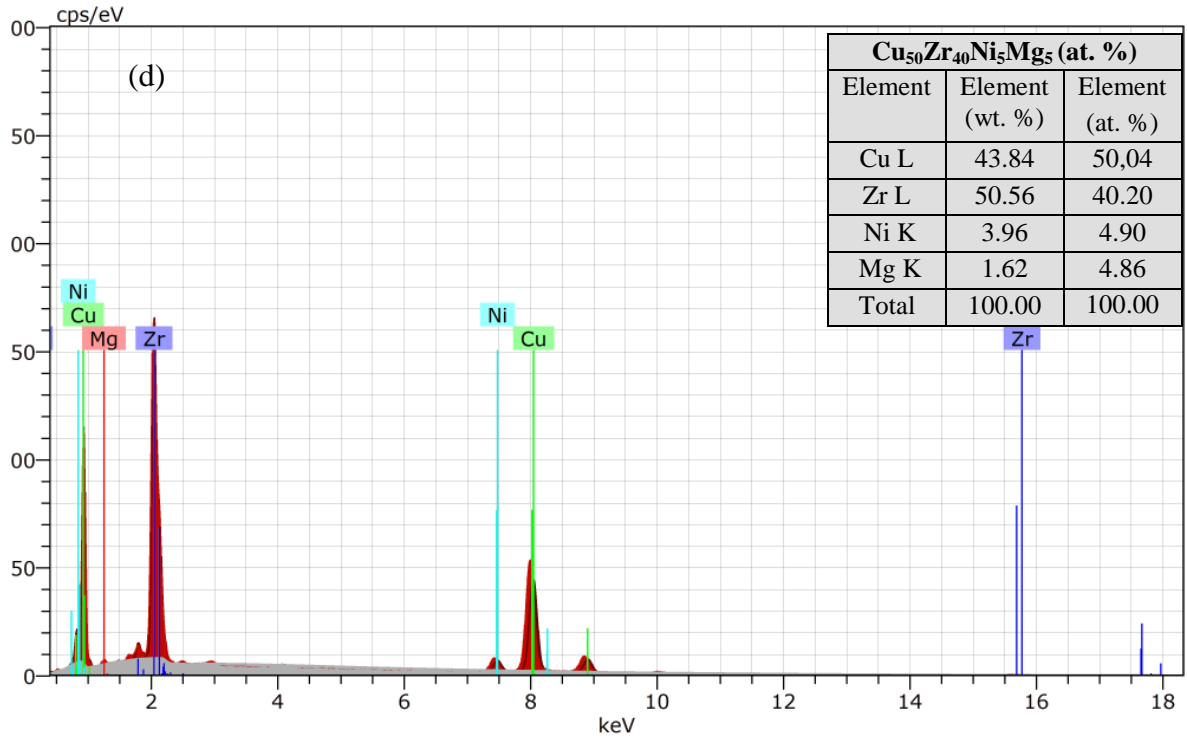
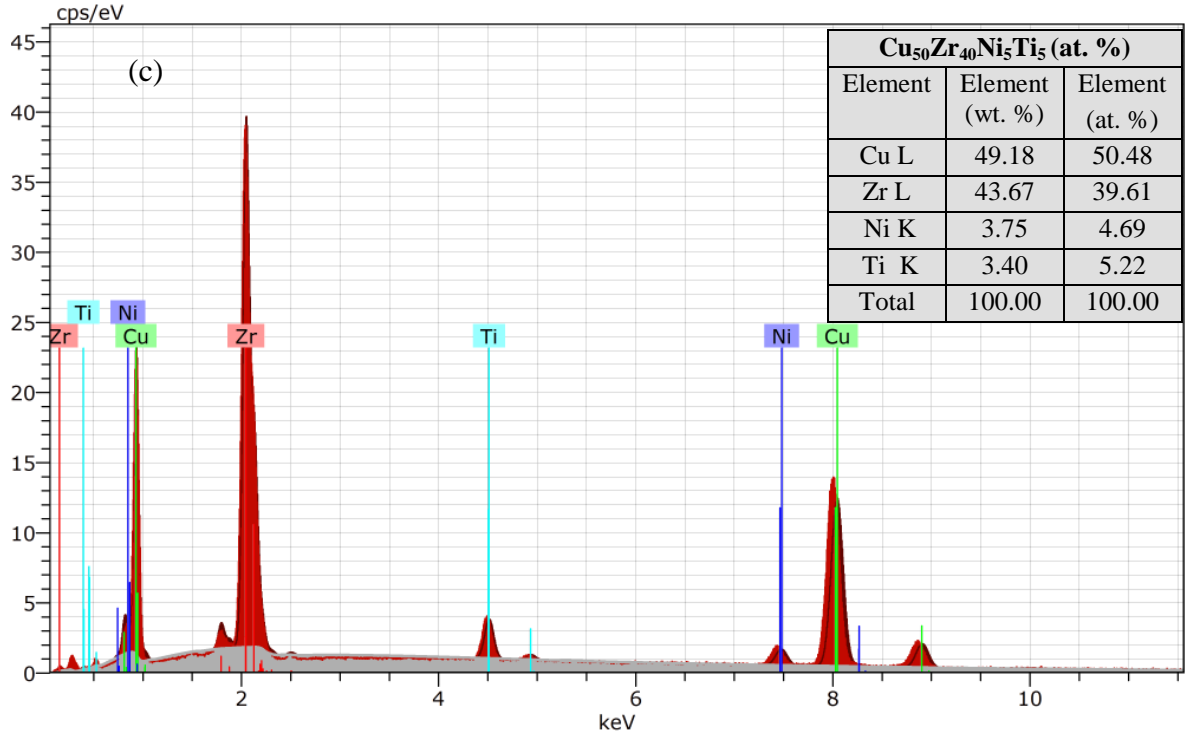


Fig. 4.42. 35 m/s disk hızında üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ şerit alaşımının enine kesitinden alınan tipik SEM fotoğrafları (a) ısıl işlem görmemiş (b) 200 °C, (c) 400 °C, (d) 600 °C ve (e) 800 °C.

4.2.4 $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarının EDX analizleri

Elde edilen şerit alaşımların kompozisyon homojenliği çok önemlidir. Hızlı katılaştırma işlemi yapılırken püskürtme öncesi ve sonrasında kayıplar yaşanabilir. Üretim sürecinde bu durumlar yakından takip edilmek zorundadır. Farklı erime sıcaklıklarına sahip kompozisyon bileşenleri üretim safhasını oldukça hassas kılar. Bu sebeple hızlı katılaştırma ile üretilen şeritlerin EDX analizlerinin yapılması gerekmektedir. Şekil 4.43a-d 35 m/s disk hızında üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarının EDX analiz sonuçlarını göstermektedir. Analiz sonuçları üretilen tüm şerit alaşımların kompozisyon homojenliğini koruduğunu göstermektedir. EDX grafikleri üzerinde bulunan tablolar $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarının atomik olarak yüzde değerlerine çok yakın sonuçlar vermiştir. Bu sonuçlar şerit alaşımların üretimleri sırasında herhangi bir kaybın olmadığını göstermektedir.

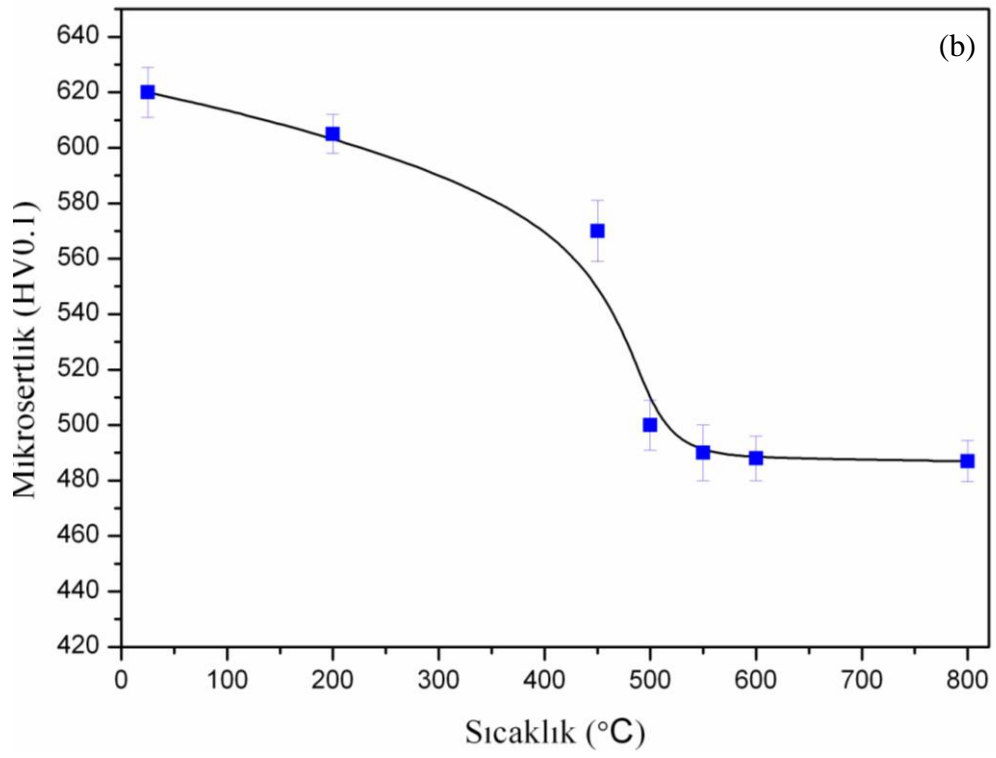
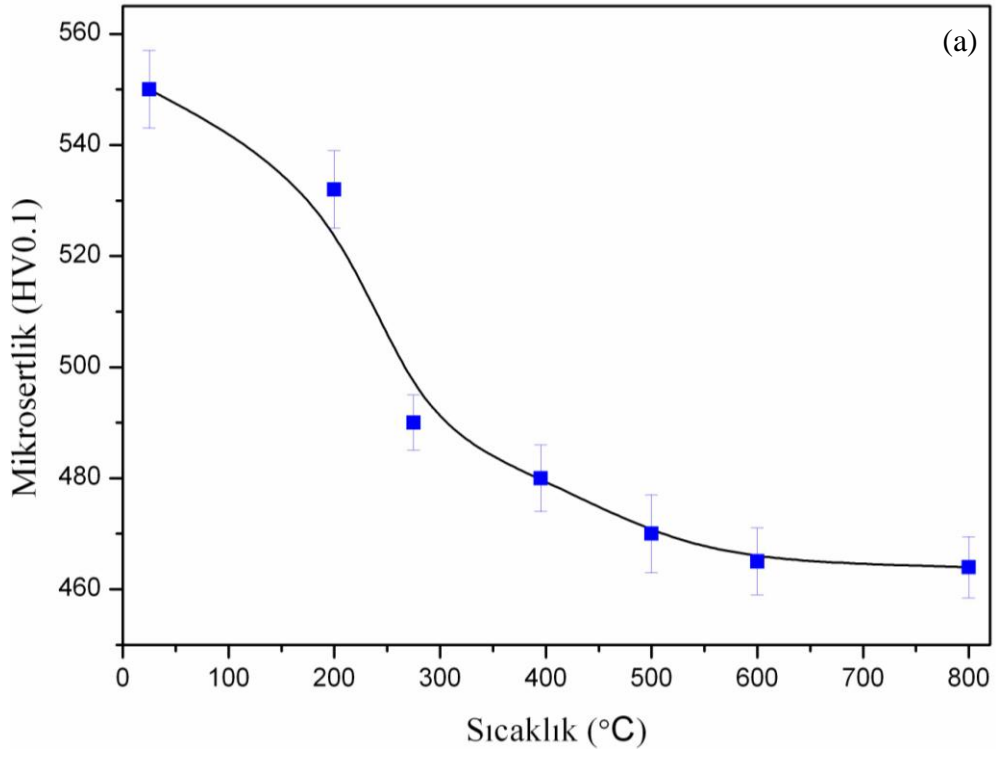


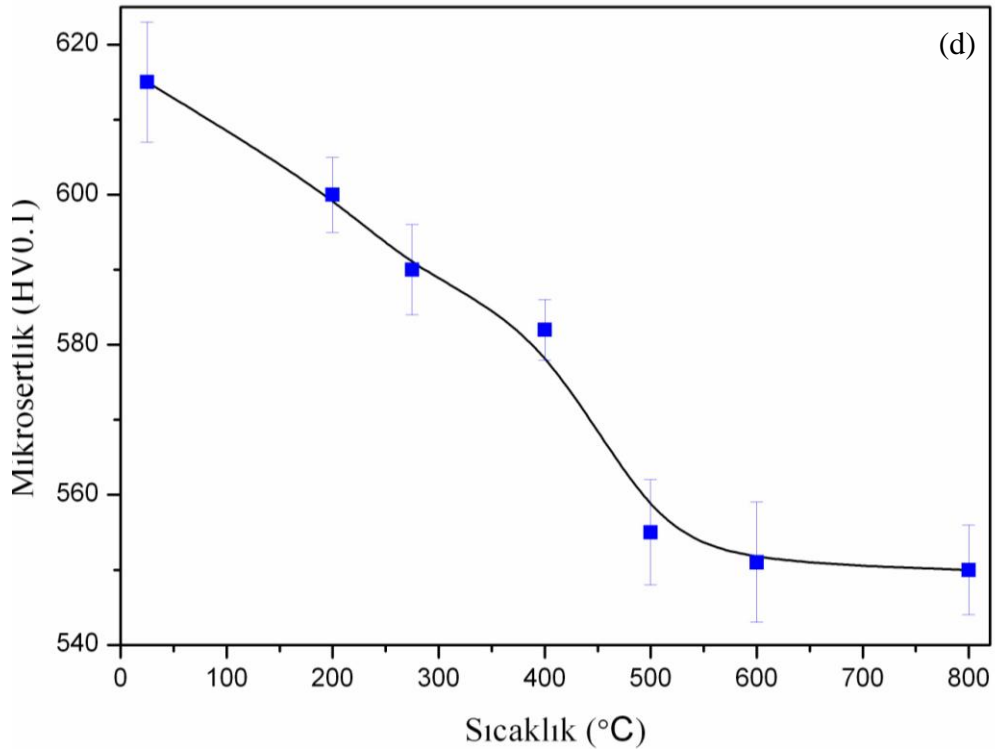
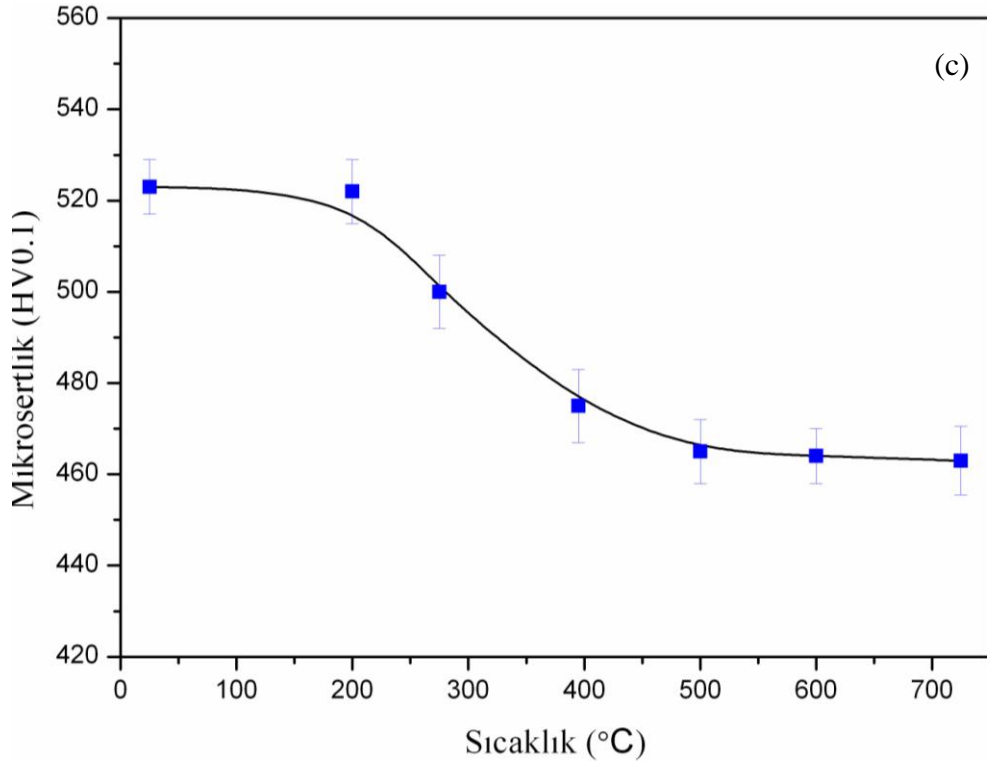


Şekil 4.43. 35 m/s disk hızında üretilen şerit alaşımların EDX grafikleri a) Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Al₅; b) Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Y₅; c) Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Ti₅; d) Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Mg₅

4.2.5 Cu₅₀Zr₄₀Ni₅M₅ (M= Al, Y, Ti, Mg) şerit alaşımlarının sertlik değerleri

Şekil 4.44’ de Cu₅₀Zr₄₀Ni₅M₅ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) şerit alaşımlarının sıcaklığa bağlı mikro sertlik değişimi görülmektedir. Tüm şerit alaşımlara oda sıcaklığından 800 °C’ ye kadar argon atmosferi altında farklı sıcaklıklarda 30 dakika boyunca ısıl işlem uygulandı. Isıl işlem sırasında tüm şerit alaşımların sertlik değerleri en az on defa ölçüldü ve ortalama sertlik değerler bulundu. Ayrıca her bir ölçüm için standart sapma değerleri tespit edildi ve grafikler üzerinde gösterildi. Şekil 4.44’ den görüleceği üzere üretilen tüm alaşımların sertlik değerleri artan sıcaklıkla birlikte düşmektedir. Cu-esaslı amorf alaşımların artan sıcaklıkla beraber mikro sertlik değerlerindeki düşüş benzer çalışmalarda rapor edilmiştir (Roy, 2014; Mao, 2009; Prado, 1999; Wang, 2009; Huaqing, 2006; Suzuki, 2006) . Şerit alaşımların 400 – 800 °C aralığındaki sertlik değerleri Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Al₅ alaşımı (Şekil 4.44a) için 470 Hv, Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Y₅ alaşımı (Şekil 4.44b) için 490 Hv, Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Ti₅ alaşımı (Şekil 4.44c) için 463 Hv ve Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Mg₅ alaşımı (Şekil 4.44d) için 550 Hv civarındadır. Herhangi bir ısıl işlem görmemiş şerit alaşımların sertlik değerleri ise Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Al₅ alaşımı için 550 (±7) Hv, Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Y₅ alaşımı için 620 (±9)Hv, Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Ti₅ alaşımı için 522 (±6) Hv ve Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Mg₅ alaşımı için 615 (±8) Hv dir. Böylece şerit alaşımlarında en yüksek sertlik değerlerine oda sıcaklığında yani ısıl işlem görmeden önce ulaşılmıştır. Elde edilen bu sertlik değerlerinin önceki çalışmalarda üretilen Cu-esaslı alaşımlardan daha yüksek olduğu tespit edilmiştir (Mao, 2009; Palmaa, 2005; Roy, 2014; Suzuki, 2006; Lei, 2013; Raygana, 2011; Nagarjuna, 2008; Huaqing, 2006) Ayrıca Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Ti₅ şerit alaşımının bahsedilen Cu-esaslı alaşımlardan daha yüksek sertliğe sahip oluşu rapor edilmiştir (Kursun, 2015). Cu-esaslı amorf alaşımların artan sıcaklıkla beraber sertlik değerindeki düşüş normal kristal yapılarda bulunan kayma sisteminin (slip system) olmamasına dayandırılabilir. Bu sayede amorf alaşımların plastik deformasyona karşı dirençleri kristal yapı malzemelerden daha iyi olur. Bu davranış amorf alaşımlara daha büyük Vickers mikrosertlik değeri kazandırmasının yanında iyi akma ve kırılma gerilimi de sağlar (Schuh, 2007). Buna ilave olarak kristallenme sıcaklığından daha yüksek sıcaklık değerlerine çıkılması amorf alaşımın yapısının da bozulacağı ve kristal fazların oluşacağı anlamına gelmektedir. Nitekim bu fazlar daha önce XRD grafiklerinde de gösterilmiştir. Amorf yapının bozulması doğal olarak şerit alaşımların sertlik değerini de düşürmüştür.



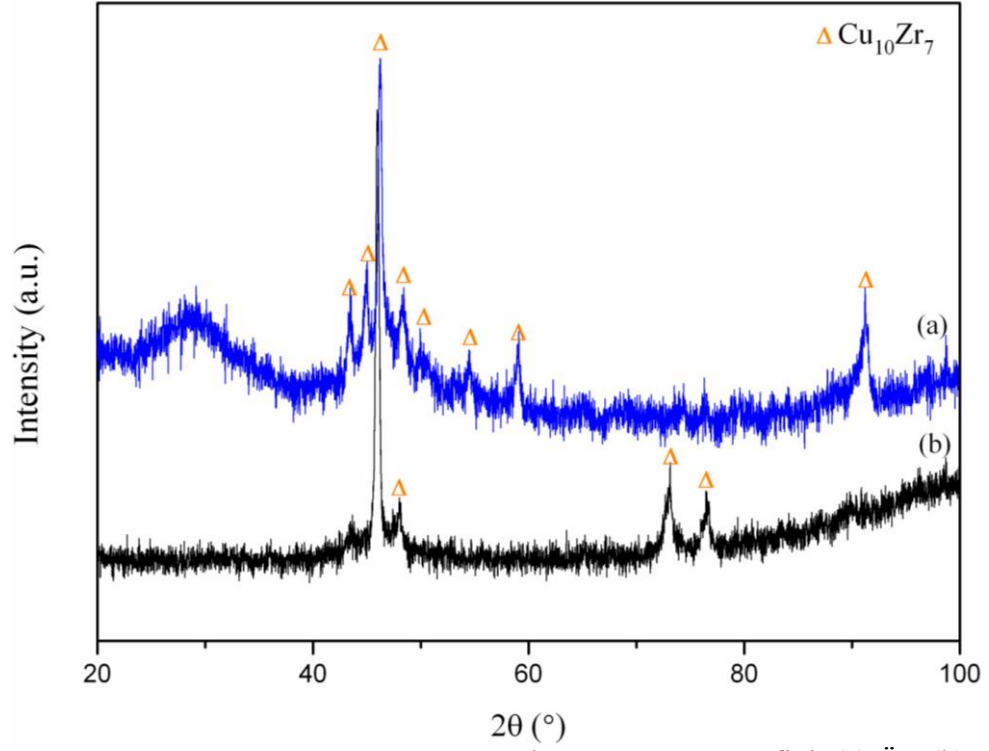


Şekil 4.44. 35 m/s disk hızında üretilen şerit alaşımların farklı sıcaklıklardaki ısısal işlemden sonra ölçülen mikrosertlik değişimi: a) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$; b) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$; c) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$; d) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$

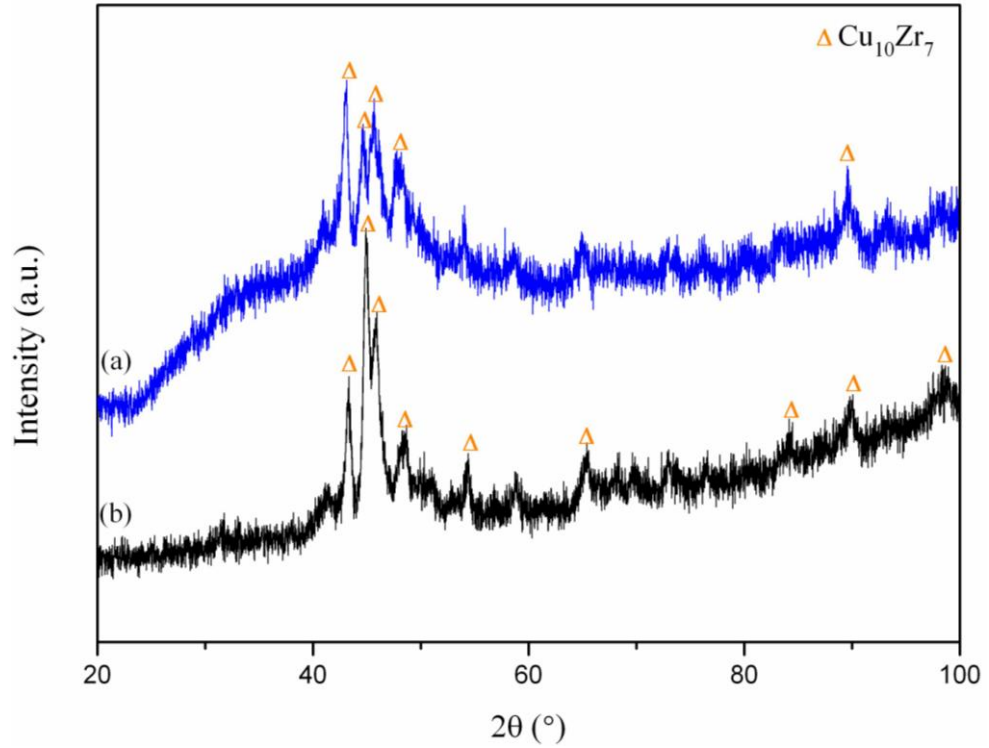
4.3. Emme Döküm İşlemi Sonuçları

4.3.1. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) çubuk alaşımlarının XRD analizleri

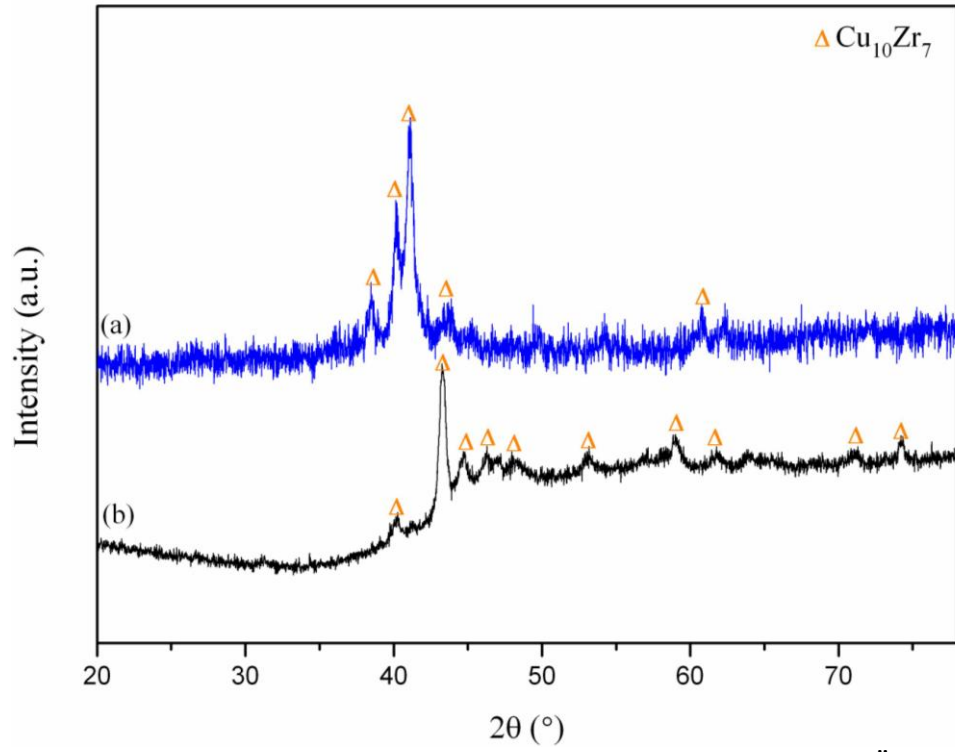
Emme döküm tekniği ile alaşımlar çubuk (rod) şeklinde üretilmektedir. Normal katılaştırma ile külçe olarak üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) alaşımlarından yaklaşık 5 gr'lık bir parça emme döküm işleminde kullanılmıştır. Bu yöntemde külçe alaşımlar eriyik haline getirildikten sonra vakum yardımı ile hızlı bir şekilde bakır kalıplara çekilir. Eriyik halde belirli bir atomik düzene sahip olmayan alaşımlar bu teknikte hızlı katılaştırma metoduna benzer olarak, tekrar atomik düzene geçmeden belirli ölçülerdeki kalıplara çubuk formda çekilir. Böylece ilk etapta alaşımın yarı kararlı yapıya sahip amorf özellikte üretilmesi hedeflenir. Çubuk formda üretilen alaşımlar belirli ölçülerde kesitler halinde dilimlere ayrılır ve çeşitli analizleri yapılır. Genellikle çubuk alaşımların alt ve üst kısımları 1 mm'lik dilimlere ayrılarak XRD analizleri yapılır. Çubuk alaşımın hem alt hem de üst kısmından kesilmesinin amacı üretilen malzemenin özelliklerinin homojen olarak dağılımını görmek içindir. Şekil 4. 45-48'de çubuk formda üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) alaşımların XRD grafikleri görülmektedir. Şekil 4. 45-47' deki XRD grafiklerinden görüleceği üzere $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ çubuk alaşımları çok düşük yoğunluktaki $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ fazları ile birlikte amorf formda üretilmiştir. Bu alaşımların alt ve üst kesimlerinden alınan dilimlerinin XRD grafiklerinin birbirleri ile uyumlu olduğu görülmüştür. Amorf alaşımların üretimi sırasında bazen yapı içerisinde çok düşük yoğunluklarda kristal fazların oluşması beklenen bir durumdur (Calin, 2005; Yu, 2005, Park, 2004). Benzer bir sonuç 6 mm çapında üretilen $(\text{Cu}_{60}\text{Zr}_{30}\text{Ti}_{10})_{99}\text{Sn}_1$ alaşımında da gözlenmiştir (Zhang, 2003). Bu durumda çubuk alaşımlar şerit alaşımlarındaki gibi tamamen değil kısmen amorf olarak tanımlanır. Şekil 4.48' de $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ çubuk alaşımının XRD grafiğinden ise tamamen kristal yapıya sahip bir alaşımın üretildiği görülmektedir. Oldukça yoğun ve şiddeti yüksek kristal fazlar Şekil 4.48' de açık bir şekilde gösterilmektedir. Malzeme içerisinde yoğun bulunan intermetalik fazlar şu şekilde tanımlanmıştır: Zr_5Si_3 , Zr_3Si_2 ve $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$. Bu fazlar şekil üzerinde sembollerle gösterilmiştir. Ayrıca dikkat edilirse emme döküm ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ çubuk alaşımındaki intermetalik fazlar, normal katılaştırma ile külçe olarak üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ alaşımındaki intermetalik fazların aynısıdır. Bu durum farklı üretim teknikleri kullanılarak aynı faz yapısına sahip alaşımların üretilebileceğini göstermektedir.



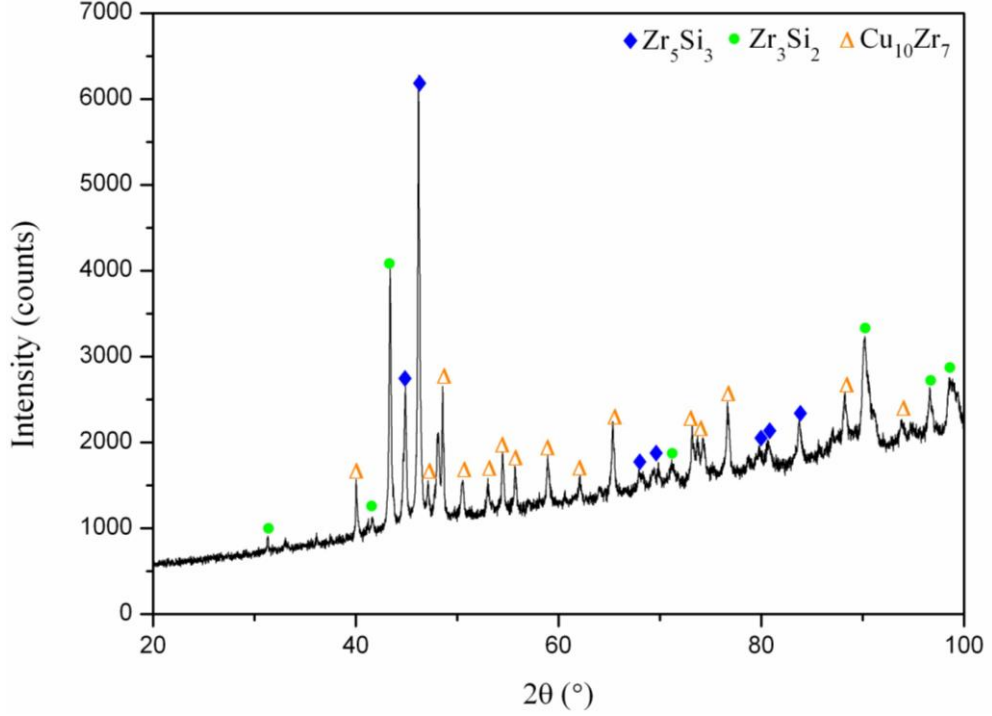
Şekil 4.45. ED ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$ çubuk alaşımının XRD grafiği: (a) Üst (b) Alt kısmı.



Şekil 4.46. ED ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ çubuk alaşımının XRD grafiği: (a) Üst (b) Alt kısmı.



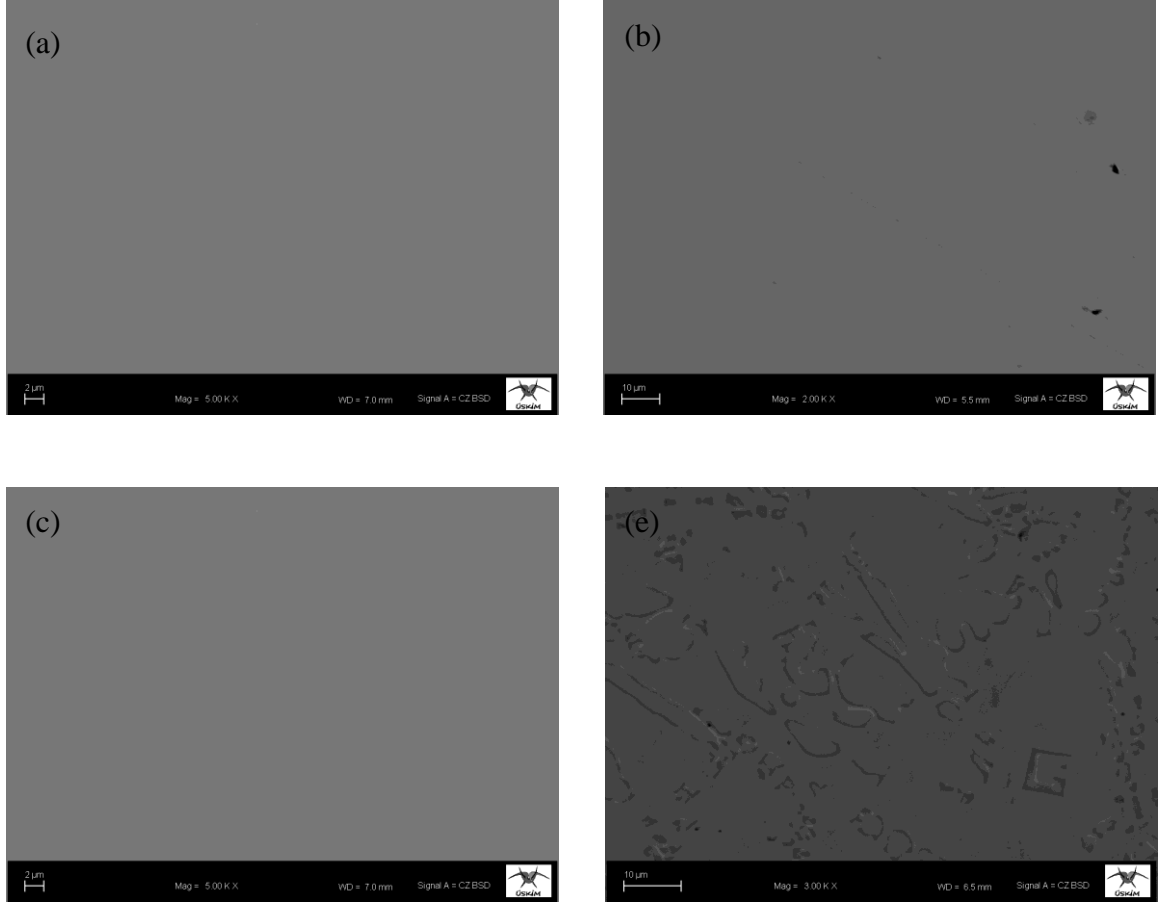
Şekil 4.47. ED ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ çubuk alaşımının XRD grafiği: (a) Üst (b) Alt kısmı.



Şekil 4.48. ED ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ çubuk alaşımının XRD grafiği.

4.3.2. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) çubuk alaşımlarının SEM analizleri

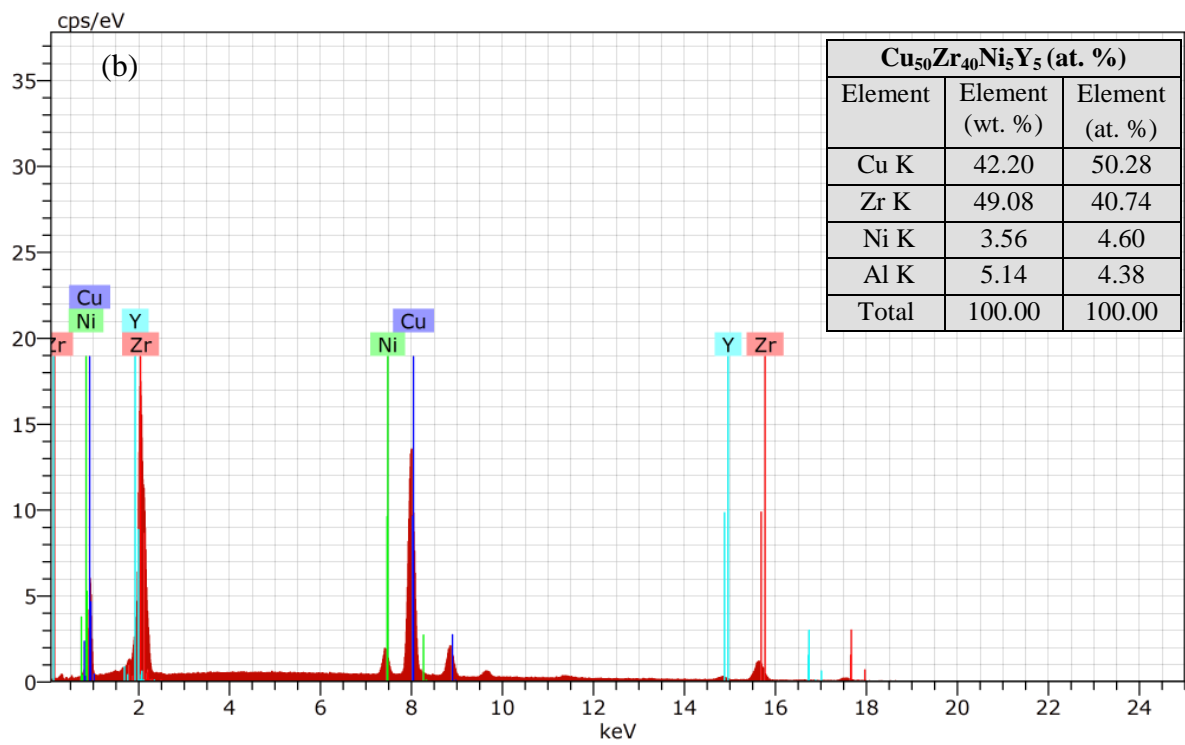
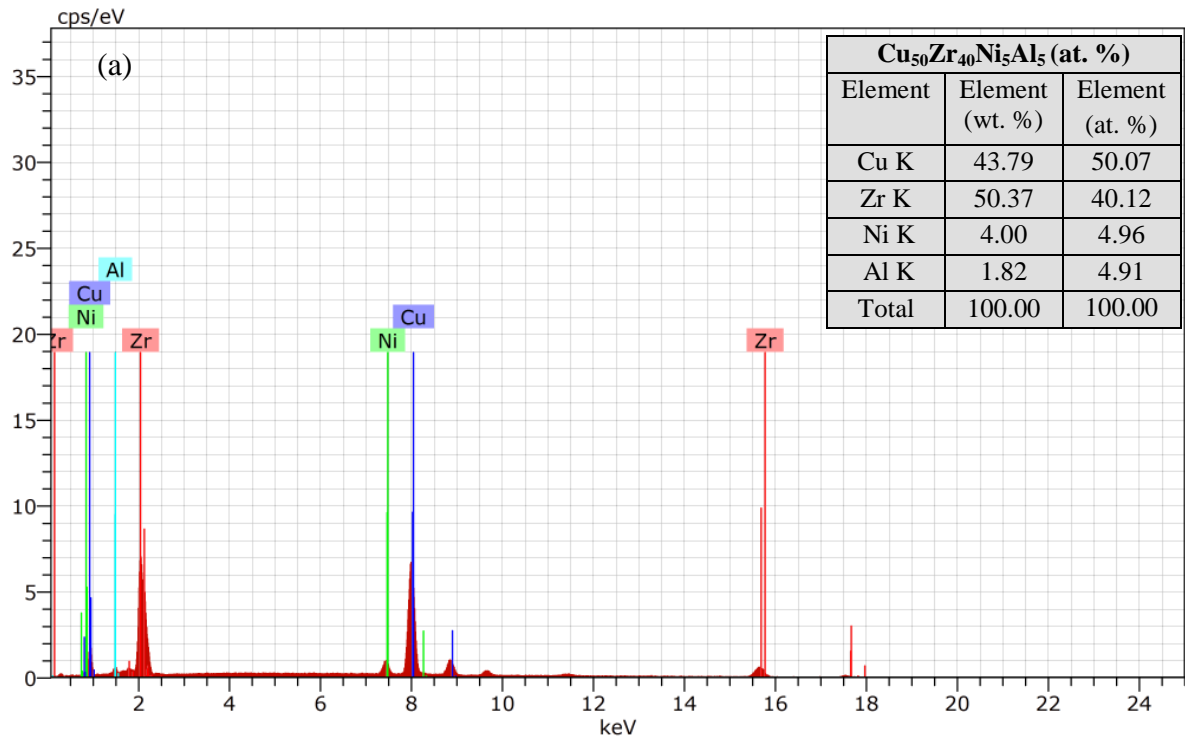
$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) çubuk alaşımların yüzey morfolojileri SEM ile incelendi. Şekil 4. 49' da çubuk olarak üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) alaşımların SEM fotoğrafları gösterilmektedir. Şekil 4.49a-c 'den görüleceği üzere $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ çubuk alaşımlarının yüzeyleri pürüzsüzdür. Bu pürüzsüz yüzeyler amorf yapıların karakteristik bir özelliğini gösterir (Hu, 2002; Yang, 2007). Fakat $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti) çubuk alaşımların XRD grafiklerinde (Şekil 4.45-47) $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ intermetalik fazına ait pikler gözlenmişti. Bu alaşımların SEM görüntülerinde, $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ fazlarının görünmemesi amorf yapı içerisindeki yoğunlukların oldukça az olmasına dayandırılmaktadır. Nitekim XRD sonuçlarından $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ fazlarının çok düşük yoğunlukta olduğu görülmüştü. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ alaşımının (Şekil 4.49d) yüzey görüntülerinde ise alaşımın XRD grafiğinde elde edilen intermetalik fazlarla uyumlu olarak kristal yapının karakteristik özelliği olan pürüzlü yüzeyler gözlenmiştir. Bu yüzeyler Zr_5Si_3 , Zr_3Si_2 ve $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ fazlarına aittir ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ külçe alaşımında gözlenen fazların görüntüleri ile aynıdır. Benzer pürüzlü yüzeylere ait faz görüntüleri M. Calin ve arkadaşları tarafından $\text{Cu}_{47}\text{Ti}_{33}\text{Zr}_{11}\text{Ni}_8\text{Sn}_1$ ve $\text{Cu}_{47}\text{Ti}_{33}\text{Zr}_{11}\text{Ni}_8\text{Pb}_1$ çubuk alaşımlarının, Seung-Jae Lee ise $\text{Cu}_{86}\text{Zr}_{11}\text{Al}_3$ çubuk alaşımının SEM görüntülerinde daha önce rapor edilmiştir (Calin, 2005, Lee, 2007).

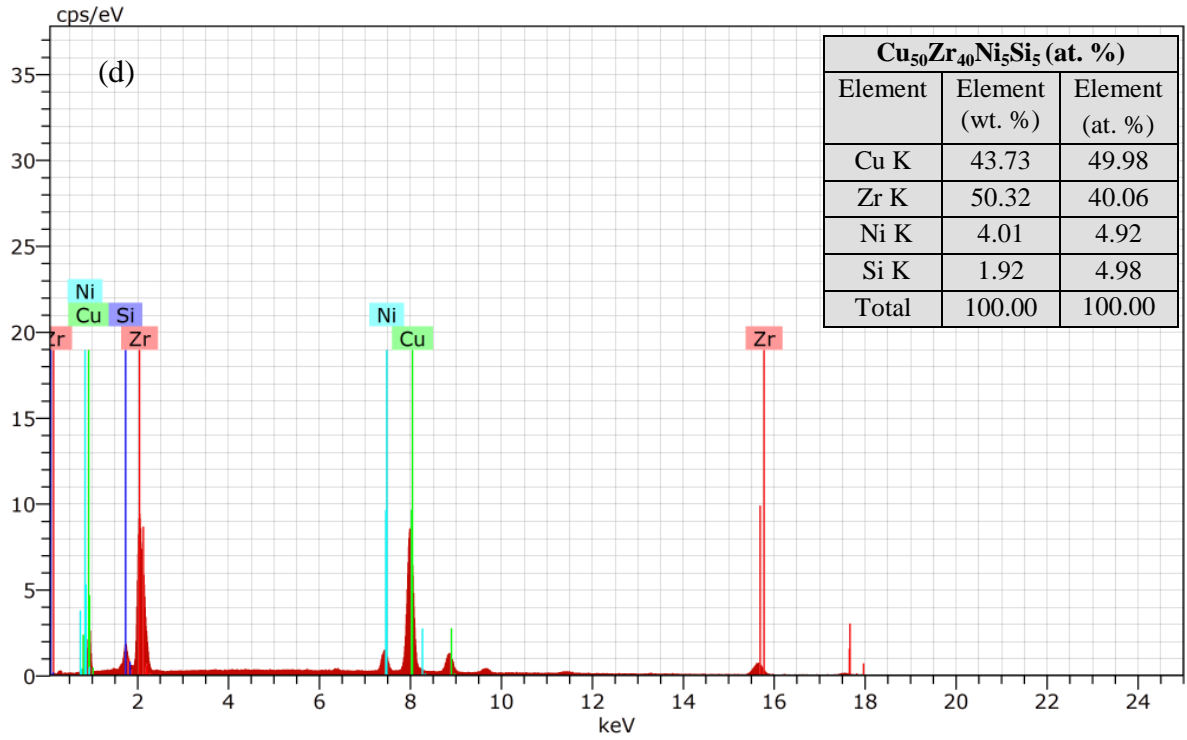
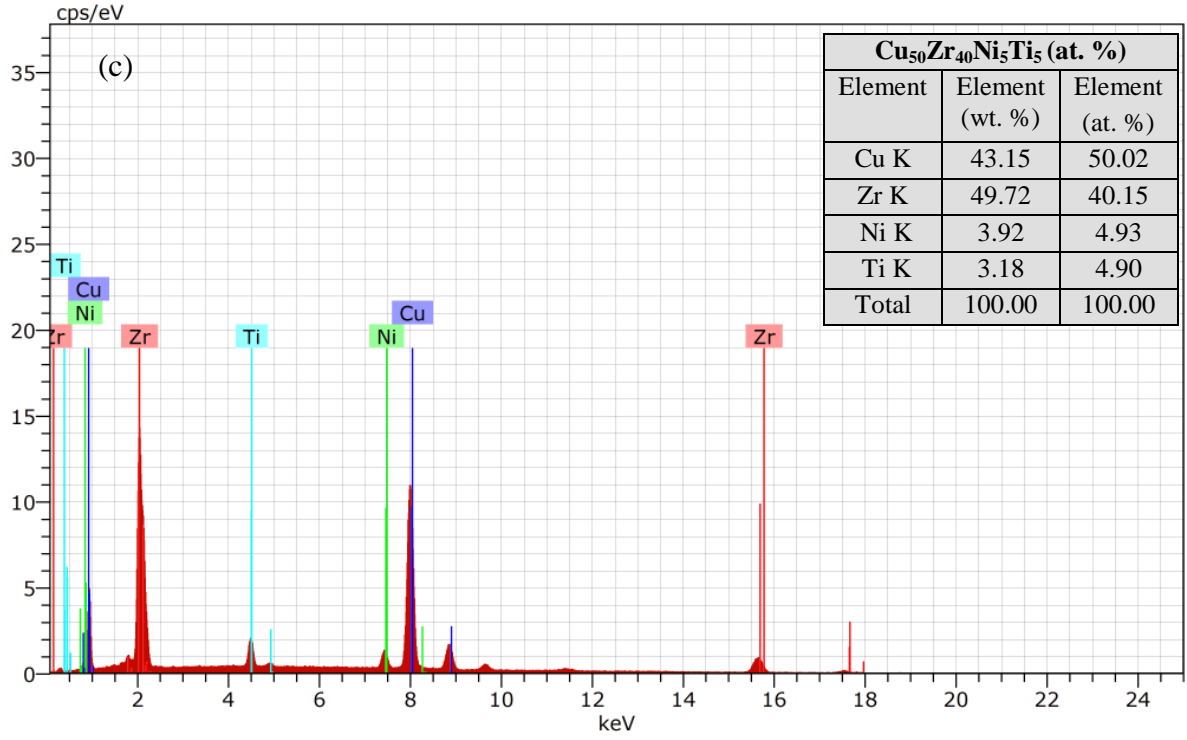


Şekil 4.49 ED ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) çubuk alaşımlarının SEM görüntüleri; a) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$; b) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$; c) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$; d) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$

4.3.3. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) çubuk alaşımlarının EDX analizleri

Emme döküm yöntemi ile üretilen çubuk alaşımların EDX analizlerinin yapılması kompozisyon homojenliği açısından önemlidir. Çünkü emme döküm işlemi sırasında farklı erime sıcaklığına sahip malzeme bileşenlerinde kayıplar söz konusu olabilir ve istenilen düzeyde homojen bir alaşım elde edilemeyebilir. Şekil 4. 50 $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) çubuk alaşımlarının EDX analiz sonuçlarını göstermektedir. Analiz sonuçları üretilen tüm çubuk alaşımların kompozisyon homojenliğini koruduğunu göstermektedir. EDX grafikleri üzerinde bulunan tablolar ise $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) çubuk alaşımlarının atomik olarak yüzde değerlerini doğrulamaktadır. Bu sonuçlar çubuk alaşımların istenilen kompozisyon homojenliğinde üretildiğini gösterir.

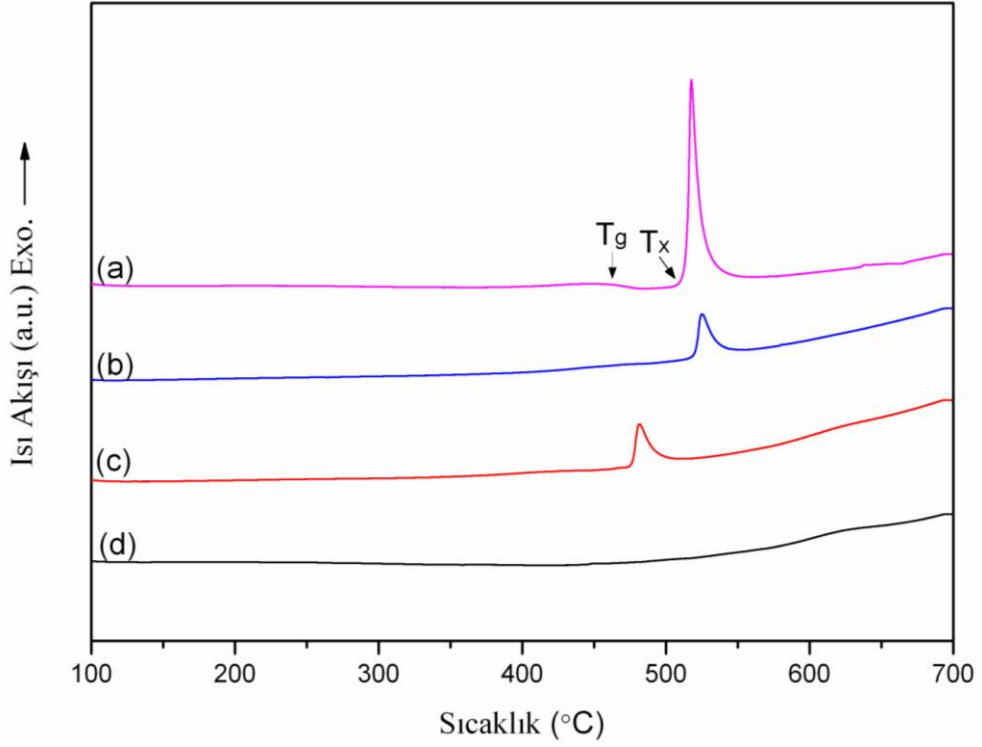




Şekil 4.50. ED ile üretilen Cu₅₀Zr₄₀Ni₅M₅ (M= Al, Y, Ti, Si) çubuk alaşımların EDX grafikleri; a) Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Al₅; b) Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Y₅; c) Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Ti₅; d) Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Si₅

4.3.4. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) çubuk alaşımlarının DSC analizleri

Emme döküm tekniği ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) çubuk alaşımların ısısal davranışları DSC ile incelendi. Çubuk alaşımların hepsi 20 °C/dakika ısıtma oranlarında ve 50 – 700 °C aralığında analiz edildi. Şekil 4. 51' de bu alaşımların DSC analiz sonuçları gösterilmektedir. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ alaşımı haricindeki çubuk alaşımlarının DSC sonuçlarından, belirgin ekzotermik bir pikin olduğu açık bir şekilde görülür. Şekil 4. 51a-c' den $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ çubuk alaşımlarının kristallenme sıcaklık değerleri (T_x) gözlenirken $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ alaşımının (4. 51d) herhangi bir pik vermediği tespit edilmiştir. Ayrıca $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$ çubuk alaşımının DSC analizinde camsı geçiş sıcaklığı olan T_g değeri de gözlenmiştir. Bu durumda $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ çubuk alaşımlarının DSC sonuçları XRD ve SEM' den elde edilen sonuçlarla uyumlu olarak amorf özellikler sergilediği rahatlıkla söylenebilir. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ çubuk alaşımının DSC analizinde T_g veya T_x gibi değerlerin gözlenmemesi alaşımın kristal yapıda olmasından kaynaklanmaktadır. DSC analizinden elde edilen T_g ve T_x değerleri Çizelge 4.6' da ayrıca listelenmiştir. Çizelge 4.6' dan görüldüğü gibi $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$ ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ çubuk alaşımlarının T_x kristallenme sıcaklık değerleri ve T_p pik sıcaklık değerleri birbirlerine çok yakındır. Böyle olması alaşımların benzer termal özellikler sergilediğini gösterir. Diğer taraftan $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ alaşımının T_x değeri ise diğerlerinden düşüktür. Dolayısıyla nispeten daha düşük T_x değerine sahip $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ alaşımının amorf yapısının, diğer çubuk alaşımlarından daha düşük sıcaklıklarda bozulacağı anlamına gelir. Bunlara ilave olarak emme döküm yöntemi ile üretilen çubuk alaşımların termal değerleri hızlı katılaştırma ile üretilen şerit alaşımların termal değerlerinden (Çizelge 4. 4) daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Bu durumda üretilen alaşımların ısısal özellikleri açısından değerlendirdiğimizde emme döküm tekniğinin daha avantajlı olduğu söylenebilir.



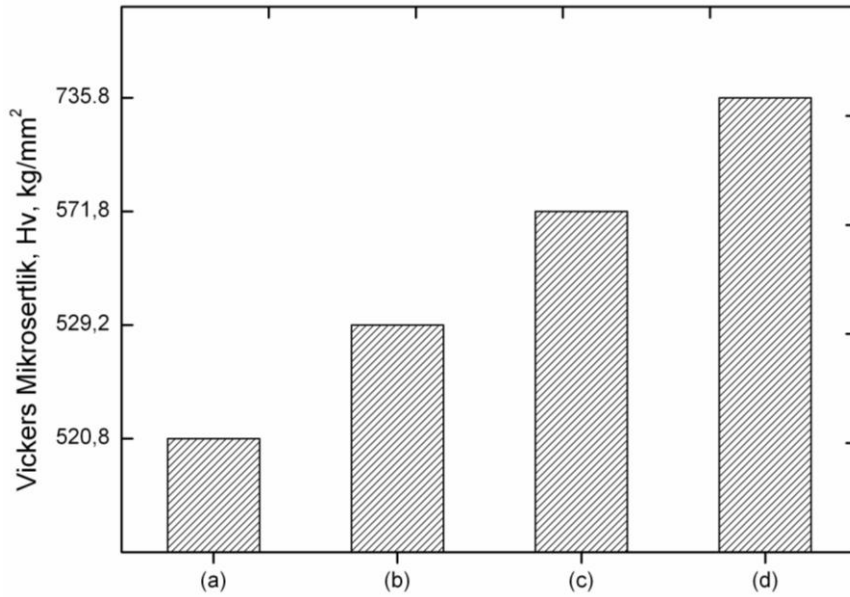
Şekil 4.51 ED ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ ($\text{M} = \text{Al}, \text{Y}, \text{Ti}, \text{Si}$) çubuk alaşımların DSC grafikleri; a) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$; b) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$; c) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$; d) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$

Çizelge 4.6. ED ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ ($\text{M} = \text{Al}, \text{Y}, \text{Ti}$) çubuk alaşımların termal değerleri

Alaşım	T_g (°C)	T_x (°C)	ΔT_x (°C)	T_p (°C)
$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$	450	514	64	518
$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$	-	518	-	523
$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$	-	476	-	481

4.3.5. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) çubuk alaşımlarının sertlik değerleri

$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) çubuk alaşımlarının Vickers mikrosertlik değerleri Şekil 4.52’de gösterilmektedir. Şekil 4.52’den görüleceği üzere en büyük sertlik değerine 735,8 (± 11) Hv değeri ile $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ alaşımı sahiptir. Bu değeri 571,8 (± 8) Hv ile $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ alaşımı, 529,2 (± 9) Hv ile $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$ alaşımı ve 520,8 (± 5) Hv ile en düşük sertlik değerine sahip $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ alaşımı takip etmektedir. Si elementinin yüksek sertlik değerinden dolayı çubuk alaşımlar içerisinde en yüksek sertlik değerine $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ alaşımı sahip olmuştur. Düşük sertlik değerlerinden dolayı Al ve Y elementlerinin alaşım kompozisyonlarına sertlik katkıları nispet az olmuştur. Diğer taraftan $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ çubuk alaşımının sertlik değeri, normal katılaşırma ile külçe olarak üretilen alaşımın sertlik değerinden (643,6 Hv) daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Üretim metotları açısından değerlendirildiğinde emme döküm yönteminin diğer üretim tekniğinden ($\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ alaşımı için) daha avantajlı olduğu görülmektedir.



Şekil 4.52. ED ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) çubuk alaşımların Vickers sertlik değerleri; a) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$; b) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$; c) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$; d) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$

4.4. Mekaniksel Alaşımlama İşlemi Sonuçları

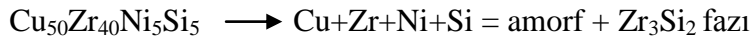
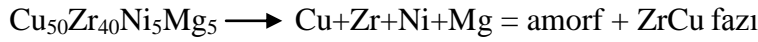
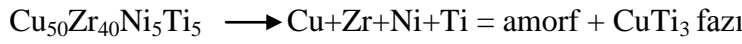
4.4.1. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Y, Ti, Mg, Si) toz alaşımlarının XRD analizleri

Mekaniksel alaşımlama tekniği ile alaşımlar toz halinde üretilmektedir. Normal katılaştırma, hızlı katılaştırma ve emme döküm tekniklerinde olduğu gibi herhangi bir eritme işlemi söz konusu değildir. Şekil 4. 53' de mekaniksel alaşımlama ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Y, Ti, Mg, Si) toz alaşımların XRD grafikleri görülmektedir. Bu grafiklere mekaniksel alaşımlama işlemine tabi tutulmayan (0 saat) elementsel tozların karışımı da eklenmiştir. Elementsel tozlardan yansıyan pikler grafikler üzerinde sembollerle gösterilmiştir. Şekil 4.53a-d' de XRD sonuçlarından görüleceği üzere tüm malzemelerin mekaniksel alaşımlama süreçleri birbirine benzemektedir.

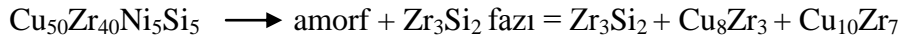
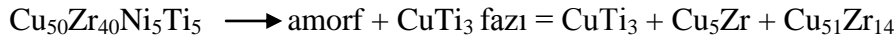
Mekaniksel alaşımlama işleminin ilk safhalarında (2 saat) Cu, Zr, Ni, Y, Ti, Mg ve Si elementsel tozlarından yansıyan pikler açık bir şekilde görülmektedir. 5 ve 10 saatlik alaşımlama işlemi sonrasında elementsel piklerin şiddetlerinin hızlı bir şekilde azaldığı ve büyük bölümünün kaybolduğu görülmektedir. Bu safhada $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ toz alaşımının XRD grafiğine bakılırsa (Şekil 4. 53a) elementsel tozların birbirleriyle reaksiyona girerek yeni kristal yapılı fazların oluştuğu açık bir şekilde görülür. Fakat $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ toz alaşımlarının 10 saatlik alaşımlama sonrasındaki XRD sonuçlarından (sırasıyla Şekil 4. 53b, Şekil 4. 53c ve Şekil 4. 53d) tüm elementsel piklerin reaksiyona girerek gözden kaybolduğu ve geriye amorf yapıların karakteristik özelliği olan $2\theta \approx 25^\circ-50^\circ$ arasında geniş kırınım pikleri bıraktığı gözlenmiştir. Bu geniş kırınım piklerine çok düşük yoğunluklu nanoyapılı kristal pikler eşlik etmektedir. Bu sonuçlar $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ toz alaşımlarının kısmi amorf yapıda olduğunu göstermektedir. Benzer bir çalışmada K. Tomolya ve ark, Cu-Zr-Al-Ni-Ti toz alaşımlarının 10 saatlik alaşımlama sonrasında kısmi amorf yapıya sahip olduğunu rapor etmiştir (Tomolya, 2015). Amorf yapı içerisinde gözlenen ve çok düşük yoğunluğa sahip olan fazlar $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ alaşımında CuTi_3 fazı, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ alaşımında ZrCu fazı ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ alaşımında ise Zr_3Si_2 fazı olarak tanımlanmıştır. Devam eden mekaniksel alaşımlama sürecinde (25 – 50 saat) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ toz alaşımının 10 saatlik alaşımlanması sonrasında elde edilen nanoyapılı fazlardan yansıyan piklerin daha belirgin ortaya çıktığı görülmektedir. Benzer bir durumu daha önce M. Slimi ve arkadaşları Cu-Fe-Ni toz alaşımlarının mekaniksel alaşımlama sürecinde de gözlemiştir (Slimi, 2014). 50 saatlik alaşımlama sonrasında elde yansıyan piklere ait fazlar $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ ve Cu_5Zr olarak

tanımlanmıştır ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ toz alaşımlarının XRD grafiği (Şekil 4.53a) üzerinde sembollerle gösterilmiştir. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ toz alaşımlarının XRD grafiklerinden (Şekil 4.53b-d) 25 – 50 saatlik mekaniksel alaşımlama sonrasında amorf fazların nanokristal fazlara dönüştüğü gözlenmektedir. Bu fazlar toz alaşımların XRD grafiklerinde sembollerle gösterilmiştir. Mekaniksel alaşımlama işleminde amorf fazdan kristal faza dönüşüm normal bir süreç olup daha önce benzer çalışmalarda rapor edilmiştir (Tomolya, 2015). Bu durumda $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ toz alaşımlarında meydana gelen reaksiyonu iki safhada özetlemek mümkündür. Bunlar;

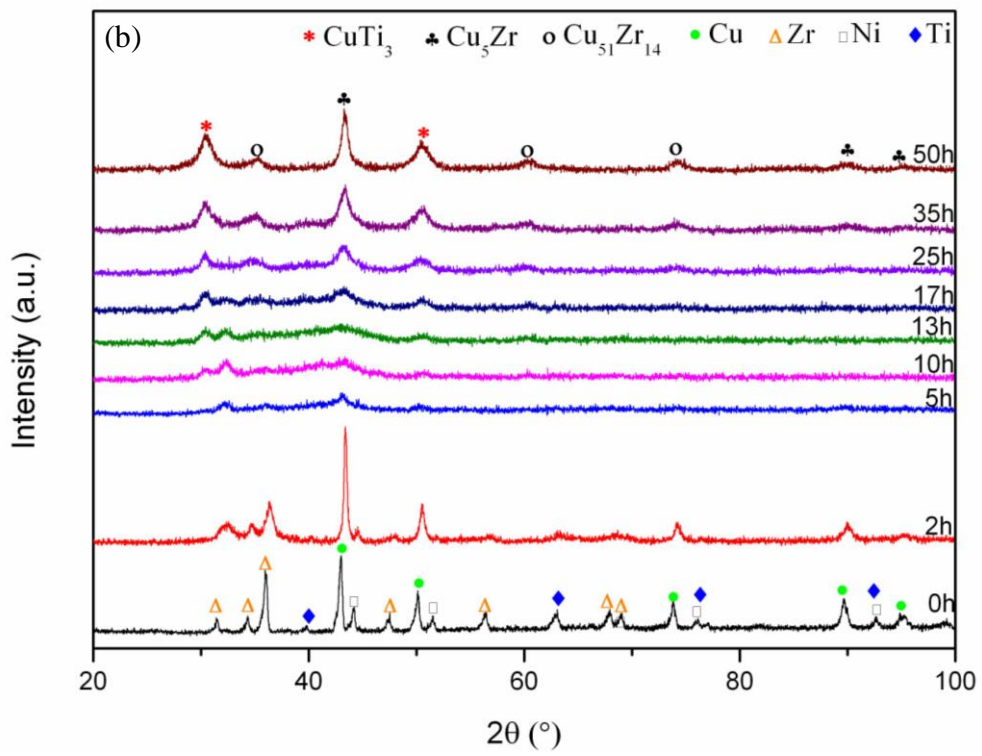
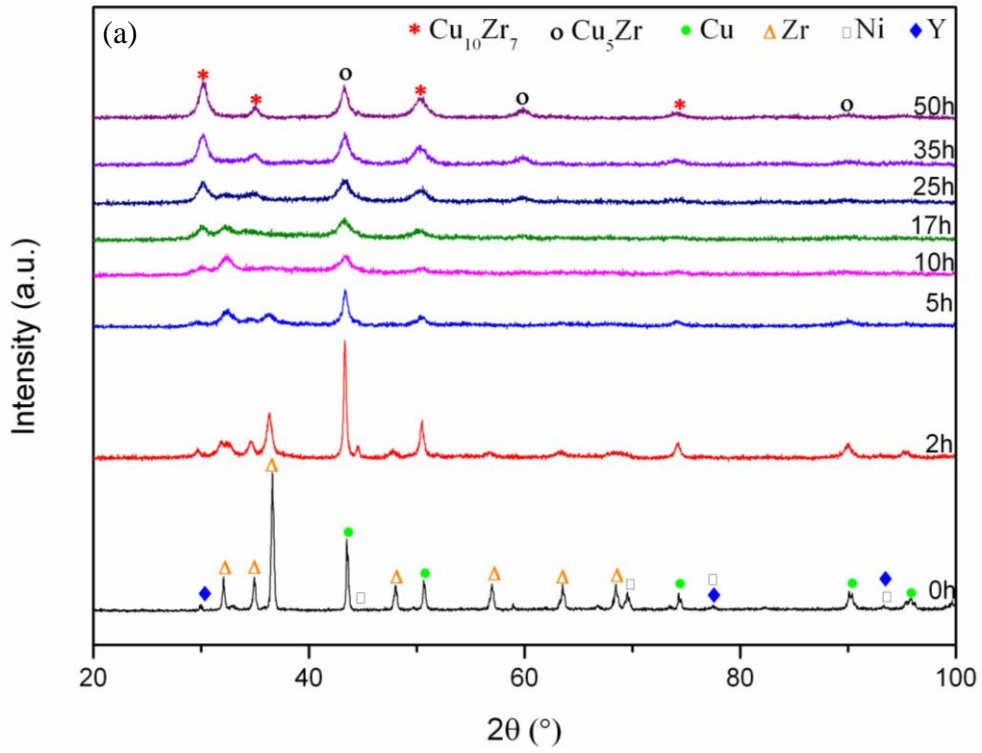
I. Safha – 10 saatlik öğütme sonrası

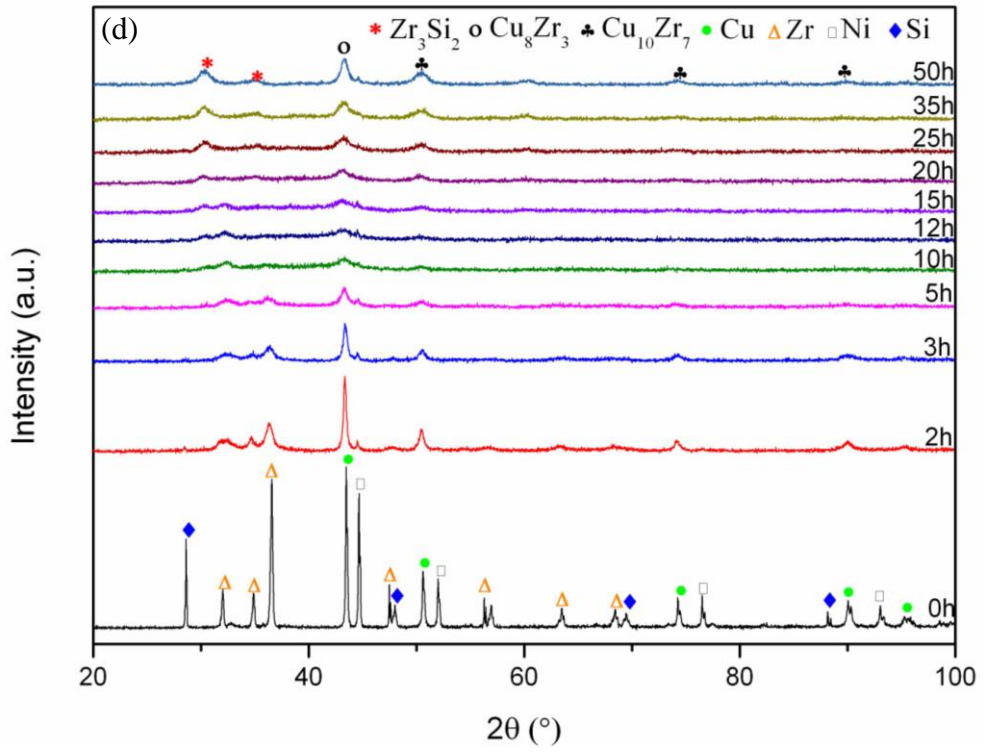
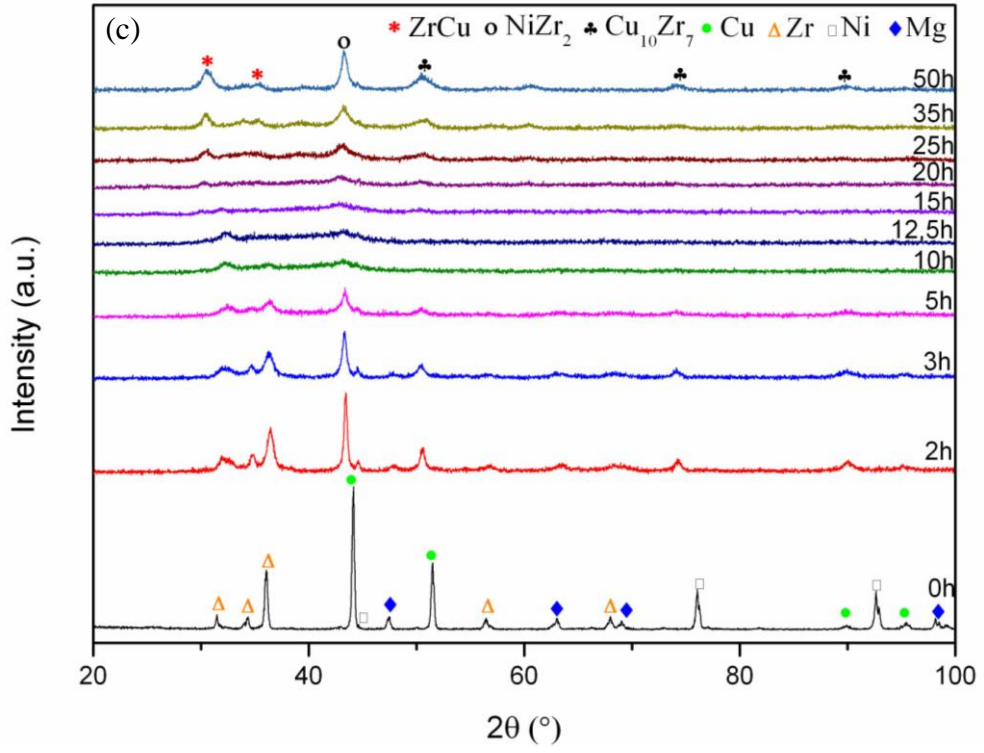


II. Safha – 50 saatlik öğütme sonrası



I. Safhada 10 saatlik alaşımlama sonrasında elementsel tozlar reaksiyona girerek amorf ve ona eşlik eden intermetalik fazlara dönüşmektedir. II. Safhada ise amorf yapı bilye toz çarpışmalarının devamı sonucunda bozularak farklı intermetalik fazlara dönüşmektedir. I. safhada gözlenen intermetalik fazlar ise herhangi bir değişime uğramaksızın II. safhada da gözlenmektedir. Bunlara ilave olarak mekaniksel alaşımlama işleminin başından itibaren XRD piklerinin yoğunluklarında düşüş ve genişleme gözlenmiştir. Bunun sebebi toz alaşımların yoğun bir şekilde maruz kaldığı deformasyondur. Bu süreç içerisinde toz parçacıklarında birbirini tekrar eden kırılmalar ve soğuk kaynaşmalar meydana gelir. Bundan dolayı parçacıkların boyutları da düşer ve tane sınırlarını azalır (Kursun, 2015; Slimi, 2014; Suryanarayana, 2001). Böyle olması alaşımların kompozisyon homojenliğini artırması açısından olumlu bir durumdur.



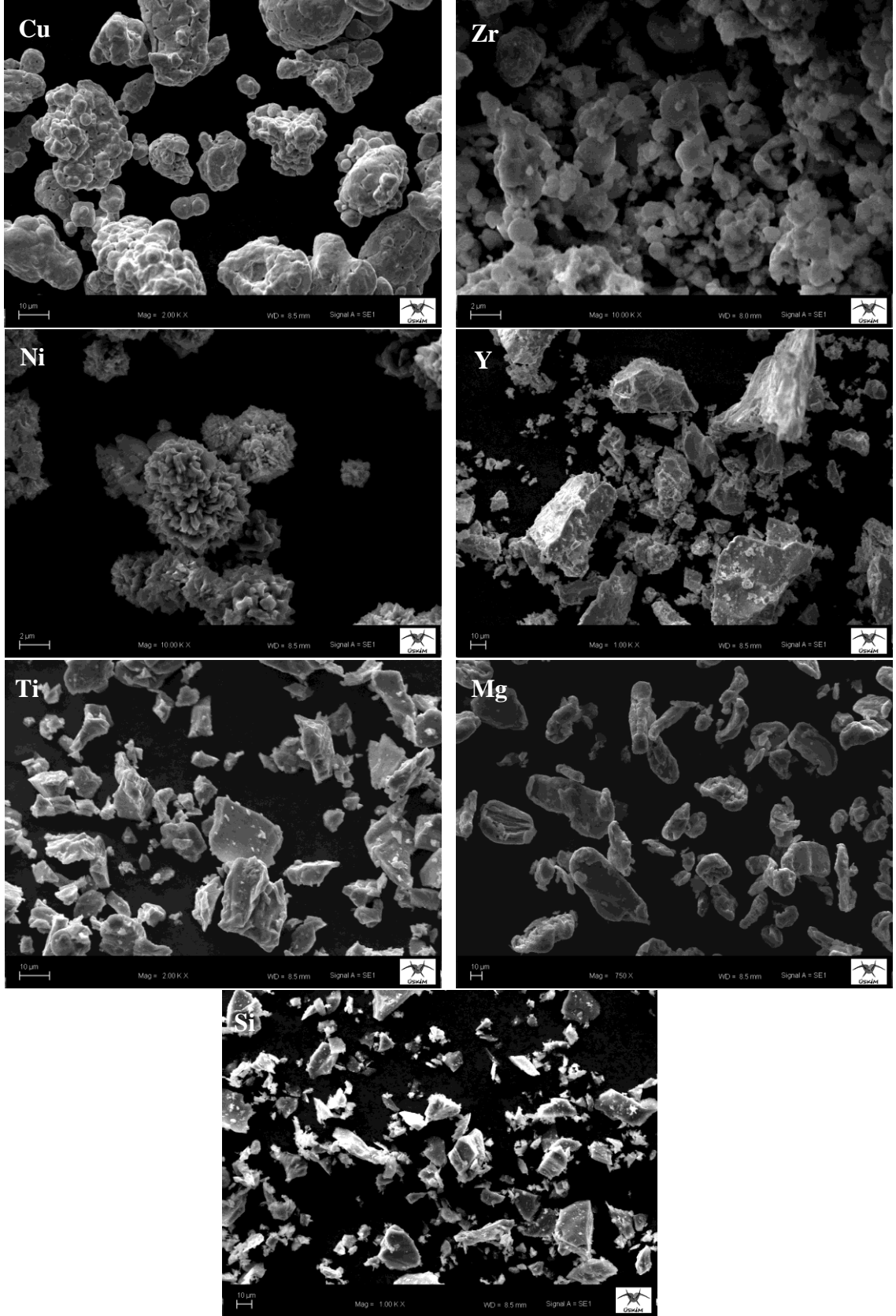


Şekil 4.53. MA ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ ($\text{M} = \text{Y}, \text{Ti}, \text{Si}, \text{Mg}$) toz alaşımların XRD grafikleri; a) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$; b) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$; c) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$; d) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$

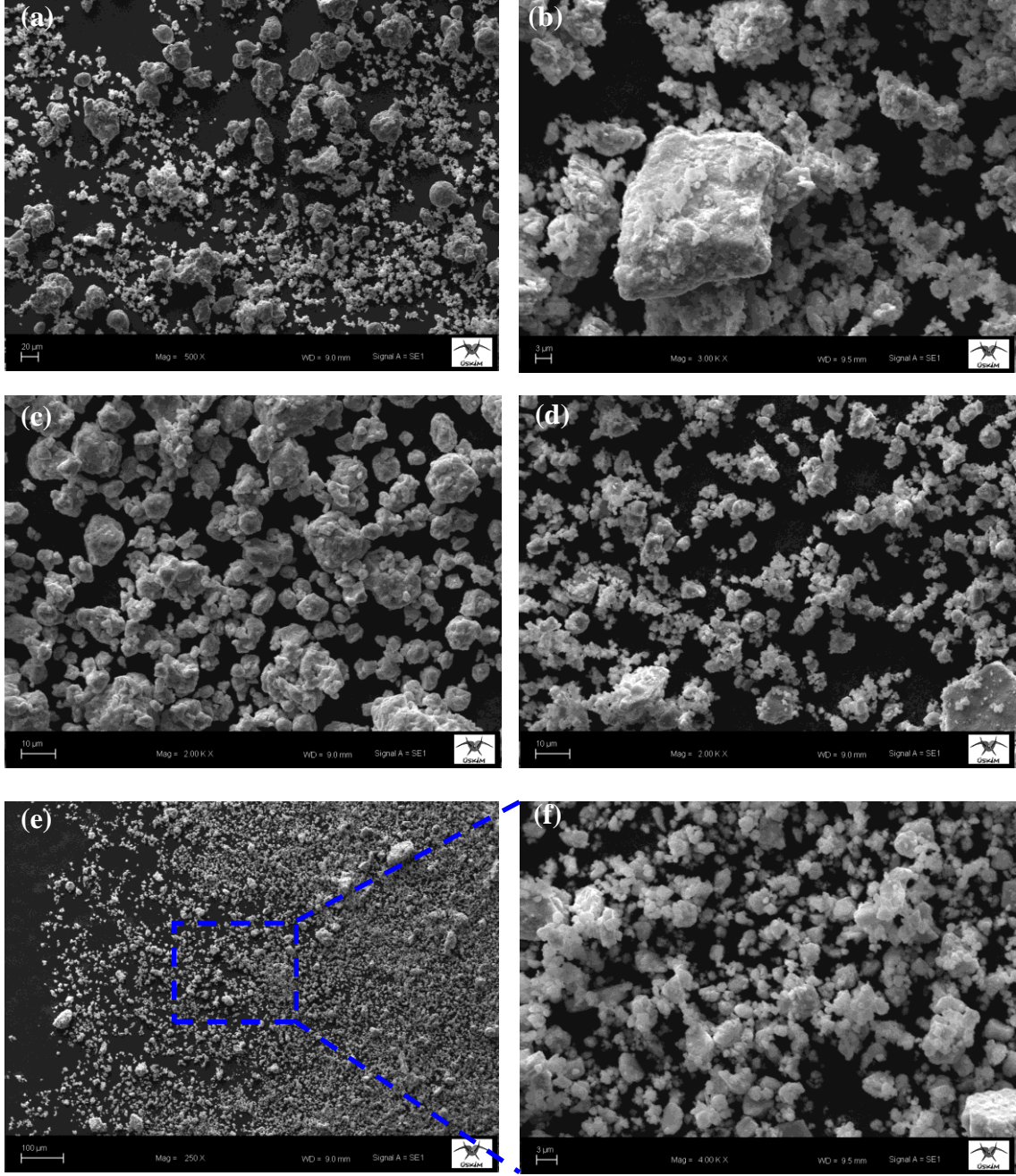
4.4.2. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Y, Ti, Mg, Si) toz alaşımlarının SEM görüntüleri

$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Y, Ti, Mg, Si) toz alaşımlarının mekaniksel alaşımlama işlemi süresince morfolojik özelliklerinde ve parçacık boyutlarında meydana gelen değişim SEM ile incelenmiştir. Şekil 4.54 ' de alaşımlama işlemine tabi tutulmayan Cu, Zr, Ni, Y, Ti, Mg ve Si başlangıç elementsel tozlarının SEM fotoğrafları görülmektedir. Farklı Őekillere sahip elementsel tozların boyutları 10 – 44 μm aralığındadır. Şekil 4. 55-58, 50 saate kadar alaşımlama işlemine tabi tutulan $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Y, Ti, Mg, Si) toz alaşımlarının SEM fotoğraflarını göstermektedir. Alaşımlama işleminin ilk safhasında tozların birbirleri ile ve bilyelerle çarpışması sonucu elementsel tozlar deformasyona uğrar. Yoğun deformasyon sonucunda, tüm toz alaşımlarının 2 saatlik alaşımlama görüntülerinden (Şekil 4.55b-58b); başlangıç tozlarının morfolojik yapılarının bozulduğu, birbirlerine yapıştığı ve kümeleşmeye başladığı görülmektedir. Bu safhadaki alaşımlama işlemi soğuk kaynaklanma olarak tanımlanır (Suryanarayana, 2004). Toz parçacıkları bu safhada reaksiyona girmez. Bu durumu $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Y, Ti, Mg, Si) toz alaşımlarının XRD grafikleri de (Şekil 4. 53) doğrulamaktadır. Soğuk kaynaklanmanın etkisi ile toz parçacıkları belli bir büyüklüğe kadar ulaşır. Bu süreçte oluşan enerji, kümeleşen toz parçacıklarını parçalanmaya zorlar. Bunun neticesinde kırılmalar meydana gelir. Bu durum kırılma veya parçalanma (fracturing) olarak tanımlanır (Suryanarayana, 2001). Tekrar eden kırılmalar sonucunda toz alaşımlar reaksiyona girmeye başlar. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Y, Ti, Mg, Si) toz alaşımlarının 10 saatlik alaşımlama sonrası görüntüleri (Şekil 4.55c-58c) reaksiyonun oluştuğunu göstermektedir. Şekil 4.55c-58c' den grldği gibi toz parçacıklarının boyutları düşmüş ve çok daha homojen bir görünüme kavuşmuştur. Mekaniksel alaşımlamanın bu safhasında daha önce XRD sonuçlarında da tespit edildiği gibi elementsel tozlar reaksiyon sonucu $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ alaşımında nano yapılı farklı intermetalik fazları oluştururken, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ tozları ise düşük yoğunluklu intermetalik faz içeren amorf yapıya dönüşmektedir. Benzer değişim ve dönüşüm safhaları önceki çalışmalarda da gözlenmiştir (Tomolya, 2015). 35 saatlik alaşımlama işleminden sonra (Şekil 4.55d-58d) SEM fotoğraflarındaki ölçek çubuklarından da görüldü gibi toz parçacıklarının boyutları daha fazla dşmştir. Alaşımlamanın son safhasında (Şekil 4.55e-58e - 50 saat) ise toz parçacıklarının deformasyon sonucu oluşan kırılma süreçlerini tamamladığı ve parçacık boyutunun en düşük seviyeye geldiği gözlenmektedir. Aynı zamanda alaşımlama sürecini tamamlayan toz parçacıkları oldukça homojen bir yapıya sahiptir. Başlangıçta farklı Őekillere sahip

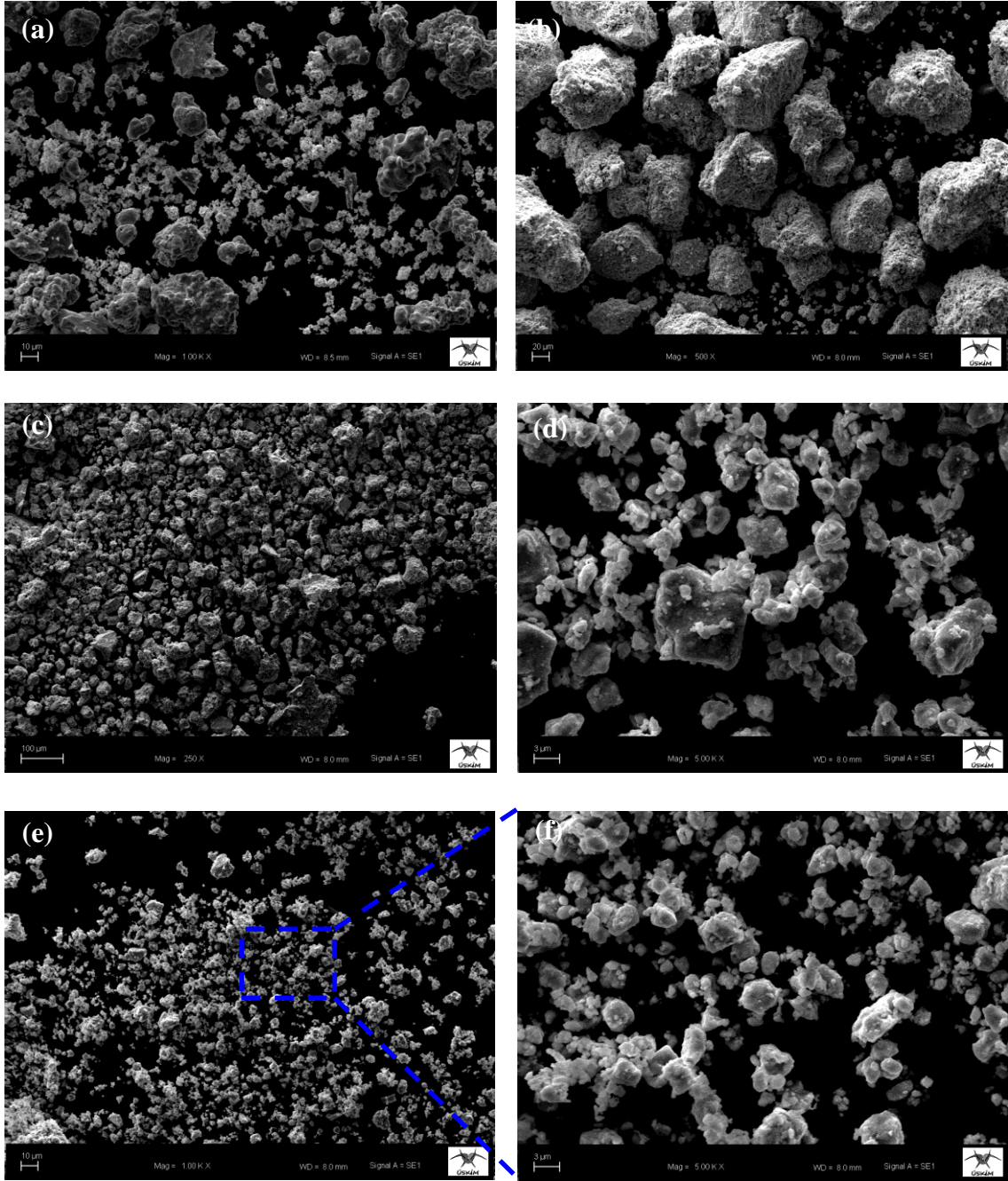
tozların genel olarak küresel bir yapıya dönüştüğü görülmüştür. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Y, Ti, Mg, Si) toz alaşımlarının 50 saatlik alaşımlama sürecinden sonra parçacık boyutlarının 1 μm ' nin altına kadar düştüğü tespit edilmiştir. Parçacık boyutunun düşmesi toz alaşımların tane ve kristal boyutlarının da düşmesi anlamına gelmektedir. XRD verileri ile elde edilen kristal boyutu analizinde üretilen toz alaşımların nanokristal olduğu tespit edilmiştir. Mekaniksel alaşıma işleminin diğer üretim tekniklerine göre en avantajlı yanlarından birisi yoğun çarpışmalar ve deformasyon sonucu tozların tane ve kristal boyutlarının rahatlıkla düşerek nano yapıyı oluşturmasıdır. Diğer üretim tekniklerinde nano yapıyı elde etmek için kontrollü ısıtma ve soğutma işlemleri gereklidir. Bu da nanokristal yapının elde edilmesini zorlaştırır. Mekaniksel alaşımlama işleminde alaşımlama süresi kontrol altında tutulabildiği için nano boyutta malzemeleri üretmek daha kolaydır.



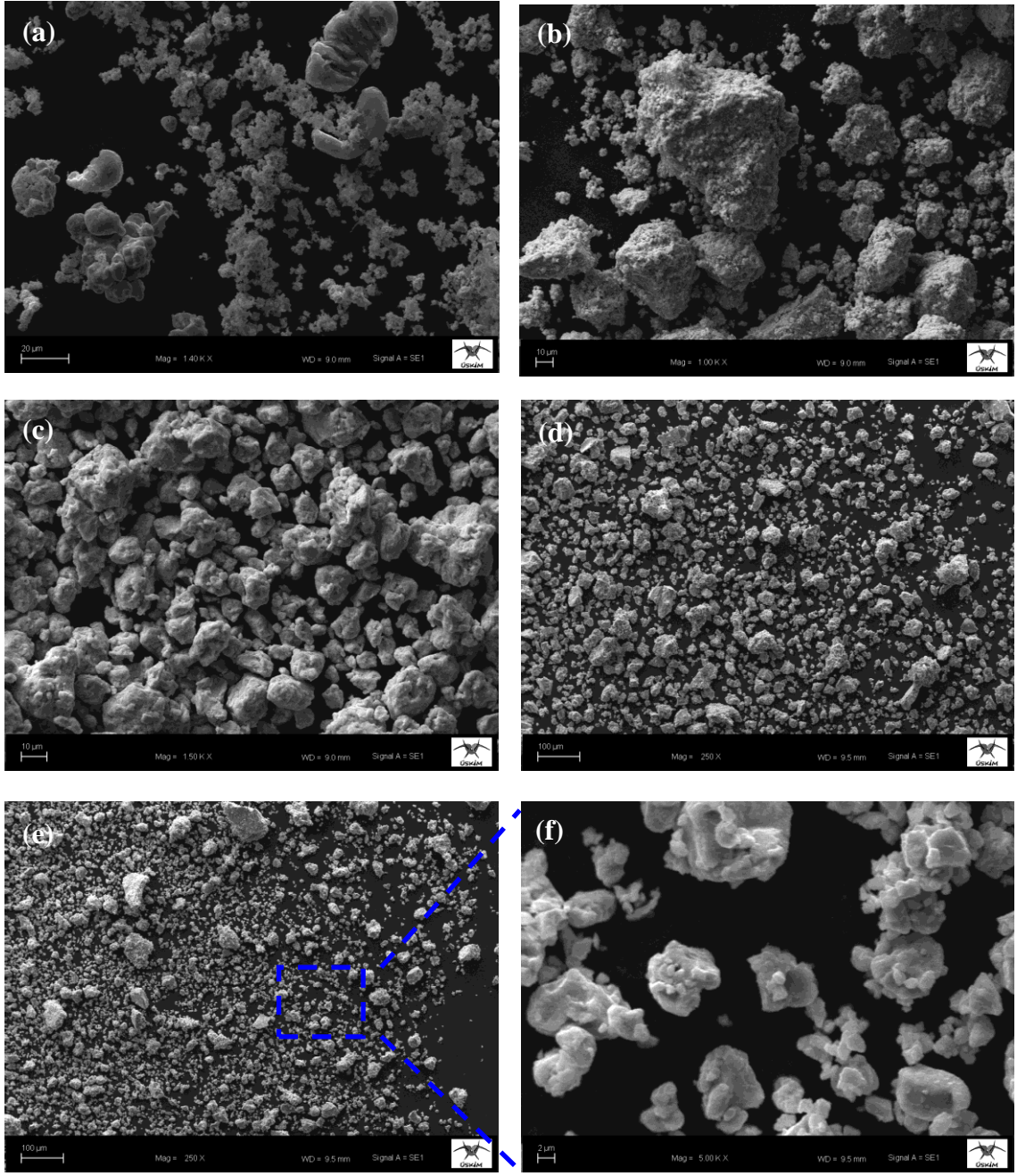
Şekil 4.54. MA işleminde kullanılan elementel tozlar



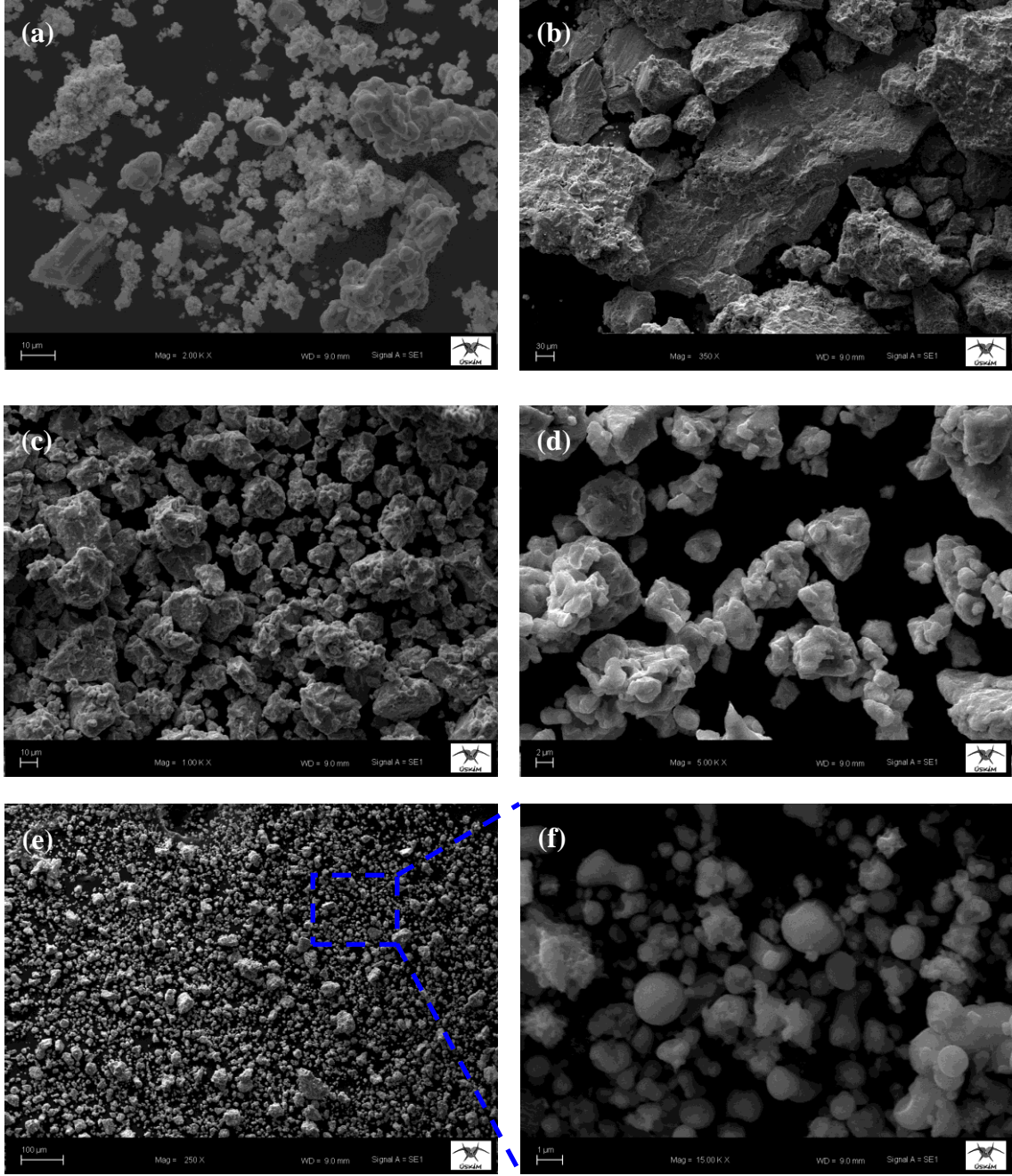
Şekil 4.55. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ toz alaşımlarının farklı alaşımlama zamanlarından sonraki SEM görüntüleri; (a) 0 saat, (b) 2 saat, (c) 10 saat, (d) 35 saat, (e) 50 saat ve (f) 50 saatlik öğütme için daha yakın bir görüntü.



Şekil 4.56. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ toz alaşımlarının farklı alaşımlama zamanlarından sonraki SEM görüntüleri; (a) 0 saat, (b) 2 saat, (c) 10 saat, (d) 35 saat, (e) 50 saat ve (f) 50 saatlik öğütme için daha yakın bir görüntü.



Şekil 4.57. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ toz alaşımlarının farklı alaşımlama zamanlarından sonraki SEM görüntüleri; (a) 0 saat, (b) 2 saat, (c) 10 saat, (d) 35 saat, (e) 50 saat ve (f) 50 saatlik öğütme için daha yakın bir görüntü.

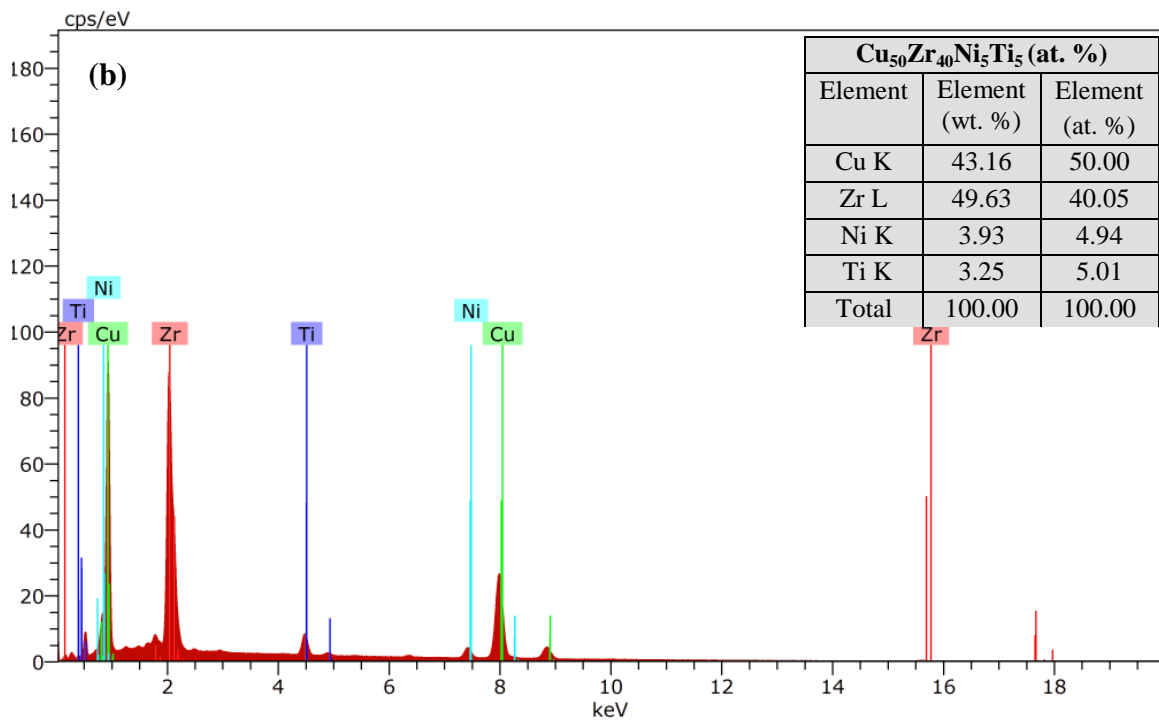
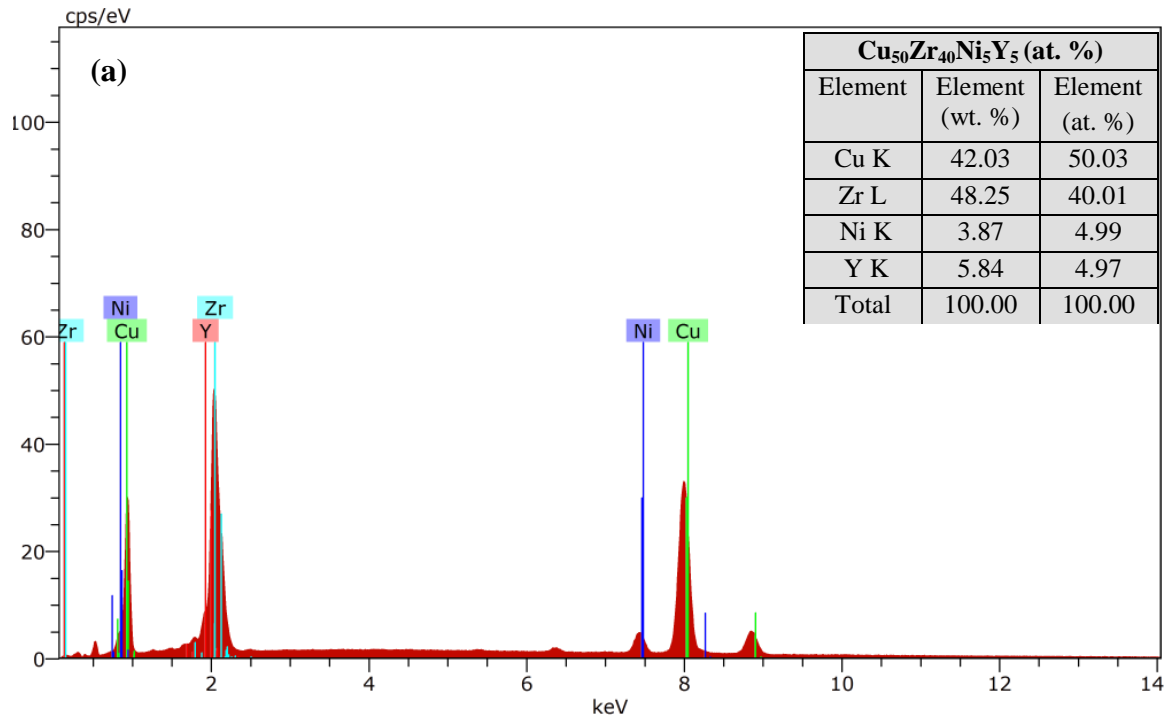


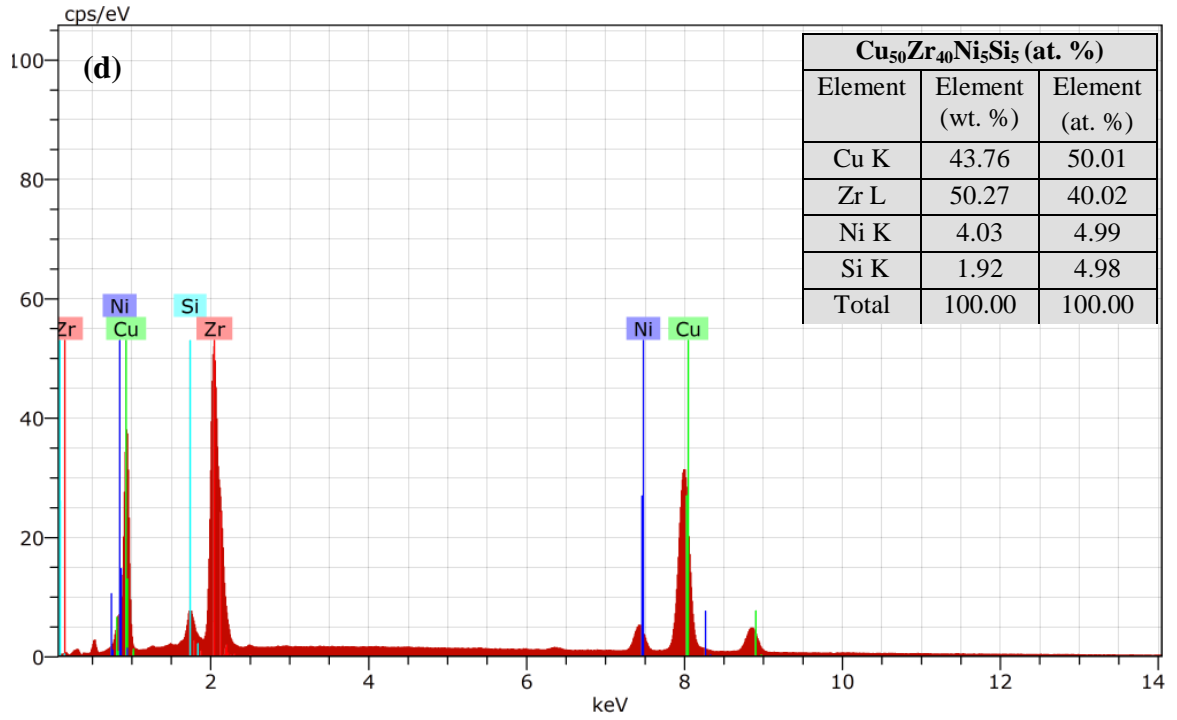
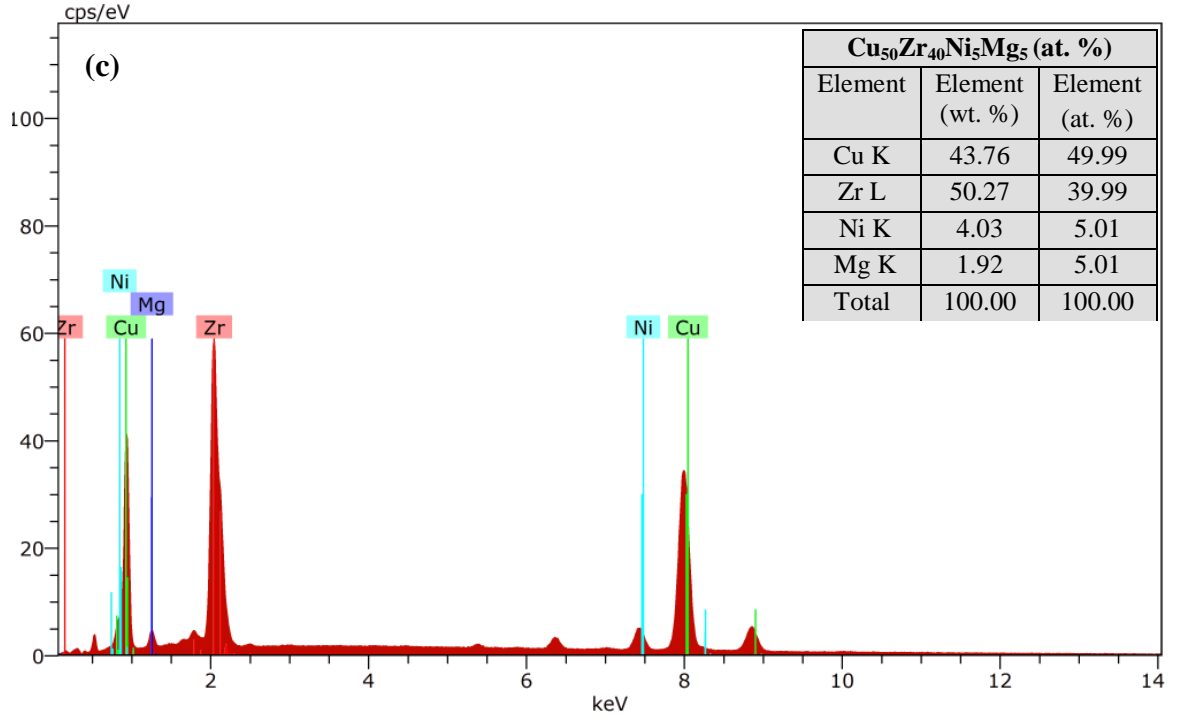
Şekil 4.58. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ toz alaşımının farklı alaşımlama zamanlarından sonraki SEM görüntüleri; (a) 0 saat, (b) 2 saat, (c) 10 saat, (d) 35 saat, (e) 50 saat ve (f) 50 saatlik öğütme için daha yakın bir görüntü.

4.4.3. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Y, Ti, Mg, Si) toz alaşımlarının EDX analizleri

Daha önceki üretim tekniklerinde olduğu gibi mekaniksel alaşımlama metodunda da üretilen toz alaşımların kompozisyon homojenliği çok önemlidir. Normal katılaştırma, hızlı katılaştırma ve emme döküm yöntemlerinde alaşımların üretimi sırasında yüksek sıcaklıklara çıkılması gereklidir. Böyle olması erime sıcaklık farkları yüksek olan alaşım bileşenlerinin homojen olarak üretilmesini zorlaştırmaktadır. Çünkü erime noktası yüksek bir bileşen için verilen ısı enerjisi düşük erime noktasına sahip diğer bileşeni buharlaştırabilir. Bu durumda istenilen kompozisyon değerlerinde homojen bir alaşım üretmek zorlaşır ve elde edene kadar tekrar eden denemeler gerektirebilir. Fakat mekaniksel alaşımlama da malzeme üretimi için herhangi bir eritme işlemine gerek duyulmaz. Alaşım bileşenlerinin erime sıcaklık farkları toz metalürjisinde önemli değildir. Çünkü alaşımlama süreci elementsel tozların birbirleriyle ve bilyelerle çarpışması sonucu gerçekleşir. Hatta mekaniksel alaşımlama işleminde sıcaklık artışı istenmeyen bir durumdur. Ayrıca diğer tekniklerde saf metallerin eritilmesi için oldukça yüksek enerji harcanmaktadır. Bu üretilcek alaşımların maliyetini de artırır.

Bir örnek olarak $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ alaşımını ele alabiliriz. Bu alaşımın üretiminde alaşım bileşenlerinin erime sıcaklık farklarının yüksek olmasından dolayı normal katılaştırma, hızlı katılaştırma ve emme döküm metotlarında zorluklar yaşanmıştır. Mg elementinin erime ve kaynama sıcaklıkları sırasıyla 650 °C ve 1090 °C'dir. Zr elementinin erime sıcaklığı ise 1855 °C'dir. Zr elementini eritmek için verilmesi gereken sıcaklık değerinde Mg kısa süre içerisinde buharlaşmaktadır. Bu yüzden $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ alaşımı birkaç defa farklı denemelerin ardından normal katılaştırma ve hızlı katılaştırma ile zorlukla üretilbilmişken emme döküm ile hiç üretilenemiştir. Bu metotlarda kompozisyon homojenliği de zorlukla sağlanmıştır. Fakat mekaniksel alaşımlama da alaşım bileşenlerine herhangi bir ısıl işlem uygulanmadığı için $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ alaşımı rahatlıkla üretilmiştir. Toz alaşımın kompozisyon homojenliği ise oldukça yüksektir. Bu homojenlik hem $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ alaşımı hem de $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ toz alaşımları için Şekil 4.59'da gösterilmektedir. Şekil 4.59a-d üzerindeki tablolar istenilen kompozisyon oranlarına oldukça yakın değerlerle ulaşıldığını doğrulamaktadır.





Şekil 4.59. MA ile üretilen toz alaşımların EDX grafikleri a) Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Y₅; b) Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Ti₅; c) Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Mg₅; d) Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Si₅

4.4.4. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Y, Ti, Mg, Si) toz alaşımlarının kristal boyutu ve örgü gerinimi

Bilindiği gibi amorf ve nanokristal malzemelerin mekaniksel ve fiziksel özellikleri faz kimyası, parçacık ve kristal boyutu ve benzeri mikro yapısal parametrelere bağlıdır. Bu parametrelerden bazılarını X-ışını kırınımı (XRD) teknikleri ile analiz etmek mümkündür (Gogebakan, 2014). Toz alaşımların mikro yapısal parametrelerinden olan kristal boyut ve mikro gerinim Williamson–Hall, Halder–Wagner, Scherrer analysis, Warren–Averbach ve Rietveld refinement gibi farklı teknikler yardımı ile belirlenebilir (Khoskhoo, 2011; Abdoli, 2008; Ghosh, 2008, Torrens-Serra, 2012). Bu teknikler içinde araştırmacılar arasında en fazla kullanılan ve doğru sonuçlar veren yöntem Scherrer analizidir. Daha önce yapılan çalışmalarda Scherrer analizinin diğer tekniklerle de uyum içirişinde olduğu rapor edilmiştir (Kursun, 2015; Pourghahramani, 2006).

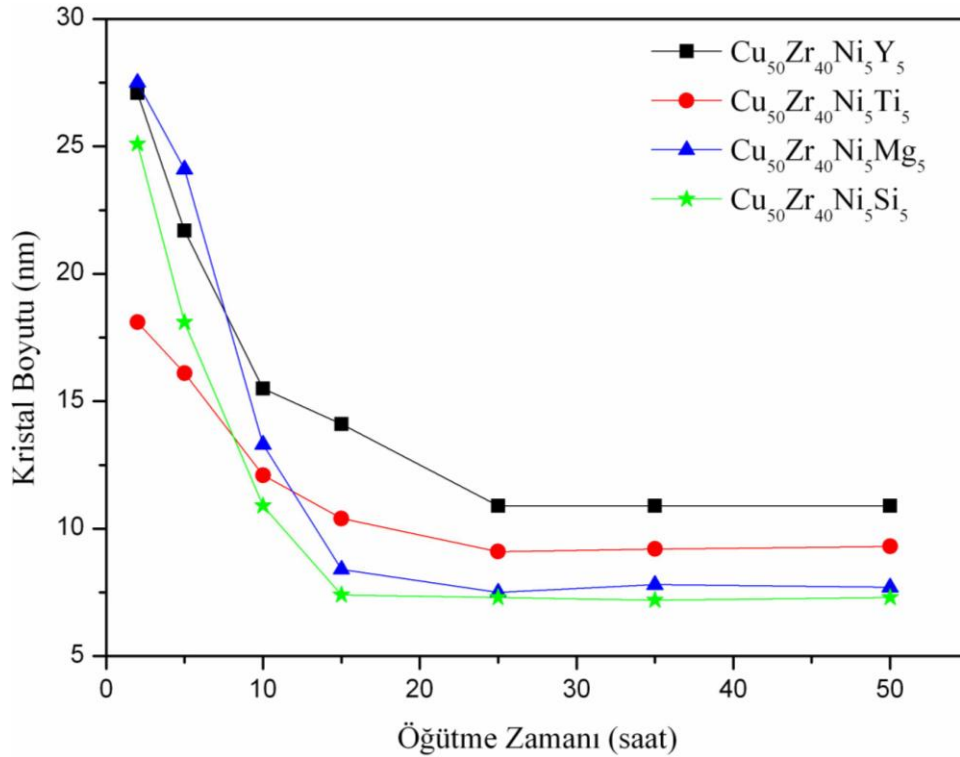
$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Y, Ti, Mg, Si) toz alaşımlarının kristal boyutu analizi Debye Scherrer eşitliği kullanılarak hesaplanmıştır. Bu eşitlik aşağıdaki gibi gösterilmektedir (Suryanarayana, 1998):

$$D = \frac{0.9\lambda}{\beta \cos \theta} \quad (4.2)$$

Burada; D ortalama kristal boyutunu, λ X-ışını dalga boyunu ($\lambda_{\text{CuK}\alpha} = 0.154056$ nm) ve θ pikin yansıma açısını temsil etmektedir. β ise pikin yarı yükseklikteki tam genişlik değeridir (FWHM).

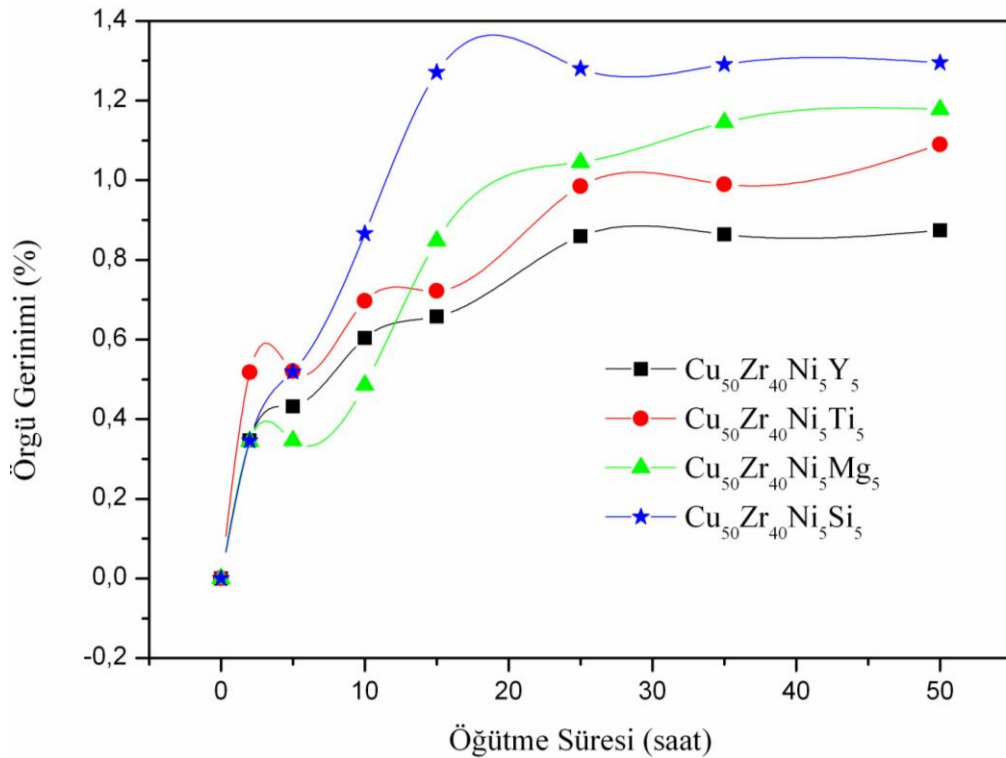
şekil 4. 60' da toz alaşımların artan alaşımlama süresiyle birlikte kristal boyutundaki değişim gösterilmiştir. şekil 4. 60' dan görüleceği üzere 10 saatlik alaşımlamadan sonra tozların kristal boyutları keskin bir şekilde düşmüştür. Bu safhada $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ toz alaşımların kristal boyutları sırasıyla 15,5 nm, 12,1 nm, 13,3 nm ve 10,9 nm dir. 15 saatlik alaşımlama sonrasında ise $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ alaşımların kristal boyutları sırasıyla 14,1 nm, 10,4 nm, 8,4 nm ve 7,4 nm olarak hesaplanmıştır. Artan alaşımlama süresi (25 saat) ile toz alaşımların kristal boyutları düşmeye devam etmektedir. Fakat 25 saatlik alaşımlamadan sonra 50 saate kadar devam eden mekaniksel alaşımlama sürecinde toz alaşımların kristal boyutlarında önemli bir değişim gözlenmemektedir.

Bu süreçte $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ toz alaşımların kristal boyutları sırasıyla $\sim 10,9$ nm, $\sim 9,3$ nm, $\sim 7,7$ nm, $\sim 7,2$ nm olarak belirlenmiştir. Toz alaşımlarının 25-50 saatlik alaşımlama sürecindeki kristal boyutlarının değişmemesi tekrar eden kırılma (fracturing) işleminin dengeye ulaştığını göstermektedir (Kursun, 2015). Diğer taraftan aynı üretim süreçlerine tabi olmalarına rağmen toz alaşımların kristal boyutlarına baktığımızda $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ alaşımının en düşük kristal boyutu değerine sahip olduğu görülmektedir. Bu Cu-Zr-Al üçlü alaşım sistemine % 5 oranında dahil edilen Y, T, Mg ve Si elementlerinin, alaşımların diğer özelliklerini (faz, sertlik v.b.) değiştirdiği gibi kristal boyutunu da değiştirdiğini göstermektedir. Diğer taraftan $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ alaşımının en düşük kristal boyutuna sahip olması, yüksek sertlik değerine sahip olan Si elementinin toz parçacıkların kırılmalarına ve deformasyonuna ekstra katkı sağladığında dolaylı olduğu düşünülmektedir.



Şekil 4.60. MA ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Y, Ti, Mg, Si) toz alaşımların artan artan alaşımlama süresiyle birlikte kristal boyutundaki değişim.

$Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Y, Ti, Mg, Si) tozlarının alaşımlama süresiyle birlikte örgü gerinimindeki değişimleri Şekil 4.61’de gösterilmektedir. Şekil 4.61’ den görüleceği üzere artan öğütme süresiyle birlikte tüm toz alaşımların örgü gerinimleri (ϵ) artmaktadır. Bu artış mekaniksel alaşımlama metodu ile elde edilen metalik alaşımlar için doğal bir durumdur (Suryanarayana, 2004). Çünkü alaşımlama sırasında toz parçacıkları sürekli devam eden soğuk kaynaklanma (cold-welding) ve kırılmalardan (fracturing) dolayı belirli bir enerjiyi birikir. Bu da örgü gerinimini artırır. Ayrıca devam eden alaşımlama sürecinde tozların bilyeler tarafından maruz kaldığı darbe etkisi de örgü gerinimini artıran bir diğer faktördür. Toz alaşımların kristal boyutun artan öğütme süresiyle düştüğü fakat 25 saatlik öğütmeden sonra değişimin olmadığı Şekil 4.60’da gözlenmişti. Örgü geriniminde de benzer şekilde 25 saatlik alaşımlama sürecinde belirli bir artış gözlenirken, sonraki alaşımlama sürecinde ise büyük bir değişim gözlenmemektedir. Benzer bir sonuca A. Kumar ve arkadaşları Cu-20 wt.% Mo tozlarının mekaniksel alaşımlama sürecinde de ulaşmıştır (Kumar, 2015) . Bunlara ilave olarak Şekil 4.61’de en büyük örgü geriniminin $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Si_5$ alaşımına ait oldu görülmektedir. Bunu sırasıyla $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Mg_5$, $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$ ve $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Y_5$ alaşımları takip etmektedir.



Şekil 4.61. MA ile üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Y, Ti, Mg, Si) toz alaşımlarının artan öğütme süresiyle örgü gerinimlerindeki değişim.

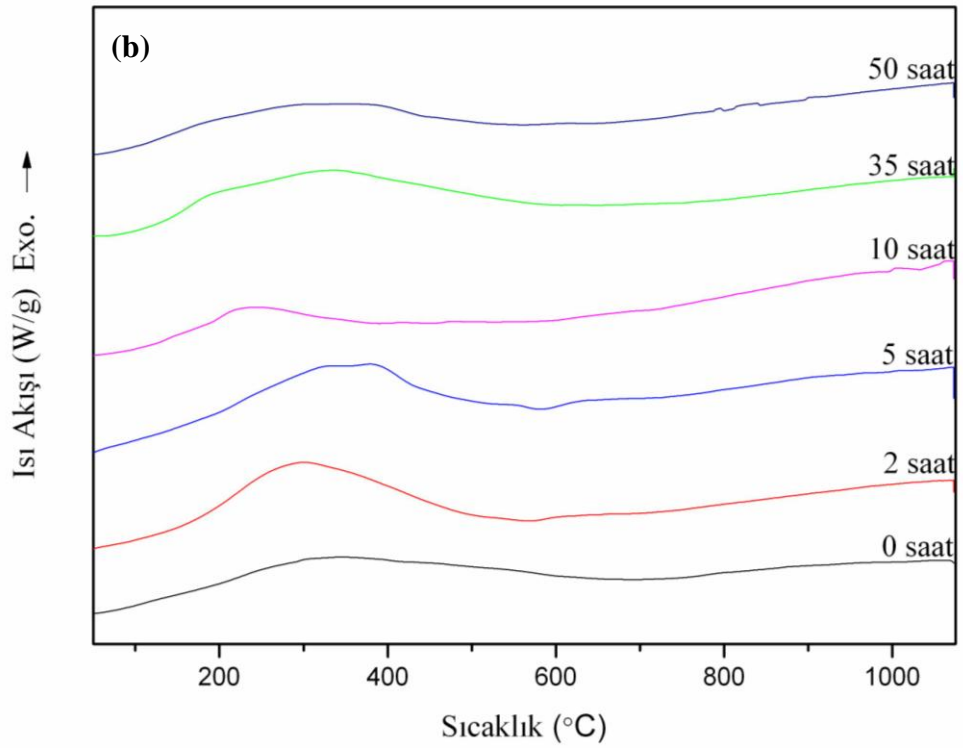
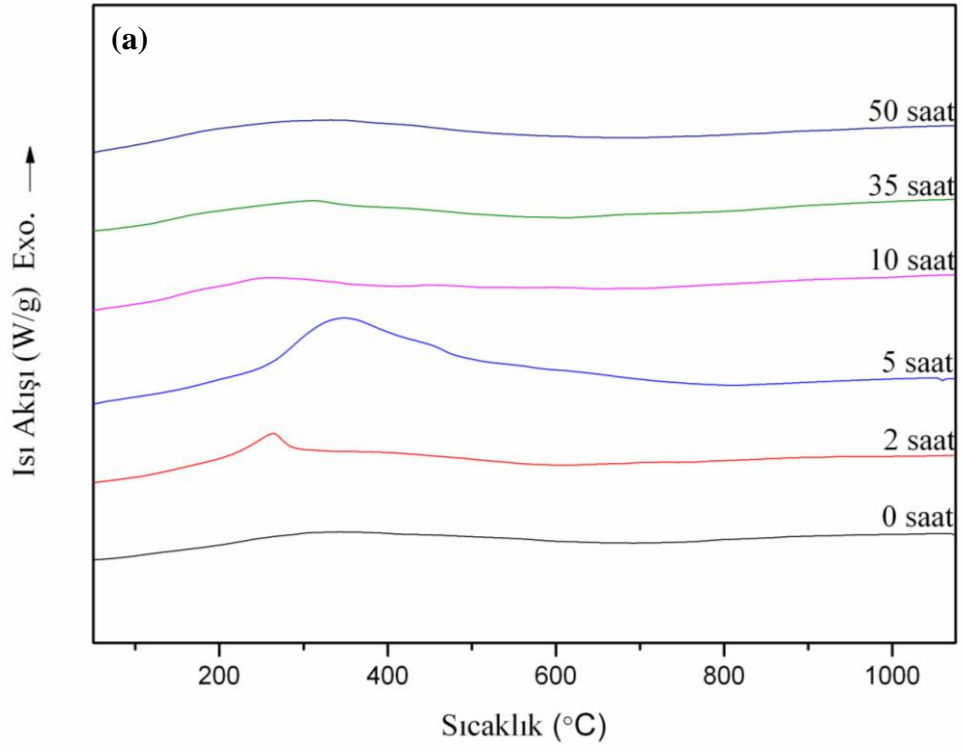
Dikkat edilirse bu sıralama tozların kristal boyutu değerleri ile aynıdır. Yani yoğun deformasyon sonucu en düşük kristal boyutuna sahip olan alaşım en yüksek örgü gerinimine sahip olurken, en büyük kristal boyutuna sahip alaşım diğer alaşımlara kıyasla en düşük örgü gerinimine sahiptir.

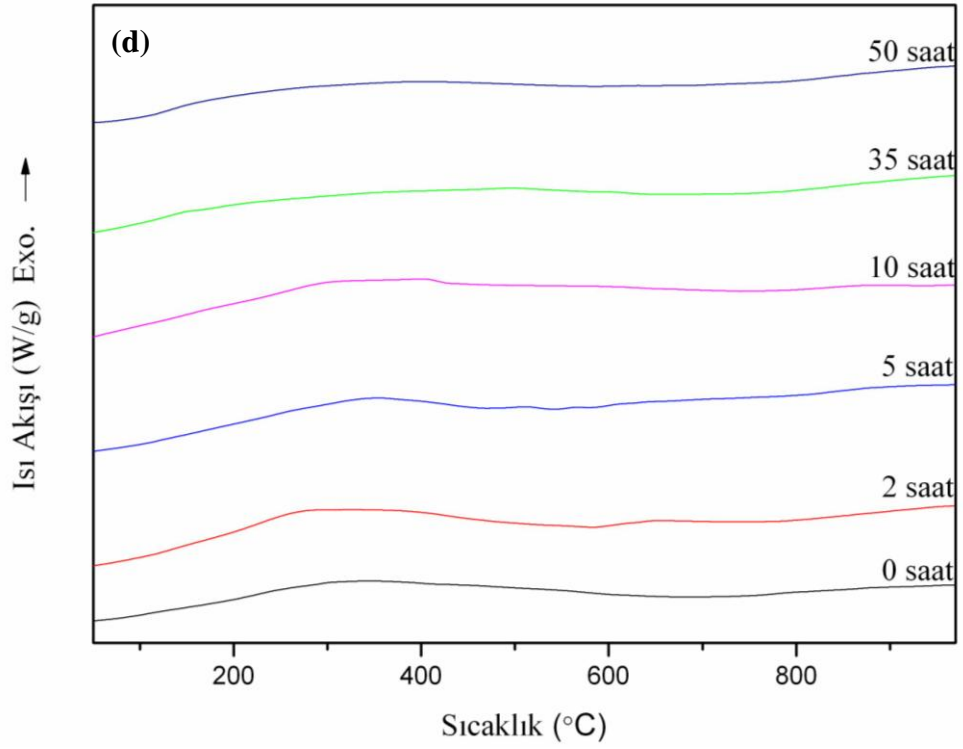
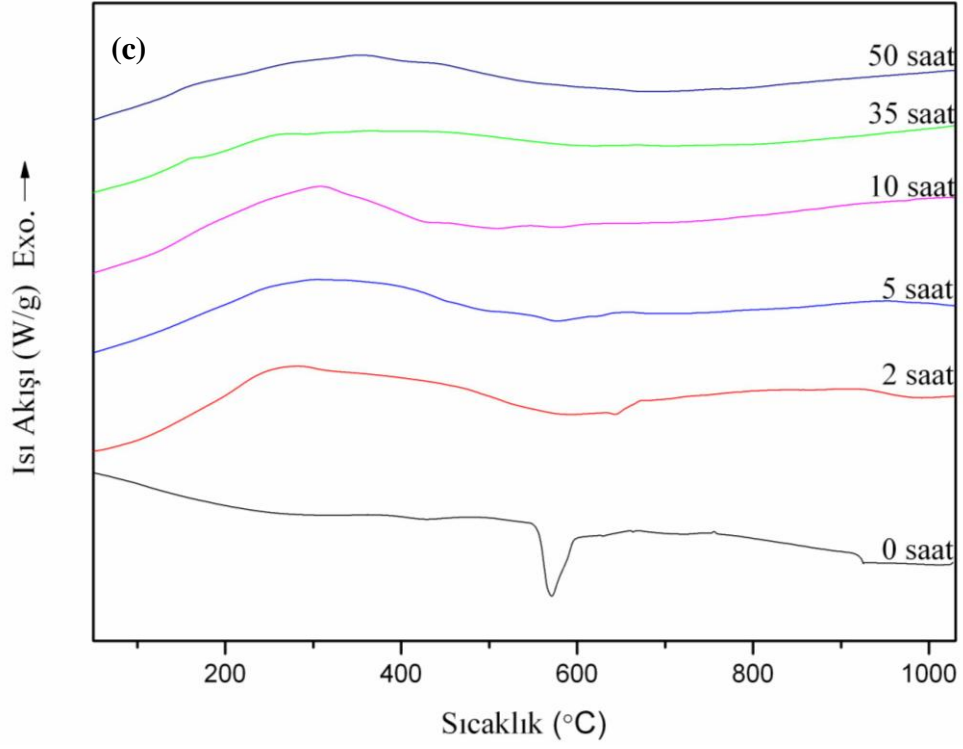
4.4.5. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Y, Ti, Mg, Si) toz alaşımlarının DTA analizleri

Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Y, Ti, Mg, Si) toz alaşımların DTA analizleri Şekil 4. 62' de gösterilmektedir. Herhangi bir işlem görmemiş (0 saat) başlangıç elementsel tozların DTA analizleri de grafiklere dahil edilmiştir. Şekil 4. 62' den görüldüğü gibi işlem görmemiş tozlardan sadece $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ (Şekil 4.62c) alaşımında bir endotermik pik gözlenirken diğerlerinde herhangi bir değişim gözlenmemiştir. Bunun sebebi $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ alaşımında bulunan Mg elementidir. Mg elementinin erime sıcaklığı $650\text{ }^\circ\text{C}$ 'dir ve gözlenen endotermik pik Mg elementinin erimesini temsil etmektedir. Diğer toz alaşımlarda herhangi bir değişimin gözlenmemesi ise erime sıcaklıklarının yüksek olmasındandır. $200\text{--}500\text{ }^\circ\text{C}$ aralığında $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ (Şekil 4.62a) alaşımının 2 saat ve 5 saatlik alaşımlama süresinde bir ekzotermik pik gözlenmektedir. Bu piklerin alaşımlama sırasında oluşan $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ veya Cu_5Zr intermetalik fazlarına ait olduğu düşünülmektedir. Bu fazlara ait olduğu düşünülen ekzotermik piklerin artan alaşımlama sürecinde de genişleyerek varlıklarını korudukları gözlenmektedir. Nitekim $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ toz alaşımın XRD grafiğinde de (Şekil 4. 53a) bu fazlara ait pikler 50 saatlik alaşımlama sonunda gözlenmeye devam etmişti. Daha önceki çalışmamızda $\text{Cu}_{50}\text{M}_{45}\text{Ni}_5$ ve $\text{Cu}_{50}\text{M}_{45}\text{Ni}_5$ toz alaşımlarına ait benzer pikler gözlenmiştir (Gogebakan, 2013). Farklı alaşım kompozisyonlarında da benzer ısıl davranışlar gösteren çalışmalar yapılmıştır (Fan, 1997; Martínez, 2013; Guzmán, 2010).

$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ toz alaşımlarının sırasıyla Şekil 4. 62b, Şekil 4. 62c ve Şekil 4. 62d'deki DTA grafiklerinden görüleceği üzere $150\text{--}450\text{ }^\circ\text{C}$ aralığında 5, 10, 35 ve 50 saatlik alaşımlama sırasında geniş bir ekzotermik pik bulunmaktadır. Bu piklerin toz alaşımlar içerisinde oluşan intermetalik fazlara ait olduğu düşünülmektedir. Ayrıca $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ toz alaşımlarının DTA grafiklerinin birbirlerine benzedikleri açık bir şekilde görülmektedir. Dolayısı ile bu alaşımların termal özelliklerinin birbirlerine çok yakın özellikler sergilediği anlamına gelir. Diğer taraftan $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Y, Ti, Mg, Si) toz alaşımların DTA

analizlerinden 500 °C sıcaklıktan sonraki hiçbir alaşımlama safhasında endotermik veya ekzotermik pikler gözlenmemiştir. Bunlara ilave olarak XRD grafiklerinden kısmi amorf yapıya sahip olduğu tespit edilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ toz alaşımların diğer amorf yapılardaki gibi belirgin bir ekzotermik pik vermemiş olmaları düşündürücüdür. Fakat bazı kısmi amorf yapıya sahip toz alaşımların bu tip ısıl özellikler göstermesi normaldir. Bu durum bazı çalışmalarda da rapor edilmiştir (Roy, 2007, Bhatt, 2008).





Şekil 4.62. MA ile üretilen toz alaşımların DTA grafikleri a) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$; b) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$; c) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$; d) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$

5. SONUÇLAR

Bu tez çalışmasında $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) alaşımları normal katılaştırma ile külçe olarak, hızlı katılaştırma ile şerit halinde, emme döküm ile çubuk şeklinde ve mekaniksel alaşımlama ile toz formda üretildi. Üretilen alaşımların yapısal, ısısal ve mekaniksel özellikleri incelendi. Üretim tekniklerinin alaşımların mikro yapısına, ısısal davranışlarına ve mekaniksel özelliklerine etkisi analiz edildi. Buna ilaveten üretim teknikleri arasında kıyaslama yapılarak amorf ve nanokristal malzemenin elde edilmesi için en uygun üretim tekniği tartışıldı. Bu doğrultuda yapılan incelemelerden elde edilen sonuçlar aşağıda özetlenmiştir:

- i. Normal katılaştırma tekniği ile $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg, Si) alaşımları başarılı bir şekilde külçe olarak üretildi. Kristal yapıya sahip külçe alaşımların XRD analizlerinde Al_2CuZr , $CuZr_2$, $Cu_{10}Zr_7$, $Ni_{10}Zr_7$, $CuTi_2$, $ZrCu$, Zr_5Si_3 , Zr_3Si_2 , Cu_3Si fazları tespit edildi. Bu fazlar SEM fotoğrafları ile belirgin bir şekilde gösterildi ve EDX analizi ile doğrulandı. $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Al_5$, $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Y_5$, $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Ti_5$, $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Mg_5$ ve $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Si_5$ külçe alaşımların sertlik değerleri sırasıyla 621,78 (± 4) Hv, 585,1 (± 5) Hv, 643,6 (± 6) Hv, 612,88 (± 7) Hv, 728,86 (± 11) Hv olarak ölçüldü. En yüksek sertlik değerinin $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Si_5$ külçe alaşımına ait olduğu belirlendi.
- ii. Hızlı katılaştırma tekniği ile $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg) alaşımları başarılı bir şekilde şerit halinde üretildi. Amorf yapıya sahip tüm alaşımların XRD grafiklerinde geniş kırınım pikleri elde edildi. Şerit alaşımların SEM fotoğraflarında amorf yapının karakteristik özelliği olan pürüzsüz yüzeyler gözlemlendi. Alaşımların DSC analizlerinde belirgin camsı geçiş sıcaklıkları (T_g) ve kristallenme sıcaklıkları (T_x) gözlemlendi. En iyi termal özelliğe $T_g = 442$ °C, $T_x = 503$ °C, $\Delta T_x = 61$ °C ve $T_p = 507$ °C değerleri ile $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Al_5$ alaşımının sahip olduğu tespit edildi. DSC grafiklerinden alaşımların aktivasyon enerjileri hesaplandı. En yüksek aktivasyon enerjisinin $E_g = 421,350$ kJ/mol ve $E_x = 432,263$ kJ/mol değerleri ile $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Al_5$ şerit alaşımına $E_p = 658,59$ kJ/mol değeri ile $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Y_5$ şerit alaşımına ait olduğu tespit edildi. Şerit alaşımlarının artan sıcaklıkla beraber sertlik değerlerinin düştüğü ve en yüksek sertlik değerlerinin oda sıcaklığında ölçüldüğü belirlendi. Buna göre $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Al_5$, $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5Y_5$

$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ alaşımlarının sertlik değerleri sırasıyla 550 (± 7) Hv, 620 (± 9) Hv, 522 (± 6) Hv ve 615 (± 8) Hv' dir. En yksek sertlik değerinin $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ şerit alaşımına ait olduğu gürldüğü.

- iii. Emme döküm tekniği ile $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Si) alaşımları başarılı bir şeklinde çubuk olarak üretildi. XRD grafiklerinden $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ alaşımlarının kısmi amorf olarak, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ alaşımının ise tamamen kristal olarak üretildiği tespit edildi. Kısmi amorf olarak üretilen alaşımların mikro yapısında çok düşük yoğunlukta $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ fazları gözlenirken, tamamen kristal yapıda üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ alaşımında ise yüksek yoğunluklu olarak $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ fazına ilaveten Zr_5Si_3 ve Zr_3Si_2 intermetalik fazları gözlendi. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ çubuk alaşımların SEM görüntülerinde amorf yapının karakteristik özelliği olan pürüzsüz bir yüzey morfolojisi elde edilirken $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ alaşımında ise aynı alaşımın külçe formu ile uyumlu olarak $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$, Zr_5Si_3 ve Zr_3Si_2 fazları gözlendi. Çubuk alaşımların DSC analizlerinden en iyi termal özelliğe $T_g = 450$ °C, $T_x = 514$ °C, $\Delta T_x = 64$ °C ve $T_p = 518$ °C değerleri ile $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$ alaşımının sahip olduğu tespit edildi. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ külçe alaşımların sertlik değerleri sırasıyla 529,2 (± 9), (± 4) Hv, 520,8 (± 5) Hv, 571,8 (± 8) Hv, 735,8 (± 11) Hv olarak ölçüldü. En yksek sertlik değerinin $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ külçe alaşımına ait olduğu belirlendi.
- iv. Mekaniksel alaşımlama tekniği ile $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg) alaşımları başarılı bir şeklinde toz formda üretildi. XRD grafiklerinden $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ alaşımlarının 10 saatlik alaşımlama süresinden sonra kısmi amorf olarak üretildiği tespit edildi. 50 saatlik alaşımlama sonrasında ise bu alaşımlar kristalleşti ve alaşımların mikro yapılarında CuTi_3 , Cu_5Zr , $\text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14}$, Zr_3Si_2 , Cu_8Zr_3 , ZrCu , NiZr_2 ve $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ fazları gözlendi. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ toz alaşımında ise amorf yapı hiç oluşmazken 50 saatlik alaşımlamadan sonra nano yapılı $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ ve Cu_5Zr intermetalik fazları elde edildi. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{M}_5$ (M= Al, Y, Ti, Mg) alaşımlarının SEM görüntülerinden 50 saatlik alaşımlama sonrasında 1 μm ' nin altında homojen parçacıklar gözlendi. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ alaşımların kristal boyutları sırasıyla 14,1 nm, 10,4 nm, 8,4 nm ve 7,4 nm olarak hesaplandı. En düşük kristal boyutu değerine

$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ toz alaşımının sahip olduğu tespit edildi. Ayrıca kristal boyutu ile ters orantılı olarak en yüksek örgü geriniminin yine $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ alaşımına ait olduğu belirlendi. Toz alaşımlarının ısısıl davranışları incelendiğinde $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ ve $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ alaşımlarının 200 – 500 °C aralığında, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ alaşımının ise 150 – 450 °C aralığında geniş ekzotermik piklere sahip olduğu gözlemlendi.

- v. *Üretim tekniklerinin alaşımların mikro yapısına etkisi şu şekilde olmuştur:* Normal katılaştırma tekniği ile üretilen alaşımların kristal yapıda olduğu ve XRD, SEM ve EDX analizlerinin birbirini doğruladığı belirgin fazların olduğu gözlemlendi. Hızlı katılaştırma tekniğinde ise alaşımlar tamamen amorf yapıda üretildi ve pürüzsüz yüzeylerden oluşan bir mikro yapıda olduğu tespit edildi. Emme döküm ve mekaniksel alaşımlama da ise alaşımlar kısmi amorf olarak üretildi ve mikro yapılarında genel olarak düşük yoğunluklarda intermetalik fazlar gözlemlendi. Buna ilaveten mekaniksel alaşımla işleminin son safhasında tüm amorf yapılar tekrar kristalleşerek, mikro yapıda yeni intermetalik fazlar tespit edildi. Bu durum üretim tekniklerinin üretilen malzemelerin mikro yapısını ne kadar değiştirdiğini ve mikro yapı üzerindeki etkin rolünü ortaya koymuş oldu.
- vi. *Üretim tekniklerinin alaşımların ısısıl davranışlarına etkisi řu şekilde olmuştur:* Hızlı katılaştırma ve emme döküm yöntemleri ile üretilen alaşımların DSC grafiklerinde amorf yapının karakteristik özelliği olan T_g ve T_x gibi benzer ısısıl davranışlar gözlemlendi. Fakat mekaniksel alaşımlama işleminde, biraz daha farklı olarak belirli sıcaklıklar arasında geniş ekzotermik pikler gözlemlendi. Üretilen alaşımların termal özellikleri dikkate alındığında $T_g = 450$ °C, $T_x = 514$ °C, $\Delta T_x = 64$ °C ve $T_p = 518$ °C değerleri ile emme döküm yöntemi kullanılarak çubuk şeklinde üretilen $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$ alaşımının en iyi ısısıl davranışa sahip olduğu belirlendi. Bu durumlar göz önüne alındığında ısısıl davranışları ačiusından en uygun üretim metodunun emme döküm olduğu tespit edildi.
- vii. *Üretim tekniklerinin alaşımların mekaniksel özelliklerine etkisi şu şekilde olmuştur:* Yapılan analizler göstermiştir ki alaşımların mikro sertlik değerlerinde üretim tekniği kadar alaşım kompozisyonu da önemli rol oynamaktadır. Buna göre;

- $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Si}_5$ alaşımı için en yüksek mikrosertlik değerine 735,8 (± 11) Hv ile emme döküm metodu kullanılarak,
- $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$ alaşımı için en yüksek mikrosertlik değerine 621,78 (± 4) Hv ile normal katılaştırma metodu kullanılarak,
- $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ alaşımı için en yüksek mikrosertlik değerine 643,6 (± 6) Hv ile normal katılaştırma metodu kullanılarak,
- $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Y}_5$ alaşımı için en yüksek mikrosertlik değerine 620 (± 9) Hv ile hızlı katılaştırma metodu kullanılarak,
- $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Mg}_5$ alaşımı için en yüksek mikrosertlik değerine 615 (± 8) Hv ile hızlı katılaştırma metodu kullanılarak ulaşıldı.

Fakat genel bir değerlendirme yapılacak olursa en yüksek sertlik değeri emme döküm yöntemi ile üretilen çubuk alaşımda ölçüldü. Bu durumlar dikkate alındığında mikrosertlik açısından en uygun üretim metodunun emme döküm olduğu tespit edildi.

- viii. Amorf ve nanokristal alaşımların elde edilmesi için en uygun üretim tekniği tartışıldı. Buna göre tez kapsamındaki alaşımlar için en uygun amorf malzeme üretim tekniğinin hızlı katılaştırma metodu olduğu tespit edildi. Diğer üretim tekniklerinde alaşımlar kısmi amorf olarak üretilebilmiştir. Buna ilaveten en uygun nanokristal malzeme üretim tekniğinin ise mekaniksel alaşımlama olduğu belirlendi.

KAYNAKLAR

- Abdoli, H., Farnoush, H., Salahi E., Pourazrang K., 2008. Study of the Densification of a Nanostructured Composite Powder Part 1: Effect of Compaction Pressure and Reinforcement Addition. *Materials Science and Engineering A*, 486: 580–584.
- Azimi, M., Akbari, G.H., 2013. Characterization of Nano-structured Cu–6 wt.% Zr Alloy Produced by Mechanical Alloying and Annealing Methods. *Journal of Alloys and Compounds*, 555: 112–116.
- Avar, B., Gogebakan, M., Tarakci, M., Gencer, Y., Kerli, S., 2013. Microstructural Investigations of Rapidly Solidified Al–Co–Y Alloys. *Adv. Mater. Sci. Eng.*, <http://dx.doi.org/10.1155/2013/163537> (Article ID 163537, 7 pages).
- Avar, B., 2012. Nanoyapılı Metalik Alaşımlar. Doktora Tezi. Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü. Kahramanmaraş.
- Anahtarlıman, T. R., ve Suryanarayana. C., 1987. Rapidly Solidified Metals, *Trans Tech Pub.*, Switzerland. 5s.
- Bai, Y., ve ark., 2010. Effects of Yttrium on Microstructure and Mechanical Properties of Mg-Zn-Cu-Zr Alloys. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 20: 357-360.
- Baricco, M., ve ark., 2004. Rapid Solidification of Cu–Fe–Ni Alloys, *Materials Science and Engineering A*, 375–377: 1019-1023.
- Batra, I.S., ve ark., 2005. Microstructure and Properties of a Cu–Ti–Co Alloy. *Materials Science and Engineering A*, 402: 118–125.
- Bhatt, J., Murty B.S., 2008. On the Conditions for the Synthesis of Bulk Metallic Glasses by Mechanical Alloying. *Journal of Alloys and Compounds*, 459: 135–141.
- Bid, S., Sahu, P., Pradhan, S.K., 2007. Microstructure Characterization of Mechanosynthesized Nanocrystalline NiFe₂O₄ by Rietveld's Analysis. *Physica E*, 39: 175–184.
- Botcharova, E., Freudenberger, J., Schultz, L., 2006. Mechanical and Electrical Properties of Mechanically Alloyed Nanocrystalline Cu–Nb Alloys. *Acta Materialia*, 54: 3333–3341.
- Cai, A., Xiong, X., Liu, Y., An, W., Zhou, G., Luo, Y., Li, T., Li, X., 2012. A Cu-based Bulk Amorphous Alloy Composite Reinforced by Carbon Nanotube. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 22: 2191–2197.
- Cai, A.H., Ding, D.W., An, W.K., Zhou, G.J., Luo, Y., Li, J.H., Peng, Y.Y., 2015. Effect of Ni Substitution on Glass Forming Ability, Mechanical, Electrical and Thermal Properties of Cu-Zr-Ti Glass Forming Alloys. *Materials Chemistry and Physics*, 151: 243-251.

- Cai, A., ve ark., 2010. Regular Cu-based Amorphous alloy Powder, *Journal of Alloys and Compounds*, 497: 234–238.
- Calin, M., Stoica, M., Eckert, J., Yavari, A.R., Schultz, L., 2005. Glass Formation and Crystallization of $\text{Cu}_{47}\text{Ti}_{33}\text{Zr}_{11}\text{Ni}_8\text{X}_1$ (X = Fe, Si, Sn, Pb) alloys. *Materials Science and Engineering A*, 392: 169–178.
- Calina, M., Stoica, M., Eckert, J., Yavari, A.R., Schultz, L., 2005. Glass formation and crystallization of $\text{Cu}_{47}\text{Ti}_{33}\text{Zr}_{11}\text{Ni}_8\text{X}_1$ (X = Fe, Si, Sn, Pb) alloys, *Materials Science and Engineering A*, 392: 169–178.
- Cheng, J.Y., Shen, B., Yu, F.X., 2013. Precipitation in a Cu-Cr-Zr-Mg Alloy During Aging. *Materials Characterization*, 81: 68–75.
- Çadırılı, E., 2011. Investigation of the Microhardness and the Electrical Resistivity of Undercooled Ni–10 at.% Si alloys. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 357(3): 809–813.
- Dastanpoor, E., Enayati, M.H., Karimzadeh, F., 2014. Synthesis of Cu–Zr–Al/Al₂O₃ Amorphous Nanocomposite by Mechanical Alloying. *Advanced Powder Technology*, 25: 519–523.
- Dutkiewicz, J., Morgiel, J., Czeppe, T., Faryna, M., Heinrich, H., Kostor, G., 2003. SEM and HRTEM Study of Zirconium-based Glass Forming Alloys Cast at Various Cooling Rates. *Mater. Chem. Phys.*, 81: 376–379.
- Dwight., 1959. Trans, Am. Inst. *Min. Engineering*, 215: 283.
- El-Eskandarany, M.S., 2001. Mechanical Alloying for Fabrication of Advanced Engineering Materials Noyes Publications/William Andrew Publishing.
- Fan, G.J., Song, X.P., Quan, M.X., Hu, Z.Q., 1997. Mechanical Alloying and Thermal Stability of $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{25}\text{M}_8$ (M-Cr, Zr, Cu). *Mater. Sci. Eng., A*, 231: 111–116.
- Feng, W., ve ark., 2014. Effect of Si Addition on the Microstructure and Mechanical Properties of Al–Cu–Mg Alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 585: 474–478.
- Ghosh, J., Mazumdar, S., Das, M., Ghatak, S., Basu, A.K., 2008. Microstructural Characterization of Amorphous and Nanocrystalline Boron Nitride Prepared by High-energy Ball Milling. *Materials Research Bulletin*, 43:1023–1031.
- Glimois, J., Forey, P., Feron, J., Beclé, J., 1981. *J. Less-Common Met*, 78: 45.
- Gogebakan, M., Kursun, Celal., Gunduz, K. O., Tarakci, M., Gencer, Y., 2015. Microstructural and Mechanical Properties of Binary Ni–Si Eutectic Alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 643: S219–S225.
- Gogebakan, M., Kursun, C., Eckert, J., 2013. Formation of new Cu-based Nanocrystalline Powders by Mechanical Alloying Technique. *Powder Technology*, 247: 172–177.

- Guo, J., Cao, C., Gong, S., Song, R., Bai, X., Wang, J., Zheng, J., Wen, X., Sun, Z., 2013. Rapid Solidification of Cu₆₀Co₃₀Cr₁₀ Alloy Under Different Conditions. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 23: 731–734.
- Guoa, J., ve ark., 2007. Hydrogen Storage Properties of Mg₇₆Ti₁₂Fe_{12-x}Ni_x (x=0, 4, 8, 12) Alloys by Mechanical Alloying. *International Journal of Hydrogen Energy*, 32: 2412 – 2416.
- Grenèche, J. M., 2003. Soft Magnetic Nanocrystalline Alloys, *Journal of Optoelectronics and Advanced Materials*, 5: 133 – 138.
- Guzmán, D., Ordoñez, S., Serafini, D., Rojas, P.A., Aguilar, C., Santander, M., 2010. Thermal Stability of Amorphous Mg₅₀Ni₅₀ Alloy Produced by Mechanical Alloying. *J. Non-Cryst. Solids*, 356: 120–123.
- Heb, X.C., Wanga, H., Liua, H.S., Jin, Z.P., 2006. Thermodynamic Description of the Cu–Ag–Zr System, *Calphad*, 30(4): 367–374.
- Hu, C., Lee, P., 2002. Formation of Cu–Zr–Ni Amorphous Powders With Significant Supercooled Liquid Region by Mechanical Alloying Technique. *Mater. Chem. Phys.*, 74: 13–18.
- Huaqing, L., Shuisheng, X., Xujun, M., Yong, L., Lei, C., 2006. Influence of Cerium and Yttrium on Cu–Cr–Zr Alloys. *J. Rare Earths*, 24: 367.
- Hu, C.-J., ve Lee, P.-Y., 2002. Formation of Cu–Zr–Ni Amorphous Powders With Significant Supercooled Liquid Region by Mechanical Alloying Technique. *Materials Chemistry and Physics*, 74: 13–18.
- Inoue, A., Zhang, W., Zhang, T., Kurosak, K., 2002. Cu-Based Bulk Glassy Alloys With High Tensile Strength of Over 2000 Mpa. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 304: 200–209.
- Inoue, A., Horio, Y., Kim, Y.H., Masumoto, T., 1992. Elevated-Temperature Strength of an Al₈₈Ni₉Ce₂Fe₁ Amorphous Alloys Containing Nanoscale Fcc-Al Particles. *Mater. Trans, JIM*, 33(7): 669-674.
- Inoue, A., 2001. Bulk Amorphous and Nanocrystalline Alloys With High Functional Properties. *Mater. Sci. Eng. A.*, 304-306: 1-10.
- Inoue, A., Hashimoto, K., 2001. Amorphous and Nano-crystalline Materials, Preparation, Properties and Application. *Springer*, Berlin.
- Inoue, A., 2001. Bulk Amorphous and Nanocrystalline Alloys With High Functional Properties. *Mater. Sci. Eng. A*, 304-306: 1-10,
- Inoue, A., Zhang, W., Zhang, T., and Kurosaka, K., 2001. High-Strength Cu-Based Bulk Glassy Alloys in Cu–Zr–Ti and Cu–Hf–Ti Ternary systems. *Acta Mater.*, 49: 2645–2652.

- Izadinia, M., Dehghani, K., 2011. Structure and Properties of Nanostructured Cu-13.2Al-5.1Ni Shape Memory Alloy Produced by Melt Spinning. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 21: 2037-2043.
- Janovszky, D., Sycheva, A., Tomolya, K., Geiger, J., Solyom, J., Roos, A., 2014. Solidification Processes in Cu-Zr-Ag Amorphisable Alloy System. *J. Alloys Comp.*, 584: 600-606.
- Javid, F.A., Mattern, N., Pauly, S., Eckert, J., 2012. Effect Of Cobalt On Phase Formation, Microstructure, and Mechanical Properties of Cu_{50-x}Co_xZr₅₀ (x = 2, 5, 10, 20 at. pct) alloys. *Metall. Mater. Trans. A*, 43: 2631-2636.
- Khoskhoo, M. S., Scudino, S., Thomas, J., Suredi, K.B., Eckert, J., 2011. Grain And Crystallite Size Evaluation of Cryomilled Pure Copper. *Journal of Alloys and Compounds*, 509S: S343-S347.
- Kumar, A., Jayasankar, K., Debata, M., Mandal, A., 2015. Mechanical Alloying And Properties Of Immiscible Cu-20 wt.% Mo alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 647: 1040-1047.
- Kursun, C., Gögebakan, M., Gencer, Y., 2015. Microstructural Characterization Of Rapidly Solidified Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Ti₅ Amorphous Alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 643: S33-S38.
- Klotz, U.E., Liu, C., Uggowitzer, P.J., Löffler, J.F., 2007. Experimental Investigation Of The Cu-Ti-Zr System At 800 °C. *Intermetallics*, 15: 1666-1671.
- Klement, Willens W.H., Duwez, P., 1960. *Nature*, 187-869.
- Kissinger, H.E., 1957. Reaction Kinetics in Differential Thermal Analysis. *Anal. Chem.*, 29: 1702.
- Kim, W., ve ark., 2008. Cu-Ni-P Alloy Nanoparticles Prepared by Electrical Wire Explosion, *Journal of Alloys and Compounds*, 465: L4-L6.
- Khoskhoo, M. S., Scudino, S., Thomas, J., Suredi, K.B. Eckert, J., 2011. Grain And Crystallite Size Evaluation of Cryomilled Pure Copper, *Journal of Alloys and Compounds*, 509: 343-347.
- Kurz, W., Fisher. D.J., 1992. Fundamentals of Solidification, (third ed.) Trans Tech Publications, Aedermannsdorf, Switzerland.
- Klement, Willens W.H., Duwez, P., 1960. Non-crystalline Structure in Solidified Gold-Silicon Alloys. *Nature*, 187: 869-870.
- Karlson, H., 1951. *J. Inst. Met.*, 79: 391.
- Lojen, G., Anžel, I., Kneissl, A., Križman, A., Unterweger, E., Kosec, B., Bizjak, M., 2005. Microstructure of Rapidly Solidified Cu-Al-Ni Shape Memory Alloy Ribbons. *Journal of Materials Processing Technology*, 162-163: 220-229.

- Li, C., Saida, J., Kiminami, M., Inoue, A., 2000, Dynamic Crystallization Process In A Supercooled Liquid Region of Cu₄₀Ti₃₀Ni₁₅Zr₁₀Sn₅ Amorphous Alloy. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 261: 108-114.
- Lei, Q., Li, Z., Xiao, T., Pang, Y., Xiang, Z.Q., Qiu, W.T., Xiao, Z., 2013. A New Ultrahigh Strength Cu–Ni–Si Alloy. *Intermetallics*, 42: 77–84.
- Lu, L., Lai, M.O., 1998. Mechanical Alloying, Kluwer Academic Publishers.
- Lu, W., Yang, L., Yan B., 2006. Huang, W., Lu, B., Nanocrystalline Fe₈₄Nb₇B₉ Alloys Prepared By Mechanical Alloying And Ultra-High-Pressure Consolidation. *Journal of Alloys and Compounds*, 413: 85–89
- Luo, X., Yang, G., Li, C., 2012. Preparation of cBNp/NiCrAl Nanostructured Composite Powders By A Step-Fashion Mechanical Alloying Process. *Powder Technology*, 217: 591–598.
- Lee, S., ve ark., 2007. A High Strength Cu-Based Alloy Containing Superlattice Structures. *Scripta Materialia*, 56: 457–460.
- Lee, D.-M., ve ark., 2008. Improvement of Glass Forming Ability of Cu-Ni-Zr-Ti Alloys by Substitution of Hf and Nb. *Materials Transactions*, 49: 1486-1489.
- Loginov, P.A., Levashov, E.A., Kurbatkina, V.V., Zaitsev, A.A., Sidorenko, D.A., 2015. Evolution of The Microstructure Of Cu–Fe–Co–Ni Powder Mixtures Upon Mechanical Alloying. *Powder Technology*, 276: 166–174.
- Mao, X., Fang, F., Yang, F., Jiang, J., Tan, R., 2009. Effect of Annealing on Microstructure and Properties of Cu–30Ni alloy tube. *J. Mater. Process. Technol.*, 209:2145–2151.
- Mattern, N., Seyrich, R., Wilde, L., Baehtz, C., Knapp, M., Acker, J., Phase Formation of Rapidly Quenched Cu–Si Alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 429: 211–215.
- Men, H., ve ark., 2005. Glass-forming Ability and Mechanical Properties of Cu₅₀Zr_{50-x}Ti_x Alloys. *Materials Science and Engineering A*, 408: 326–329.
- Martínez, C., Ordoñez, S., Guzmán, D., Serafini, D., Iturriza, I., Bustos, O., 2013. Phase Evolution and Thermal Stability of 2 Mg–Cu Alloys Processed by Mechanical Alloying. *J. Alloys Comp.*, 58: 241–245.
- Markiv., ve ark., 1964. *Kristolagrafiya*, 9: 737.
- Nagarjuna, S., Chinta Babu, U., Ghosal, P., 2008. Effect of Cryo-Rolling on Age Hardening of Cu–1.5Ti Alloy. *Mater. Sci. Eng. A*, 491: 331–337.
- Newitt, M., Downey, J., 1962. *Trans. Met. Soc. AIME*, 224: 195.
- Pan, Y., ark., 2014. Composition Design And Mechanical Properties of Ternary Cu–Zr–Ti Bulk Metallic Glasses, *Materials and Design*, 55: 773–777.

- Palmaa, R.H., Sepúlveda, A., Espinoza, R., Di´anez, M.J., Criado, J.M., Sayagu´es, M.J., 2005. High-Temperature Deformation of Dispersion-Strengthened Cu–Zr–Ti–C Alloys. *Mater. Sci. Eng. A*, 391: 60–65.
- Pan, Z., Chen, J., Li, Jin-fu., 2015. Microstructure And Properties of Rare Earth-Containing Cu–Cr–Zr Alloy. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 25: 206–214.
- Park, E.S., ve ark., 2004. Formation Of Amorphous Phase in Melt-Spun and Injection-Cast Cu₆₀Zr₃₀Ti₁₀ Alloys. *Scripta Materialia*, 51: 221–224.
- Pourghahramani, P. ve Forsberg, E., 2006. Microstructure Characterization Of Mechanically Activated Hematite Using XRD Line Broadening. *International Journal of Mineral Processing*, 79(2): 106–119.
- Prado, M.O., Tolley, A., 1999. Hardness of Cu–Mn–Al Alloys as a Function of The Annealing Temperature In The B Phase. *Mater. Sci. Eng. A*, 273–275: 590–594.
- Porter, D.A., Easterling, K.E., 1984. Phase Transformation in Metals and Alloys, Van Nostrand and Reinhold. New York, 1-17: 217–223.
- Pettan, G., Afonso. C., Spinelli, J., 2015. Microstructure Development And Mechanical Properties Of Rapidly Solidified Ti–Fe and Ti–Fe–Bi Alloys, *Materials and Design* 86: 221–229.
- Roy, D., ve ark., 2007. Microstructure And Mechanical Properties Of Mechanically Alloyed And Spark Plasma Sintered Amorphous/nanocrystalline Al₆₅Cu₂₀Ti₁₅ Intermetallic Matrix Composite Reinforced With TiO₂ Nanoparticles. *Intermetallics*, 15: 1595–1605.
- Roy, D., Mahesh, B.V., Atwater, M.A., Chan, T.E., Scattergood, R.O., Koch, C.C., 2014. Grain Size Stability and Hardness In Nanocrystalline Cu–Al–Zr and Cu–Al–Y Alloys. *Mater. Sci. Eng. A*, 598: 217–223.
- Raygana, S., Mofrad, H.E., Pourabdoli, M., Ahadi, F.K., 2011. Effect of Rolling And Annealing Processes on The Hardness And Electrical Conductivity Values of Cu–13.5%Mn–4%Ni alloy. *J. Mater. Process. Technol.*, 211: 1810–1816.
- Rojas, P., ve ark., 2005. Microstructural Evolution During Mechanical Alloying of Mg and Ni. *Journal of Alloys and Compounds*, 391: 267–276.
- Rawers, J., Wilson, 1990. R., *J. Matter. Sci.*, 25: 1392.
- Schop., ve ark., 1961. *Monoths. Chem.* 92: 1218
- Schachner, Nowontny., 1953. Machenschalk, *Monoths. Chem.* 84: 677.
- Shengzhong, K., Liu, F., Yutian, D, Guangji, Xu., Zongfu, D., Peiqing, L., 2004. Synthesis and Magnetic Properties of Cu-based Amorphous Alloys Made by Mechanical Alloying. *Intermetallics*, 12: 1115–1118.

- Su, J., Liu, P., Li, H., Ren, F., Dong, Q., 2007. Phase Transformation in Cu–Cr–Zr–Mg Alloy. *Materials Letters*, 61: 4963–4966.
- Slimi, M., Azabou, M., Escoda, L., Suñol, J.J., Khitouni, M., Structural and Microstructural Properties of Nanocrystalline Cu–Fe–Ni Powders Produced By Mechanical Alloying.
- Sun, Y.F., Fujii, Nakamura, H., T., Tsuji, N., Todakad, D., Umemotod, M., 2011. Critical strain for mechanical alloying of Cu–Ag, Cu–Ni and Cu–Zr by high-pressure torsion. *Scripta Materialia*, 65: 489–492
- Suryanarayana, C., 2001. Mechanical Alloying and Milling, *Progress in Materials Science* 46: 1-184.
- Suryanarayana C., 2004. Mechanical Alloying and Milling. *Marcel Dekker*, New York, USA. 466s.
- Suryanarayana, C., Grant Norton, M., 1998. X-ray Diffraction: A Practical Approach. *Plenum Press*, New York.
- Slimi, M., ve ark., 2014. Structural and Microstructural Properties of Nanocrystalline Cu–Fe–Ni Powders Produced by Mechanical Alloying. *Powder Technology*, 266: 262–267.
- Suzuki, S., Shibutani, N., Mimura, K., Isshiki, M., Waseda, Y., 2006. Improvement in strength and electrical conductivity of Cu–Ni–Si alloys by aging and cold rolling. *J. Alloys Comp.*, 417: 116–120.
- Schuh, C.A., Hufnagel, T.C., Ramamurty, U., 2007. Mechanical Behavior of Amorphous Alloys. *Acta Mater.*, 55: 4067–4109.
- Shechtman, D., Blech, I., Gratias, D., Cahn, J.W., 1984. *Physical Review Letters*, 53: 1951-1953s.
- Soni, P.R., 2001. Mechanical Alloying: Fundamentals and Applications Cambridge International Science Publishing.
- Shechtman, D., Blech, I., Gratias, D., Cahn, J.W., 1984. Metallic Phase With Long-Range Orientational Order And No Translational Symmetry. *Physical Review Letters*, 53: 1951-1953.
- Suryanarayana, C., 1999. Non-equilibrium Processing of Materials. *Pergamon*.
- Tomolya, K., Janovszky, D., Sycheva, A., Sveda, M., Ferenczi, T., Roosz, A., 2015. Peculiarities of Ball-Milling Induced Crystalline/amorphous Transformation in Cu–Zr–Al–Ni–Ti Alloys. *Intermetallics*, 65: 17-121.
- Torrens-Serra, J., Peral, I., Rodriguez-Viejo, J., Clavaguera-Mora, M.T., 2012. Microstructure Evolution And Grain Size Distribution in Nanocrystalline FeNbBCu From Synchrotron XRD and TEM Analysis. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 358: 107–113.

- Tagte, S., 1953. Natl. Bur. Stand. (U.S.). *Circ.*, 15: 539I.
- Thorne, J.S., ve ark., 2011. Room Temperature Crystallization Kinetics of Amorphous $\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{C}$ alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 509: 6705–6710.
- Yang, H., Wang, J.Q., Li, Y., 2007. Glass Formation and Microstructure Evolution in Al–Ni–RE (RE[^]La, Ce, Pr, Nd and misch metal) Ternary Systems. *Philos. Mag.*, 87: 4211–4228.
- Yang, Y.J., Xing, D.W., Shen, J., Sun, J.F., Wei, S.D., He, H.J., McCartney, D.G., 2006. Crystallization Kinetics of a Bulk Amorphous Cu–Ti–Zr–Ni Alloy Investigated by Differential Scanning Calorimetry. *J. Alloys Comp.*, 415: 106–110.
- Yu, P., ve ark., 2005. Excellent Glass-Forming Ability In Simple $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{50}$ -based Alloys, *Journal of Non-Crystalline Solids*, 351: 328–1332.
- Yoshizawa, Y., Oguma, S., and Yamauchi, K., 1988. New Fe-based Soft Magnetic Alloys Composed of Ultrafine Garin Structure. *J. Appl. Phys.*, 64: 6044.
- Yang, Y.J., Zhou, R., Wei, S.D., Liu, D.Y., Xu, H.L., Li, S.L., 2011. Microstructural Evolution of Slowly Solidified Cu-Ti-Zr-Ni Amorphous Alloy. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 357: 1516–1521.
- Zhang, Q.S. ve ark., 2003. Bulk Metallic Glass Formation of Cu–Zr–Ti–Sn Alloys. *Scripta Materialia*, 49: 273–278.
- Wang, Z., Zhong, Y., Cao, G., Wang, C., Wang, J., Ren, W., Lei, Z., Ren, Z., 2009. Influence of Dc Electric Current On The Hardness Of Thermally Aged Cu–Cr–Zr Alloy. *J. Alloys Comp.*, 479: 303–306.
- Wu, J., Pan, Y., Huang, J., Pia, J., 2013. Non-isothermal Crystallization Kinetics and Glassforming Ability of Cu–Zr–Ti–In Bulk Metallic Glasses. *Thermochim. Acta*, 552: 15–22.
- Zhang, L., HuaChen, Z., Zheng, Q., Chen, D., 2013. Isochronal and Isothermal Phase Transformation of $\text{Cu}_{45}\text{Zr}_{45}\text{Ag}_7\text{Al}_3$ Bulk Metallic Glass. *Physica B*, 411: 149–153.
- Zhang, Q., Zhang, W., Xie, G., Inoue, A., 2008. Formation of a Phase Separating Bulk Metallic Glass in $\text{Cu}_{40}\text{Zr}_{40}\text{Al}_{10}\text{Ag}_{10}$ Alloy. *Materials Science and Engineering B*, 148: 97–100.
- Zhang, W., ve ark., 2008. Synthesis and Properties of Cu–Zr–Ag–Al Glassy Alloys With High Glass-forming Ability. *Materials Science and Engineering B*, 148: 92–96.
- Zhao, D., ve ark., 2003. Aging Behavior of Cu–Ni–Si Alloy, *Materials Science and Engineering A*, 361: 93-99.
- Zhenxing, Y., ve ark., 2002. Hydrogen Storage Properties of Nanocomposite Mg–Ni–Cu– CrCl_3 Prepared by Mechanical Alloying, *Materials Science and Engineering A*, 335: 43–48.

- Zhang, Y., ve ark., 2010. Hydrogenation and Dehydrogenation Behaviours of Nanocrystalline $Mg_{20}Ni_{10}L_xCu_x$ ($x = 0-4$) Alloys Repared by Melt Spinning. *International Journal of Hydrojen Energy* 35: 2040-2047.
- Zhengu Wang, Haijiao Cai, Songxiao Hui, Microstructure and Mechanical Properties of A Novel Ti–Al–Cr–Fe Titanium Alloy After Solution Treatment, *Journal of Alloys and Compounds* 640 (2015) 253–259.
- Zhang, Q.S., Zhang, H.F., Deng, Y.F., Ding, B.Z., Hu, Z.Q., 2003. Bulk Metallic Glass Formation of Cu–Zr–Ti–Sn Alloys. *Scripta Materialia*, 49: 273–278.
- Qian, L., ve ark., 2010. Dynamics of Phase Transformation of Cu-Ni-Si Alloy With Super-High Strength and High Conductivity During Aging. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 20: 1006-1011.
- Xie, G., ve ark., 2009. Structure and Crystallization Kinetics of a $Cu_{50}Zr_{45}Ti_5$ Glassy Alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 483: 24–27.

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Adı, soyadı : Celal KURŞUN

Uyruğu : T.C.

Doğum tarihi ve yeri : 30.08.1984 - Samsun

Medeni hali : Evli

Telefon : 0 544 743 3657

e-posta : celalkursun@ksu.edu.tr.

Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet tarihi
Doktora	KSÜ/Malzeme Bilimi ve Mühendisliği	2015
Y. lisans	KSÜ/Fizik	2012
Lisans	Gaziosmanpaşa Üniversitesi/Fizik	2009
Lise	Havza Lisesi (Y.A. Süper Lise)	2002

İş Denevimi

Yıl	Yer	Görev
2013-..	KSÜ/ Fizik Bölümü	Uzman
2010-2013	KSÜ/FBE Fizik ABD	Araştırma Görevlisi
2011-2011	Dresden Teknik Üniversitesi, Almanya	Araştırma Görevlisi

Yabancı Dil

İngilizce

Yayınlar

Science Citation Index’ce taranan dergilerde yayınlanmış makaleler:

1. **Celal Kursun**, Musa Gogebakan and Yucel Gencer, “*Microstructural Characterization of Rapidly Solidified Cu₅₀Zr₄₀Ni₅Ti₅ Amorphous Alloy*”, Journal of Alloys and Compounds, 643S1 (2015) pp. 32-37.
2. Musa Gogebakan, **Celal Kursun**, Mehmet Tarakci and Yucel Gencer, “*Microstructural and Mechanical Properties of Binary Eutectic Ni-Si Alloys*”, Alloys and Compounds, 643S1 (2015) pp. 218-224
3. **Celal Kursun** and Musa Gogebakan, “*Characterization of nanostructured Mg-Cu-Ni powders prepared by mechanical alloying*”, Journal of Alloys and Compounds, 619 (2015) 138–144.
4. Musa Gogebakan, **Celal Kursun**, Jürgen Eckert, “*Formation of new Cu-based nanocrystalline powders by mechanical alloying technique*”, Powder Technology, Volume 247, October 2013, Pages 172–177
5. S. Kerli, U. Alver, H. Yaykasli, B. Avar, A. Tanriverdi, **C. Kursun**, “*Synthesis Of Fluorine Doped Zinc Oxide Particles By Hydrothermal Method*”, Asian Journal Of Chemistry Vol. 25, No. 13 (2013), 7539-7542
6. Musa Gogebakan, Ibrahim Karteri, Baris Avar and **Celal Kursun** “*Crystallization behavior of Mg–Cu–Y amorphous alloy*”, Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, 110(2), (2011), pp 793-798

Kongreler

Uluslararası Bildiriler

1. **Celal Kursun**, Jürgen Eckert, Musa Göğebakan, “*Formation and Magnetic Properties of Nanostructured Cu-Mg-Ni Alloys Produced by Melt Spinning and Mechanical Alloying*”, p 77, 18th International Symposium on Metastable, Amorphous and Nanostructured Materials (ISMANAM), Gijón, İspanya (2011) – Sözlü
2. Musa Gogebakan, **Celal Kursun**, “*Formation of Cu-Based Amorphous Powders by Mechanical Alloying Technique*”, p 183, 18th International Symposium on Metastable, Amorphous and Nanostructured Materials (ISMANAM), Gijón, İspanya (2011)-Poster
3. **Celal Kurşun**, Musa Göğebakan, “*Synthesis of nanocrystalline phases in Mg-Cu-Ni powders prepared by mechanical alloying*”, p 199, NanoTR-9, Erzurum, Turkey (2013) - Poster

4. **Celal Kurşun**, Musa Gögebakan, M. Samadi Khoshkhoo and Jürgen Eckert, "Fabrication and microstructural evaluation of $\text{Cu}_{50}\text{Mg}_{25}\text{Ni}_{25}$ nanocrystalline powders by mechanical alloying technique", p 200, NanoTR-9, Erzurum, Turkey (2013) - Poster
5. **C. Kursun** and M. Gogebakan, "*Thermal Properties and Elctrical Resistivity of Rapidly Solidified Nanocrystalline $\text{Mg}_{53,4}\text{Cu}_{42,2}\text{Ni}_{4,4}$ Alloy*", p 166, TFD30, Istanbul, Turkey (2013) - Sözlü
6. M. Gogebakan, **C. Kursun**, H. Eskalen, S. Kerli And H. Yaykasli, "*Production of $\text{Cu}_{51,9}\text{Mg}_{24,13}\text{Ni}_{23,9}$ Alloy By Rapid Solidification*", p 525, TFD30, Istanbul, Turkey (2013) - Poster
7. H. Yaykaşı, Ü. Alver, S. Kerli, **C. Kurşun**, H. Eskalen, "*Modeling of Eelectrical Properties of Boron Doped Nio Thin Films*", p 526, TFD30, Istanbul, Turkey (2013) - Poster
8. S.Kerli, Ü.Alver, H.Yaykaşı, H. Eskalen, **C. Kurşun**, "*Physical Properties of Cobalt Doped Nio Thin Films*", p 503, TFD30, Istanbul, Turkey (2013) - Poster
9. H. Eskalen, Ş. Özgan, **C. Kurşun**, S. Kerli, H. Yaykaşı, "*Physical Properties of In_2O_3 Nanoparticles Doped Nematic Liquid Crystals*", p 504, TFD30, Istanbul, Turkey (2013) – Poster
10. **Celal Kursun**, Musa Gogebakan, "*Microstructural Characterization of Rapidly Solidified $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Ti}_5$ Amorphous Alloy*", 21st International Symposium on Metastable, Amorphous and Nanostructured Materials, Cancun, Mexico (2014) - Poster
11. Musa Gogebakan, **Celal Kursun**, Mehmet Tarakci, Yucel Gencer, "*Microstructural and Mechanical Properties of Binary Eutectic Ni-Si Alloys*", 21st International Symposium on Metastable, Amorphous and Nanostructured Materials, Cancun, Mexico (2014) - Poster
12. **Celal Kursun**, Musa Gogebakan, "*Structure and Mechanical Behaviour of $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{40}\text{Ni}_5\text{Al}_5$ Amorphous Alloy Synthesized by Melt Spinning*", p 231, 22nd International Symposium on Metastable, Amorphous and Nanostructured Materials, Paris, Fransa (2015) - Poster
13. **Celal Kursun**, Esra Karakisa, Musa Gogebakan, "*Characterization of $\text{Nd}_{1-x}\text{A}_x\text{CoO}_3$ ($\text{A} = \text{Sr}, \text{Ca}$; $X = 0.0, 0.1, 0.2, 0.5$) Doped Perovskite-type Materials Obtained by Mechanical Alloying*", p 359, 22nd International Symposium on Metastable, Amorphous and Nanostructured Materials, Paris, Fransa (2015) – Poster

14. **C. Kursun**, M. Gogebakan and G. Kanat, “*Nanostructured Al-Co-Mg-Ni Alloy Prepared Via Mechanical Alloying*”, p 439, 9th International Physics Conference Of The Balkan Physical Union (BPU9), Istanbul, Turkey (2015) – Poster

15. **C. Kursun** and M. Gogebakan, “*The Effect Of Milling Time On The Synthesis Of $Cu_{54}Mg_{22}Ti_{18}Ni_6$ Alloy*”, p 439, 9th International Physics Conference Of The Balkan Physical Union (BPU9), Istanbul, Turkey (2015) – Poster