

KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

MELT SPİNNİNG YÖNTEMİYLE HIZLI KATILAŞTIRILMIŞ  $CuAl_{10}Ni_5Fe_4$   
ALAŞIMI TOZLARINDAN KOMPAKT PARÇA ÜRETİMİ VE TRİBOLOJİK  
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Metalurji ve Malzeme Müh. Abdurrahim METOĞLU

AĞUSTOS 2016  
TRABZON



**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ**  
**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

MELT SPİNNİNG YÖNTEMİYLE HIZLI KATILAŞTIRILMIŞ  $CuAl_{10}Ni_5Fe_4$  ALAŞIMI  
TOZLARINDAN KOMPAKT PARÇA ÜRETİMİ VE TRİBOLOJİK ÖZELLİKLERİNİN  
İNCELENMESİ

**Abdurrahim METOĞLU**

**Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünce**  
**"METALURJİ VE MALZEME YÜKSEK MÜHENDİSİ ÜNVANI"**  
**Unvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.**

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 09 / 08 / 2016**

**Tezin Savunma Tarihi : 24 / 08 / 2016**

**Tez Danışmanı : Prof. Dr. Sultan ÖZTÜRK**

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında  
Abdurrahim METOĞLU Tarafından Hazırlanan**

**MELT SPİNNİNG YÖNTEMİYLE HIZLI KATILAŞTIRILMIŞ  $CuAl_{10}Ni_5Fe_4$   
ALAŞIMI TOZLARINDAN KOMPAKT PARÇA ÜRETİMİ VE TRİBOLOJİK  
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

**başlıklı bu çalışma, Enstitü Yönetim Kurulunun 09 / 08 / 2016 gün ve 1664 sayılı  
kararıyla oluşturulan jüri tarafından yapılan sınavda  
YÜKSEK LİSANS TEZİ  
olarak kabul edilmiştir.**

**Jüri Üyeleri**

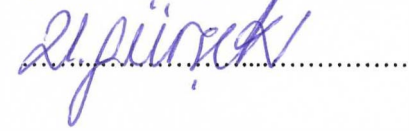
**Başkan : Prof. Dr. Sultan ÖZTÜRK**



**Üye : Prof. Dr. Fazlı ARSLAN**



**Üye : Prof. Dr. Gençğa PÜRÇEK**



**Prof. Dr. Sadettin KORKMAZ**

**Enstitü Müdürü**

## ÖNSÖZ

Bu çalışma boyunca değerli fikirleriyle ve tecrübesiyle bana yol gösteren, çalışmaların sonuçlanması için benimle yakından ilgilenen, danışman hocam Sayın Prof. Dr. Sultan ÖZTÜRK'e, bu çalışmalarım sırasında elinden gelen tüm olanakları sağlayan ve yardımını esirgemeyen hocam Sayın Doç. Dr. Bülent ÖZTÜRK'e teşekkürü bir borç bilirim. Çalışmalarında bana destek olan Sayın Arş. Gör. Kürşat İCİN'e, Arş. Gör. Raşit Sezer'e, Arş. Gör. Sefa Emre SÜNBÜL'e, Arş. Gör. Murat EROĞLU'na ve Arş. Gör. Zafer GÖLBAŞI'na, çalışma arkadaşlarım Deha Emre KANAR'a, Ömer ŞAHİN'e ve zor zamanlarda desteklerini esirgemeyen Hande SOLAK'a canı gönülden teşekkür ederim. Deneysel çalışmalarım esnasından teknik anlamda her türlü desteği benden hiçbir vakit esirgemeyen Yılmazlar Makine çalışanları Sayın Ahmet Salih TONBUL'a, Sayın Süleyman TONBUL'a ve Sayın Abdullah TONBUL'a teşekkür ederim.

Hayatımın her aşamasında desteklerini her daim yanımda hissettiğim canımdan çok sevdiğim kıymetli aileme sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Bu çalışma 115M113 nolu TÜBİTAK 1002 projesi ile desteklenmektedir. TÜBİTAK çalışanlarına sağladıkları maddi destekten dolayı teşekkürlerimi sunarım.

Abdurrahim METOĞLU  
Trabzon 2016



## TEZ ETİK BEYANNAMESİ

Yüksek Lisans Tezi olarak sunduğum “Melt Spinning Yöntemiyle Hızlı Katılaştırılmış CuAl10Ni5Fe4 Alaşımı Tozlarından Kompakt Parça Üretimi ve Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi” başlıklı bu çalışmayı baştan sona kadar danışmanım Prof. Dr. Sultan ÖZTÜRK‘ün sorumluluğunda tamamladığımı, verileri/örnekleri kendim topladığımı, deneyleri/analizleri ilgili laboratuvarlarda yaptığımı/yaptırdığımı, başka kaynaklardan aldığım bilgileri metinde ve kaynakçada eksiksiz olarak gösterdiğimi, çalışma sürecinde bilimsel araştırma ve etik kurallara uygun olarak davrandığımı ve aksinin ortaya çıkması durumunda her türlü yasal sonucu kabul ettiğimi beyan ederim.  
09/08/2016.

Abdurrahim METOĞLU

## İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ .....	III
TEZ ETİK BEYANNAMESİ.....	IV
İÇİNDEKİLER.....	V
ÖZET.....	VIII
SUMMARY .....	IX
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	X
TABLolar DİZİNİ.....	XVIII
SEMBOLLER DİZİNİ .....	XIX
1. GENEL BİLGİLER.....	1
1.1. Giriş.....	1
1.2. Hızlı Katılaştırma .....	5
1.3. Melt Spinnig Tekniği ve Çalışma Prensibi .....	6
1.3.1. Şerit Oluşum Mekanizması .....	8
1.4. Toz Metalurjisi Yöntemiyle Parça Üretimi .....	11
1.4.1. Tozların Sıkıştırılması .....	11
1.4.2. Tozların Sinterlenmesi.....	13
1.4.2.1. Katı Faz Sinterleme .....	15
1.5. Gözenekli Malzemeler .....	19
1.5.1. Gözenek Yapısının Karakterizasyonu .....	20
1.6. Triboloji.....	21
1.6.1. Sürtünme.....	23
1.6.2. Aşınma.....	24
1.7. CuAl10Ni5Fe4 Alaşımı.....	27
1.7.1. Bakır-Alüminyum İkili Denge Diyagramı ve CuAl10Ni5Fe4 Alaşımının Gelişimi .....	30
1.7.2. CuAl10Ni5Fe4 Alaşımının Mikroyapısı .....	32
1.8. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı.....	42
2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....	48
2.1. Kullanılan Alaşım.....	48

2.2.	Kullanılan Melt Spinning Ünitesi.....	48
2.3.	Melt Spinning Yöntemiyle Toz Üretimi .....	52
2.4.	Öğütme İşlemi .....	53
2.4.1.	Ortalama Toz Boyutu Hesabı.....	54
2.5.	Metalografik İşlemler .....	55
2.6.	Üretilen Tozların ve Kompakt Parçaların Morfoloji ve Mikroyapı İncelemeleri .	55
2.7.	Toz Yüzeylerindeki Oksit Tabakanın İndirgenmesi .....	56
2.8.	Presleme İşlemi .....	57
2.9.	Sinterleme İşlemi.....	59
2.10.	Sertlik Ölçümü .....	59
2.11.	X-Işını Kırınımı Ölçümleri.....	61
2.12.	Termal Analizler (DSC/DTA).....	61
2.13.	Numunelerin Sürtünme ve Aşınma Özelliklerinin Belirlenmesi .....	62
3.	BULGULAR VE İRDELEME.....	65
3.1.	Düz Disk ile Üretilen Şerit ve Tozların Morfolojik İncelemeleri .....	65
3.2.	Dokulu Disk ile Üretilen Tozların Morfolojik İncelemeleri .....	71
3.3.	Disk Yüzey Şeklinin Ortalama Toz Boyutu Üzerinde Etkisi .....	74
3.4.	Öğütülen Tozların Morfolojik İncelemeleri .....	75
3.4.1.	Öğütme Süresinin Parçacık Boyutuna Etkisi .....	77
3.5.	CuAl10Ni5Fe4 İngot Alaşımın Mikroyapı İncelemeleri.....	79
3.5.1.	CuAl10Ni5Fe4 İngot Alaşımının EDS Analizleri.....	80
3.5.	Melt Spinning Yöntemiyle Düz Disk Kullanarak Üretilen CuAl10Ni5Fe4 Alaşımı Şeritlerin Mikroyapı İncelemeleri.....	83
3.6.	Soğutmasız Dokulu Disk Kullanılarak Üretilen CuAl10Ni5Fe4 Alaşım Tozların Mikroyapı İncelemeleri.....	87
3.7.	Soğutmalı Düz Disk Kullanılarak Üretilen CuAl10Ni5Fe4 Alaşım Tozların Mikroyapı İncelemeleri .....	92
3.8.	Soğutmasız Dokulu Disk ve Soğutmalı Düz Disk ile Üretilen CuAl10Ni5Fe4 Alaşımı Tozların Mikroyapılarının Karşılaştırılması .....	98
3.9.	Melt Spinning Yöntemiyle Üretilen CuAl10Ni5Fe4 Alaşımı Tozların DSC Analizleri .....	101
3.10.	Melt Spinning Yöntemiyle Üretilen CuAl10Ni5Fe4 Alaşımı Tozların XRD Analizleri .....	103
3.11.	CuAl10Ni5Fe4 Alaşımı Tozlardan Üretilen Kompakt Parçaların Sinterleme Sonrası Mikroyapıları.....	104
3.12.	Üretilen Kompakt Parçaların XRD Analizleri .....	110

3.13.	CuAl10Ni5Fe4 Alaşımı Tozlardan Üretilen Kompakt Parçaların Sinterleme Sonrası Yoğunluk Tayini ve Makro Sertlik Değerleri .....	111
3.14.	CuAl10Ni5Fe4 İngot Malzemenin ve Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretilen Kompakt Parçaların Sürtünme ve Aşınma Özelliklerinin Belirlenmesi .....	112
3.14.1.	CuAl10Ni5Fe4 İngot Malzemenin Sürtünme-Aşınma Özellikleri .....	113
3.14.2.	Soğutmasız Dokulu Disk Kullanılarak Üretilen Numunelerin Sürtünme-Aşınma Özellikleri.....	119
3.14.3.	Soğutmalı Dokulu Disk Kullanılarak Üretilen Numunelerin Sürtünme-Aşınma Özellikleri.....	125
4.	SONUÇLAR .....	132
5.	ÖNERİLER .....	135
6.	KAYNAKLAR.....	136
ÖZGEÇMİŞ		

Yüksek Lisans Tezi

ÖZET

MELT SPINNING YÖNTEMİYLE HIZLI KATILAŞTIRILMIŞ  $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$   
ALAŞIMI TOZLARINDAN KOMPAKT PARÇA ÜRETİMİ VE TRIBOLOJİK  
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Abdurrahim METOĞLU

Karadeniz Teknik Üniversitesi  
Fen Bilimleri Enstitüsü  
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı  
Danışman: Prof. Dr. Sultan ÖZTÜRK  
2016, 146 Sayfa

Bu çalışmada, bakır esaslı  $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$  alaşımından melt spinning yöntemiyle hızlı katılaştırılmış toz üretilmiş, üretim parametrelerinin tozların morfoloji ve mikroyapılarına etkileri incelenmiş, elde edilen tozlardan presleme ve sinterleme işlemiyle kütsel parçalar elde edilmiş, bu parçaların blok-on disk cihazında sürtünme-aşınma deneyleri gerçekleştirilerek tribolojik özellikler ortaya konmuştur. Melt spinning yöntemiyle toz üretme çalışmalarında düz yüzeyli ve dokulu olmak üzere iki farklı profilde diskler kullanılmıştır. Ortam sıcaklığında yapılan toz üretiminin dışında melt spinning diski freon gazlı soğutma sistemiyle soğutularak disk sıcaklığı  $-5\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'ye düşürülmüştür. Üretilen kaba boyutlu tozlar koruyucu ortam atmosferinde yüksek enerjili bilyeli öğütme işlemine tabi tutularak boyutları küçültülmüştür. Bu tozlar kullanılarak presleme ve sinterleme işlem adımlarıyla kompakt parçalar üretilmiş ve bu parçaların blok-on disk cihazında sürtünme ve aşınma gibi tribolojik testleri gerçekleştirilmiştir. Üretilen toz ve kompakt parçaların karakterizasyonu kapsamında; SEM'de mikroyapı, morfoloji analizleri ve EDS analizleri gerçekleştirilmiş, XRD cihazında faz yapısı belirlenmiş ve DSC cihazında faz dönüşüm sıcaklıkları belirlenmiştir. Melt spinning yöntemiyle hızlı katılaştırılarak üretilen tozların mikroyapılarının martenzit fazından oluştuğu, sinterleme neticesinde bu fazın ortadan kalkarak  $\alpha$ -bakır matrisi içerisinde dağılmış metaller arası bileşik fazlarından oluşan bir yapı ortaya çıkmıştır. Tozların hızlı katılaştırılmasıyla östenit-martenzit dönüşüm sıcaklığının azaldığı ve hızlı katılaştırmanın tribolojik özellikleri olumlu yönde etkilediği belirlenmiştir.

**Anahtar Kelimeler:** Melt spinning,  $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$  alaşımı, Hızlı katılaştırma, Triboloji

Master Thesis

SUMMARY

INVESTIGATION OF COMPACT PART PRODUCTION FROM RAPIDLY  
SOLIDIFIED MELT SPINNING CuAl10Ni5Fe4 ALLOY POWDERS AND  
ANALYSING TRIBOLOGICAL PROPERTIES

Abdurrahim METOĞLU

Karadeniz Technical University  
The Graduate School of Natural and Applied Sciences  
Metallurgy and Materials Engineering Program  
Supervisor: Prof. Dr. Sultan ÖZTÜRK  
2016, 146 Pages

In this study, copper based rapidly solidified CuAl10Ni5Fe4 alloy powders have been produced by melt spinning method and the effect of production parameters on the morphology and microstructure of the produced powders was investigated. The compact part was manufactured from the powders by powder metallurgy processes and the tribological properties of compacted parts were determined by pin-on disc test apparatus. Two types of discs which have plain and textured surfaces were used to investigate the effect of disc surface shape on the morphology of produced powders. The powder production was carried out with two different disc temperatures; one is room temperature and the other is -5 °C which was achieved by freon gas cooling. The sizes of produced powders were decreased by ball milling in a surfactant active atmosphere. The compact parts were produced by powder metallurgy processes such as pressing and sintering by using ball milled powders and friction and wear tests of compacted parts were performed on the block-on disc type tribology testing device. The characterization analysis such as SEM, EDS, XRD and DSC for produced powders and compacted parts were performed. The microstructure of the rapidly solidified melt spinning powders is martensite phase and the microstructure of the powders shifted to  $\alpha$ -copper matrix and intermetallic compounds dispersed on the matrix after sintering process. Austenite-martensite transformation temperature of the powders decreased as a result of rapid solidification of powders and the tribological properties of powders was affected positively by rapid solidification process.

**Key words:** Melt spinning, CuAl10Ni5Fe4 alloy, Rapid solidification, Tribology.

## ŞEKİLLER DİZİNİ

### Sayfa No

Şekil 1. Melt spinning (eriyik eğirme) sisteminin Şematik görünümü. ....	7
Şekil 2. Melt spinning yönteminde etkili olan parametrelerin Şematik gösterimi.....	9
Şekil 3. Şerit oluşum prosesi .....	10
Şekil 4. Çift tesirli toz sıkıştırma işleminde ardışık hareketler .....	12
Şekil 5. Sinterlemede boyun oluşumunun taramalı elektron mikroskobu görüntüsü.....	14
Şekil 6. Katı hal sinterlemede difüzyon mekanizmaları. ....	16
Şekil 7. Sinterlemede noktasal temas ile başlayan ve parçacıklar arası bağ gelişimini gösteren iki küre sinterleme modeli. ....	17
Şekil 8. Sinterleme sırasında taneler arası bağların oluşumu. ....	18
Şekil 9. Temel aşınma mekanizmaları.....	25
Şekil 10. Cu-Al faz diyagramının bakırca zengin bölgesi.....	31
Şekil 11. NAB alaşımının $\beta$ fazı dönüşümünün Şematik gösterimi.....	35
Şekil 12. Ham döküm CuAl10Ni5Fe4 alaşımının mikroyapısı.....	37
Şekil 13. NAB fazlarının kafes yapıları.....	37
Şekil 14. Cu-9%Al-5%Ni-5%Fe faz diyagramı içinden dikey kesit.....	38
Şekil 15. Soğuma süresince CuAl10Ni5Fe alaşımının dönüşüm rnleri. ....	40
Şekil 16. Nikel alüminyum bronzlarında kritik sıcaklıklar arası tavlama ve yağda soğutma sonrası oluşan preötektoid $\alpha$ + martenzit + beynit mikroyapısı.....	41
Şekil 17. Ti-6242 alaşımında $\beta$ faz alanında lamelli mikroyapıya soğuma hızının etkisi... 42	
Şekil 18. Kullanılan melt spinning nitesinin Şematik resmi .....	50
Şekil 19. Melt spinning nitesi fotoğraf görüntüsü. ....	51
Şekil 20. Şerit ve toz üretiminde kullanılan diskler .....	51
Şekil 21. gtme işleminin yapıldığı, tek hazneli gezegen tip gtme cihazı.....	53
Şekil 22. Retch marka elek analizi cihazı.....	54
Şekil 23. Lazer ışık saınımıyla parçacık boyutu ölüm cihazı. ....	55

Şekil 24. Taramalı elektron mikroskobu (SEM). .....	56
Şekil 25. İndirgeyici atmosferli sinter fırını. ....	57
Şekil 26. PLC kontrollü tek eksenli tek tesirli hidrolik pres .....	58
Şekil 27. Toz preslemede kullanılan kalıbın şematik resmi ve fotoğraf görüntüsü. ....	58
Şekil 28. Sinterleme fırını ve sinterleme kapsülü.....	59
Şekil 29. Mikrosertlik test cihazı.....	60
Şekil 30. Makro sertlik ölçümünde kullanılan Brinell & Vickers makro sertlik cihazı. ....	60
Şekil 31. X'pert Powder3 model X-ışını difraktometresi.....	61
Şekil 32. Linseis marka PT1600 model TG/DSC/DTA cihazı.....	62
Şekil 33. Blok-on-disk tipi sürtünme ve aşınma deney düzeneğinin görünümü. ....	63
Şekil 34. Deney düzeneğinin genel fotoğrafı. ....	63
Şekil 35. Üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı şeritleri fotoğraf görüntüsü.....	66
Şekil 36. Üretilen şeritlerin disk ile temas eden yüzeylerinin görüntüsü. ....	66
Şekil 37. Üretilen şeritlerin hava ile temas eden yüzeyinin görüntüsü. ....	67
Şekil 38. Melt spinning yöntemiyle düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların SEM'de çekilen mikro fotoğrafları. Elek aralığı olarak toz boyutları: -36 µm/tava.....	67
Şekil 39. Melt spinning yöntemiyle düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların SEM'de çekilen mikro fotoğrafları. Elek aralığı olarak toz boyutları: -45 /36 µm.....	68
Şekil 40. Melt spinning yöntemiyle düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların SEM'de çekilen mikro fotoğrafları. Elek aralığı olarak toz boyutları:-63 µm/45.....	68
Şekil 41. Melt spinning yönteminde düz disk ile üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların SEM mikro fotoğrafları. Elek aralığı olarak toz boyutları: -90 µm/63....	69
Şekil 42. Melt spinning yöntemiyle düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların SEM'de çekilen mikro fotoğrafları. Elek aralığı olarak toz boyutları: -180 µm/125.....	69
Şekil 43. Melt spinning yöntemiyle düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların SEM'de çekilen mikro fotoğrafları. Elek aralığı olarak toz boyutları: -355 µm/250.....	70



Şekil 44. Melt spinning yönteminde düz disk ile üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşım tozlarının EDS analiz sonuçları.....	70
Şekil 45. Melt spinning yöntemiyle dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların SEM’de çekilen mikro fotoğrafları. Elek aralığı olarak toz boyutu: -36/tava $\mu\text{m}$ . ....	71
Şekil 46. Melt spinning yöntemiyle dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların SEM’de çekilen mikro fotoğrafları. Elek aralığı olarak toz boyutu: -45/36 $\mu\text{m}$ . ....	72
Şekil 47. Melt spinning yöntemiyle dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların SEM’de çekilen mikro fotoğrafları. Elek aralığı olarak toz boyutu: -125/90 $\mu\text{m}$ . ....	72
Şekil 48. Melt spinning yöntemiyle dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların SEM’de çekilen mikro fotoğrafları. Elek aralığı olarak toz boyutu: -250/180 $\mu\text{m}$ . ....	73
Şekil 49. Melt spinning yöntemiyle dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların SEM’de çekilen mikro fotoğrafları. Elek aralığı olarak toz boyutu: -355/250 $\mu\text{m}$ . ....	73
Şekil 50. Melt spinning yönteminde farklı yüzey profiline sahip diskler kullanılarak üretilen tozların elek analizi sonuçları.....	74
Şekil 51. Üretilen tozların 20 saat öğütme işlemi sonrası SEM’de çekilen mikro fotoğrafları. a) Küçük büyütmedeki görüntü, b)yüksek büyütmedeki görüntü....	76
Şekil 52. CuAl10Ni5Fe4 alaşımına ait tozların 20 saatlik öğütme işlemi sonrası elde edilen EDS analizi sonuçları. ....	77
Şekil 53. Öğütme süresini, parçacık boyutuna etkisi .....	78
Şekil 54. 20 saatlik öğütme sonucu oluşan normal dağılım eğrileri.....	78
Şekil 55. CuAl10Ni5Fe4 ingot alaşımının mikroyapısı. ....	80
Şekil 56. CuAl10Ni5Fe4 ingot alaşımın yapısında bulunan $\kappa_{II}$ fazının EDS analiz sonuçları. ....	81
Şekil 57. CuAl10Ni5Fe4 ingot alaşımın yapısında bulunan $\alpha$ -Cu fazının EDS analiz sonuçları. ....	82
Şekil 58. CuAl10Ni5Fe4 ingot alaşımın yapısında bulunan $\kappa_{IV}$ fazının EDS analiz sonuçları. ....	82
Şekil 59. CuAl10Ni5Fe ingot alaşımın yapısında bulunan $\kappa_{III}$ fazının EDS analiz sonuçları. ....	83

Şekil 60. Melt spining yöntemiyle soğutmasız düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı şeritlerin SEM görüntüsü. Şerit kalınlığı: 34 µm.....	84
Şekil 61. Melt spining yöntemiyle soğutmasız düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı şeritlerin SEM görüntüsü. Şerit kalınlığı: 46 µm.....	84
Şekil 62. Melt spining yöntemiyle soğutmasız düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı şeritlerin SEM görüntüsü. Şerit kalınlığı: 61 µm.....	85
Şekil 63. Melt spining yöntemiyle soğutmasız düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı şeritlerin yapısında bulunan kalıntı β (martenzit) fazının EDS analiz sonuçları. ....	86
Şekil 64. Melt spining yöntemiyle soğutmasız düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı şeritlerin yapısında bulunan preötektoid α fazının EDS analiz sonuçları. ....	86
Şekil 65. Melt spining yöntemiyle soğutmasız düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı şeritlerin yapısında bulunan martenzitik β' fazının EDS analiz sonuçları. ....	87
Şekil 66. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlarından elde edilen mikroyapıları. Toz çapı 32 µm.....	88
Şekil 67. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı: 45 µm. ....	88
Şekil 68. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı: 55 µm. ....	89
Şekil 69. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı: 83 µm. ....	89
Şekil 70. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı: 121 µm. ....	90
Şekil 71. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı: 158 µm. ....	90
Şekil 72. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı: 180 µm. ....	91
Şekil 73. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı: 238 µm. ....	91
Şekil 74. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk ile üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların yapısında bulunan martenzitik β' fazının EDS analiz sonuçları. ....	92

Şekil 75. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlarından elde edilen mikroyapıları. Toz çapı 33 µm.....	93
Şekil 76. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı 43 µm. ....	94
Şekil 77. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı 50 µm. ....	94
Şekil 78. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı 81 µm. ....	95
Şekil 79. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı 124 µm. ....	95
Şekil 80. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı 145 µm. ....	96
Şekil 81. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlarından elde edilen mikroyapıları. Toz çapı 181 µm.....	96
Şekil 82. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı 270 µm. ....	97
Şekil 83. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk ile üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların yapısında bulunan β' martenzit fazının EDS analizi sonuçları. ....	98
Şekil 84. Melt spinning yöntemiyle üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlarında mikroyapıda bulunan martenzit iğneleri kalınlığının toz çapıyla ve diskin soğutulmasıyla değişimi. ....	99
Şekil 85. Melt spinning yöntemiyle üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlarında mikroyapıda bulunan martenzit kolonileri boyutlarının toz çapıyla ve diskin soğutulmasıyla değişimi. ....	100
Şekil 86. Melt spinning yöntemiyle üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlarında mikrosertlik değerinin toz çapıyla ve diskin soğutma etkisiyle değişimi. ....	100
Şekil 87. Melt spinning yöntemiyle üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlarında soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen tozların ısıtma esnasında oluşan HDSC eğrileri. ....	102
Şekil 88. Melt spinning yöntemiyle üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlarında soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen tozların ısıtma esnasında oluşan HDSC eğrileri. ....	102

Şekil 89. Melt spinning yöntemiyle üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlarında XRD analizi grafikleri. ....	103
Şekil 90. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlardan elde edilen kompakt parçanın sinterleme sonrası SEM’de çekilen mikroyapısı.....	105
Şekil 91. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlardan elde edilen kompakt parçanın sinterleme sonrası mikroyapısındaki $\alpha$ faz bölgesinin EDS analiz sonuçları. ....	105
Şekil 92. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlardan elde edilen kompakt parçanın sinterleme sonrası mikroyapısındaki $\kappa_{II}$ faz bölgesinin EDS analiz sonuçları.....	106
Şekil 93. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlardan elde edilen kompakt parçanın sinterleme sonrası mikroyapısındaki $\kappa_{III}$ faz bölgesinin EDS analiz sonuçları. ....	106
Şekil 94. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlardan elde edilen kompakt parçanın sinterleme sonrası mikroyapısındaki $\kappa_{IV}$ faz bölgesinin EDS analiz sonuçları.....	107
Şekil 95. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlardan elde edilen kompakt parçanın sinterleme sonrası SEM’de çekilen mikroyapısı.....	108
Şekil 96. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlardan elde edilen kompakt parçanın sinterleme sonrası mikroyapısındaki $\alpha$ faz bölgesinin EDS analiz sonuçları. ....	109
Şekil 97. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlardan elde edilen kompakt parçanın sinterleme sonrası mikroyapısındaki $\kappa_{II}$ faz bölgesinin EDS analiz sonuçları.....	109
Şekil 98. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlardan elde edilen kompakt parçanın sinterleme sonrası mikroyapısındaki $\kappa_{III}$ faz bölgesinin EDS analiz sonuçları. ....	110
Şekil 99. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlardan elde edilen kompakt parçanın sinterleme sonrası mikroyapısındaki $\kappa_{IV}$ faz bölgesinin EDS analiz sonuçları.....	110
Şekil 100. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu ve soğutmalı düz diskler kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlardan elde edilen kompakt parçaların sinterleme sonrası yapılan XRD analizi sonuçları. ....	111
Şekil 101. CuAl10Ni5Fe4 ingot malzemenin farklı yükler altındaki sürtünme katsayısının 10000 metre kayma mesafesi ile değişimi.....	114

Şekil 102. CuAl10Ni5Fe4 ingot malzemenin 0,5 MPa yük altında, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucu oluşan aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri.....	115
Şekil 103. CuAl10Ni5Fe4 ingot malzemenin 1 MPa yük altında, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucu oluşan aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri.....	115
Şekil 104. CuAl10Ni5Fe4 ingot malzemenin 1,5 MPa yük altında, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucu oluşan aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri.....	116
Şekil 105. CuAl10Ni5Fe4 İngot malzemenin 0,5 MPa yük altında, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucundaki aşınma parçacıkların SEM görüntüsü .....	117
Şekil 106. İngot malzemenin 1 MPa yük altında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucundaki aşınma parçacıkların SEM görüntüsü .....	117
Şekil 107. İngot malzemenin 1,5 MPa yük altında, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucu oluşan aşınma yüzeyinin EDS analizi..	118
Şekil 108. CuAl10Ni5Fe4 ingot malzemenin 1,5 MPa yük altında, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucu oluşan aşınma yüzeyinin EDS analizi. ....	118
Şekil 109. Soğutmasız dokulu disk ile hızlı katılaştırılan tozlardan üretilen kompakt parçaların farklı yükler altındaki sürtünme katsayısının 10000 metre kayma mesafesi ile değişimi. ....	120
Şekil 110. Soğutmasız dokulu disk ile üretilen numunenin 0,5 MPa basınçta, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucundaki aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.....	121
Şekil 111. Soğutmasız dokulu disk ile üretilen numunenin 1 MPa basınçta, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucundaki aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.....	121
Şekil 112. Soğutmasız dokulu disk ile üretilen numunenin 1 MPa basınçta, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucundaki aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.....	122
Şekil 113. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk ile hızlı katılaştırılan CuAl10Ni5Fe4 tozlarından üretilen kompakt parçaların 0,5 MPa basınç altındaki aşınma parçacıklarının SEM görüntüleri. ....	123
Şekil 114. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk ile hızlı katılaştırılan CuAl10Ni5Fe4 tozlarından üretilen kompakt parçaların 1 MPa basınç altındaki aşınma parçacıklarının SEM görüntüleri. ....	123

Şekil 115. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk ile hızlı katılaştırılan CuAl10Ni5Fe4 tozlarından üretilen kompakt parçaların 1,5 MPa basınç altındaki aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri. ....	124
Şekil 116. Soğutmasız dokulu disk üretilen T/M ürünlerinin 0,5 MPa yük altında, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucu oluşan aşınma yüzeyinin EDS analizi. ....	125
Şekil 117. Soğutmasız dokulu disk ile hızlı katılaştırılan tozlardan üretilen kompakt parçaların farklı yükler altındaki sürtünme katsayısının 10000 metre kayma mesafesi ile değişimi. ....	126
Şekil 118. Soğutmalı düz disk ile üretilen kompakt parçanın 0,5 MPa basınçta, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucundaki aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü. ....	127
Şekil 119. Soğutmalı düz disk ile üretilen kompakt parçanın 1 MPa basınçta, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucundaki aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü. ....	128
Şekil 120. Soğutmalı düz disk ile üretilen kompakt parçanın 1,5 MPa basınçta, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucundaki aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü. ....	128
Şekil 121. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk ile hızlı katılaştırılan CuAl10Ni5Fe4 tozlarından üretilen kompakt parçanın 0,5 MPa basınç altındaki aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri. ....	129
Şekil 122. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk ile hızlı katılaştırılan CuAl10Ni5Fe4 tozlarından üretilen kompakt parçanın 1 MPa basınç altındaki aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri. ....	130
Şekil 123. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk ile hızlı katılaştırılan CuAl10Ni5Fe4 tozlarından üretilen kompakt parçanın 1,5 MPa basınç altındaki aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri. ....	130
Şekil 124. Soğutmalı düz disk ile üretilen kompakt parçanın 0,5 MPa yük altında, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucu oluşan aşınma yüzeyinin EDS analizi. ....	131
Şekil 125. Soğutmalı düz disk ile üretilen kompakt parçanın 1 MPa yük altında, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucu oluşan aşınma yüzeyinin EDS analizi. ....	131

## TABLolar DİZİNİ

	<b><u>Sayfa No</u></b>
Tablo 1. Yüksek sıcaklık alaşımları ve reaktif alaşımların geliştirilmesinde kullanılan hızlı katılaştırma teknikleri .....	6
Tablo 3. Katı faz sinterleme aşamaları .....	16
Tablo 4. CuAl10Ni5Fe4 alaşımının genel kullanım alanları.....	30
Tablo 5. Döküm ve işlenmiş CuAl10Ni5Fe4 alaşımı ürünlerinde bulunan fazlar .....	33
Tablo 6. İngot haldeki CuAl10Ni5Fe4 alaşımında bulunabilecek fazların kimyasal bileşimi.....	34
Tablo 7. NAB alaşımında hızlı soğuma ile oluşan martenzitik $\beta$ fazının kimyasal bileşimi.....	39
Tablo 8. CuAl10Ni5Fe4 ingot alaşımının kimyasal bileşimi.....	48
Tablo 9. CuAl10Ni5Fe4 alaşımından toz ve şerit üretiminde kullanılan üretim parametreleri .....	53
Tablo 10. CuAl10Ni5Fe4 ingot alaşımı ve farklı diskler kullanılarak hızlı katılaştırılan tozlardan üretilen kompakt parçalarının yoğunluğu ve makro sertlik değerleri .....	112
Tablo 11. İngot malzemenin farklı yük ve kayma mesafelerindeki ortalama sürtünme katsayısı ve özgül aşınma değerleri .....	113
Tablo 12. Soğutmasız dokulu disk ile hızlı katılaştırılan tozlardan üretilen kompakt parçaların farklı yük ve kayma mesafelerindeki ortalama sürtünme katsayısı ve özgül aşınma değerleri .....	119
Tablo 13. Soğutmalı düz disk ile elde edilen tozlar kullanarak üretilen numunelerin farklı yük ve kayma mesafelerindeki ortalama sürtünme katsayısı ve özgül aşınma değerleri .....	126

## SEMBOLLER DİZİNİ

Al:	Alüminyum
C:	Karbon
Cr:	Krom
Cu:	Bakır
Fe:	Demir
Mn:	Mangan
Ni:	Nikel
O:	Oksijen
$\alpha$ :	Alfa
$\gamma$ :	Gama
$\beta$ :	Beta
$\kappa$ :	Kappa
$\theta$ :	Teta
$^{\circ}\text{C}$ :	Derece santigrat
K:	Kelvin
m:	Metre
mbar:	Mili bar
MPa:	Megapaskal
N:	Newton
s:	Saniye
$\mu\text{m}$ :	Mikrometre
nm:	Nanometre



## 1. GENEL BİLGİLER

### 1.1. Giriş

Toz metalurjisi (T/M), konvansiyonel yöntemlerle üretimi oldukça zor veya maliyet gerektiren parçaların, hassas boyut toleransları ve seri bir şekilde eldesini mümkün kılan malzeme biliminin önemli bir dalıdır. Bu bağlamda T/M, uzay, havacılık, denizcilik, otomotiv, medikal gibi birçok alanda parça üretiminin geliştirilmesinde ve yaygınlaştırılmasında kullanılan bir üretim prosesidir [1-3].

T/M'nin esas amacı; farklı boyut, şekil ve paketlenme özelliğine sahip metal ve alaşım tozlarını sağlam, hassas ve yüksek performanslı parçalara dönüştürme işlemidir. T/M'nin işlem sırası; toz şeklindeki malzemelerin bir kalıpta preslenerek ön şekillendirilmesi, yüksek sıcaklıklar ve koruyucu atmosfer ortamlarında sinterlenerek preslenmiş tozların yayınma ile ısı bağlanmasından meydana gelir [4-6].

Sunduğu çeşitlilik açısından en kapsamlı şekillendirme ve üretim yöntemlerine sahip olan T/M teknolojisi ile karmaşık şekilli ve diğer üretim teknikleri ile üretimi mümkün olmayan mukavemet, aşınma ve korozyona karşı dayanımı yüksek parçalar, minimum toleransla ve diğer üretim yöntemlerine kıyasla daha avantajlı bir şekilde imal edilebilir. Elde edilen yüzey kalitesi genellikle talaşlı işleme olan gereksinimleri ortadan kaldırmakla beraber malzeme ve zaman kaybını en aza indirmektedir. Bu açıdan bakıldığında T/M diğer yöntemlere kıyasla ekonomik bir üretim yöntemidir. T/M ile üretilen parçaların içeriğinin kontrol edilebilir olması, homojen mikroya dağılımı ve birim maliyetinin düşük kalması gibi faktörler nedeni ile T/M üretim tekniği verimlilik, enerji ve hammadde gibi günümüz kaygılarını ortadan kaldırmakta ve giderek döküm, kaynak, talaşlı imalat ve plastik şekil verme gibi geleneksel üretim yöntemlerinin yerini almaktadır [7,8].

T/M yöntemin ana hammaddesi tozlardır ve tozların eldesi ilk aşamayı teşkil etmektedir. Üretilen parçaların kalitesini presleme, sinterleme gibi işlemlerin yanısıra büyük oranda, kullanılan tozların özellikleri belirler. Bu bağlamda, istenilen kalitede parça üretimi için toz özelliklerinin bilinmesi büyük önem arz eder. Morfoloji (toz şekli ve yüzey yapısı), mikroyapı, ortalama boyut ve boyut dağılımı tozları karakterize eden önemli özelliklerdir. Bu özellikler presleme ve sinterleme işleminde etkili parametreler olup nihai parça özelliklerini tayin eder. Değişik toz üretim yöntemleri ile bir mikrondan birkaç yüz

mikrona kadar değişen boyutlarda tozlar üretilebilmektedir. Toz morfolojisi, üretim yöntemine bağlı olarak küresel, köşeli, çubuksu (ligamental), yapraksı, yuvarlak, gözyaşı damlası, fiber, dendritik, pulsü, düzensiz vb. şekilli olabilmektedir [9,10].

Birçok toz üretim yöntemi olmakla beraber, bu yöntemleri temel olarak dört farklı grupta sınıflandırmak mümkündür. Bunlar, metal oksitlerin CO veya hidrojen gibi indirgeyici gazlarla oksitlerinden kimyasal olarak indirgenmesine dayalı kimyasal yöntemler, bileşik formdaki malzemenin ayrıştırılması esasına dayalı elektrolitik yöntemler, malzemenin katı fazda küçük parçacıklara ayrıştırılması esasına dayalı mekanik yöntemler ve ilgili malzemenin sıvı fazdan küçük parçacıklara ayrıştırılması esasına dayalı atomizasyon yöntemleridir. Belirtilen bu yöntemler kullanılarak farklı morfoloji ve mikroyapıda, üretim kapasitesi olarak günde birkaç gramdan yüzlerce kilograma kadar toz üretmek mümkündür. Atomizasyon yöntemleri bu metodlar arasında dünyada üretilen tozların %80'den fazlasını üretmektedir [1,10,11].

Atomizasyon yöntemi; sıvı metale enerji verip farklı boyutlarda damlacıklara ayırarak toz halinde katılaştırılması esasına dayanmaktadır. Atomizasyon yönteminde, alaşımı oluşturan tüm metaller ergimiş halde tamamen alaşımlandığı için, aynı kimyasal bileşime sahip toz taneciklerinin elde edilmesine imkan sağlar. Ergitilebilen her metal ve alaşıma uygulanabilir olduğundan diğer toz üretim yöntemlerinden daha üstündür. Üretim kapasitesinin yüksek oluşu atomizasyon yöntemini üstün kılan bir diğer unsurdur [12-14].

Atomizasyon yöntemlerinde sıvı metalin parçalanma işlemi çeşitli şekillerde yapılabilir. Yüksek enerjili gaz veya yüksek basınçlı sıvı kullanılarak yapılan atomizasyon su veya gaz atomizasyonu olarak adlandırılır. Santrifüj kuvvet etkisiyle (basınç ve gaz atomizasyonun bir kombinasyonu) sıvı metalin parçalanması santrifüj atomizasyonu; sıvı metalin vakum ortamında parçalanması vakum atomizasyonu; parçalanma etkisi için ultrasonik enerjinin kullanılması ultrasonik atomizasyon olarak adlandırılmaktadır [15-17].

Atomizasyon yöntemlerinde toz elde edilme işlemi üç aşamada gerçekleşir:

- 1) Alaşım veya metalin ergitilmesi
- 2) Atomizasyon (ergiyik metal damlalarını daha küçük boyutlara parçalamak)
- 3) Katılma ve soğuma.

İlk aşamada, metal veya alaşım uygun koşullarda likidüs sıcaklığının üzerinde bir sıcaklığa aşırı ısıtılarak ergitilir. İkinci aşamada, sıvı metale enerji verilerek çok küçük

boyutlarda damlacıklar haline getirilir. Üçüncü aşama, sıvı metal damlacıklarının katılaşması ve soğumasıdır.

Atomizasyonu yönteminde üretim parametrelerinin kontrolü ile tozların katılaşma hızlarının kontrol edilebilmesi, bu yöntemin hızlı katılaştırılmış metal veya alaşım tozu üretilmesi için kullanılmasına imkan sağlamaktadır. Belirtilen atomizasyon yöntemlerinin her biri ayrı ayrı kullanılmakla beraber, son yıllarda yapılan çalışmalarda, her bir yöntemin avantajlı yönlerinden faydalanılarak farklı iki yöntemin bir arada kullanıldığı hibrit yöntemlere de rastlanılmaktadır [10,18].

Hızlı katılaştırılmış malzeme üretiminde en yüksek soğuma hızını sağlayan yöntem 'melt spinning (ergiyik metal döndürme)' tekniğidir. Bu yöntemin temel prensibi, sıvı metalin çok ince bir kesitten daha soğuk bir yüzeye akıtılması (genellikle basınç etkisiyle) ve çok yüksek hızda soğutulması esasına dayanmaktadır. Bu yöntemi diğer hızlı katılaştırma yöntemlerinden ayıran en belirgin özelliği, eriyiğin akış kararlılığının korunmasıdır.

Melt spinning tekniğinde sıvı metal, genellikle yüksek iletkenliğe sahip malzemen imal edilmiş döner bir disk veya tekerlek üzerine belli bir mesafeden, gaz basıncı etkisiyle püskürtülerek ince bir film (şerit) şeklinde katılaştırılır. Diskin yüksek hızlarda dönmesi, yüksek soğuma hızına neden olur. Yapılan işlem bir tür hızlı katılaştırma işlemidir ve ulaşılan soğuma hızı  $10^5$ - $10^8$  K/s aralığındadır. Melt spinning yöntemi ile üretilen şeritler, çıkış nozulunun geometrik şekline ve boyutuna ve üretim parametrelerine bağlı olarak farklı kalınlıkta, farklı genişlikte ve farklı uzunlukta elde edilirler. Alaşım türü başta olmak üzere, disk malzemesi ve boyutları, disk hızı, püskürtme basıncı, nozul genişliği gibi çeşitli parametreler değiştirilerek farklı soğuma hızlarında ve farklı geometrilere şeritler üretilir [19-23].

Melt spinning yönteminde genellikle yüzeyi düzgün ve pürüzsüz disk kullanılmaktadır. Disk üzerine akıtılan sıvı metal, yüzeyin kaygan olmasından dolayı ve disk dönme etkisiyle yüzeyden kayarak sürekli formda ve ince kalınlıkta şerit şeklinde katılaşmaktadır. Disk yüzeyinin bir tür dişli çarkın dişleri gibi pürüzlendirilmesi durumunda şerit yerine toz elde etmek mümkündür. Bu durumda, melt spinning yerine atomizasyon işlemi gerçekleşir ve yine şerit yerine toz elde edilir.

Melt spinning ve atomizasyon yöntemleri ile Cu, Al, Sn, Fe, Pb, Zn, Mg ve Ni vb. metaller ile bunların alaşımlarından hızlı katılaştırılmış tozlar üretilmektedir. Nikel

alüminyum bronz (NAB) ( $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$ ); alüminyum, nikel ve demir metallere katkı ile oluşan bakır esaslı bir alaşımdır. Üstün mekanik özellikleri sayesinde kullanımı sürekli artan bir alaşım çeşitidir. Mükemmel korozyon ve aşınma direnci olan NAB aynı zamanda çok iyi sertlik ve mukavemet değerlerine sahiptir. Bu alaşım, üstün özellikleri nedeni ile makine imalatçıların, gemi sanayinin ve hatta havacılık sektörünün birçok yerde kullandığı bir endüstriyel malzeme haline gelmiştir [24-31].

Bu tez çalışması kapsamında, yukarı belirtilen avantajları göz önünde bulundurularak, NAB melt spinning yöntemi ile hızlı katılaştırılmış toz ve şerit halinde üretilmiştir. Üretilen şerit ve tozların soğuma hızlarını artırmak amacıyla, literatürde olmayan bazı teknikler geliştirilerek bu çalışmada uygulanmıştır. Bu kapsamda, kullanılan bakır disk ilave bir aparatla soğutularak diskin sıcaklığı  $-5\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'ye düşürülmüştür. Diğer taraftan, yüzeyi pürüzsüz disk ile sürekli formda şeritler üretmenin yanında, disk hızı, püskürtme basıncı gibi üretim parametreleri değiştirilerek, kaba boyutlu pulsu, elyafı ve yapraklı şekillerde tozlar üretilmiştir. Ayrıca, melt spinning diskinin yüzeyine dişler açılarak disk yüzeyi değiştirilmiş, böylece sürekli formda şerit yerine doğrudan toz üretilmiştir. Soğutmasız ve soğutulan ( $-5\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) diskler kullanılarak yapılan üretimlerin toz mikroyapısına etkisi araştırılmış ve içyapıda oluşan fazlar belirlenmiştir. Üretilen tozların morfoloji ve mikroyapıları incelenmiş, fazlar belirlenmiş, mikrosertlikler ölçülmüş ve üretim parametrelerinin morfoloji ve mikroyapıya etkileri araştırılmıştır. Üretilen tozlar, kaba boyutlu olmalarından dolayı, boyut küçültmek amacıyla yüksek enerjili bilyeli öğütme işlemine tabi tutularak öğütülmüşlerdir. Melt spinning ve öğütme kademelerinde oksitlenmiş olan tozlar, sinterleme fırınında uygun sıcaklıkta hidrojen atmosferi altında indirgenerek oksitlerden temizlenmişlerdir. Hazırlanan tozlar uygun bir kalıpta, basınç kontrollü hidrolik preste sıkıştırılarak ham parçalar üretilmiş ve bu parçalar sinterleme fırınında argon atmosferi altında uygun sıcaklıklarda sinterlenmiştir. Elde edilen tüm T/M parçaların mikroyapılarındaki fazlar, sertlik değerleri belirlenmiştir. NAB'nun yatak malzemesi olarak kullanıldığı göz önünde bulundurularak, bu çalışmada, sinterleme sonrası elde edilen parçaların sürtünme ve aşınma gibi tribolojik davranışları blok-disk esaslı test düzeneğinde incelenmiştir. Hızlı katılaştırma ile malzeme yapısında meydana gelen değişimler DSC, DTA gibi termal incelemelerle ortaya konmuştur. Belirtilen tüm bu çalışmalar KTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü laboratuvarlarında gerçekleştirilmiştir.

## 1.2. Hızlı Katılaştırma

Hızlı katılaştırma, ergiyik haldeki sıvı metalin termal iletkenliği yüksek bir alt yüzey veya ortam ile ani bir şekilde temas ettirilerek termal enerjinin hızla uzaklaştırılması işlemi olarak tanımlanır. Bu işlemlerde asgari  $10^4$  K/s soğuma elde edilmekte ancak soğutma ortamına ve üretilen malzemenin boyutlarına bağlı olarak soğuma hızı  $10^8$  K/s'ye kadar çıkabilmektedir. Hızlı katılaştırmada amaç, geleneksel döküm yöntemleriyle elde edilemeyen faz ve mikroyapıları oluşturmak, dayanımı yüksek ürünler elde etmektir [14,20,32-35]. Hızlı katılaştırmanın sağladığı avantajları aşağıdaki şekilde sıralamak mümkündür [32,36-39]:

- 1) Katı haldeki çözünürlük miktarları ve sınırları genişler,
- 2) Kompozisyonal (bileşimsel) esneklik artar,
- 3) Alternatif faz seçim süreçleri boyunca eriyikten dengedışı (kararsız) veya yarı kararlı kristalli fazlar ve/veya arzu edilen ikincil fazlar oluşur,
- 4) Mikro ve makro segregasyonların sayısı ve boyutlarında azalma olur,
- 5) Normalde düzenli olan yapılardan ve intermetalik fazlardan düzensiz kristalli yapılar oluşur,
- 6) Camsı yapıda veya nano boyuta sahip alaşımlar üretilebilir,
- 7) Mevcut fazların şekli ve konumu, tanelerin şekli ve boyutu gibi özelliklerin iyileşmesi, tane morfolojisinde değişim kombinasyonu veya bunların her birini içeren mikroyapısal etkiler oluşur.

Birçok hızlı katılaştırma tekniği olmakla beraber, bu teknikler farklı araştırmacılar tarafından çeşitli kategorilerde sınıflandırılmıştır. Elde edilen ürünlerin şekline göre, soğutma sırasındaki yöntem farklılıklarına göre, üretim tekniği ve üretim şartlarına göre çeşitli sınıflandırmalar yapılmıştır [19]. Jones [40], hızlı katılaştırma tekniklerini üç kategoride incelemiştir. Bunlar:

- a) Soğuma esnasında eriyiği parçalayarak damlacıklara dönüştüren püskürtme (spray) teknikleri,
- b) Sınırlı bir derinlikte malzemenin hızlı eritilmesi ve katılaştırılması esasına dayanan yüzey eritme teknikleri;

c) Soğuma esnasında eriyiğin sürekliliğini koruyarak katılaştırılan melt spinning tekniğidir.

Tablo 1’de çeşitli hızlı katılaştırma teknikleri, elde edilen ürün şekli ve yaklaşık soğuma hızları verilmiştir.

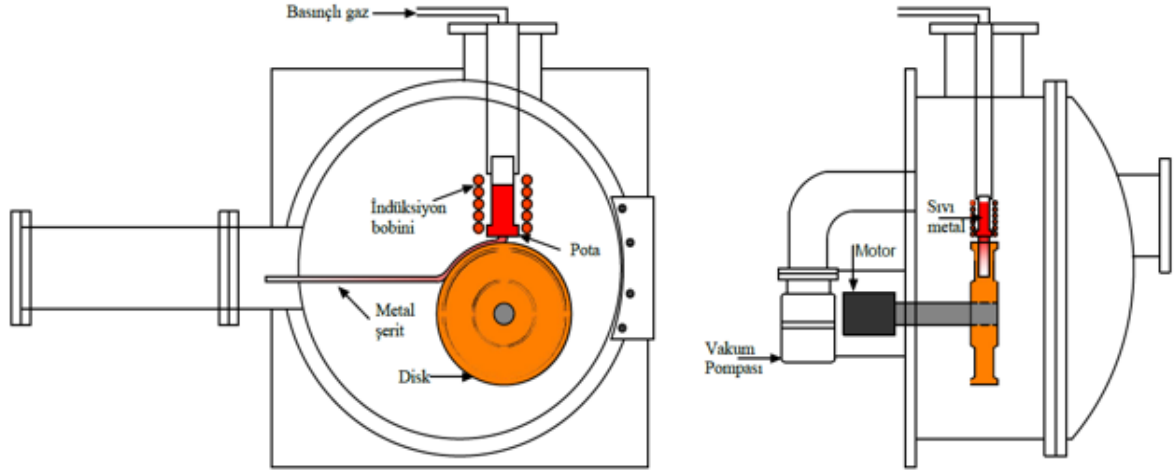
Tablo 1. Yüksek sıcaklık alaşımları ve reaktif alaşımların geliştirilmesinde kullanılan hızlı katılaştırma teknikleri [39,41-43].

Hızlı Katılaştırma Tekniği	Soğuma hızı (K.s <sup>-1</sup> )	Ürün şekli	Ürün boyutu (µm)
Gaz atomizasyonu	10 <sup>2</sup> -10 <sup>3</sup>	Küresel toz	50-100
Ultrasonik gaz atomizasyonu	10 <sup>6</sup> 'ya kadar	Küresel toz	10-50
Döner elektrot yöntemi	10 <sup>3</sup> -10 <sup>5</sup>	Küresel toz	125-200
Plazma döner elektrot yöntemi	10 <sup>3</sup> -10 <sup>5</sup>	Küresel toz	125-200
Melt spinning yöntemi	10 <sup>5</sup> -10 <sup>8</sup>	Şerit	10-1000 (kalınlık)
Lazer spin atomizasyonu	10 <sup>5</sup> -10 <sup>6</sup>	Küresel toz	100
Elektron demetiyle püskürtme tekniği	10 <sup>4</sup> -10 <sup>7</sup>	Farklı geometrilere toz	40-100
Ark eritme tekniği	10 <sup>5</sup> -10 <sup>6</sup>	Küresel tozlar	80-150
Lazerle yüzey ergitme tekniği	10 <sup>5</sup> -10 <sup>8</sup>	Şerit	10-1000 (kalınlık)

### 1.3. Melt Spinnig Tekniği ve Çalışma Prensibi

Yüksek soğuma hızlarında ve endüstriyel amaçlı olarak büyük miktarlarda malzeme üretilmesine imkan tanımasından dolayı hızlı katılaştırılmış malzeme üretiminde en çok kullanılan teknik melt spinning yöntemidir. Bu teknikte, eriyik haldeki metal veya alaşım, nispeten yüksek hızla dönmekte olan ısıl iletkenliği yüksek (genellikle bakır malzemeden) disk üzerine gaz basıncıyla akıtılır. Eriyik disk üzerinde sürekli formda katılaştır ve santrifüj kuvvet etkisiyle disk üzerinden savrulur. Elde edilen şeritler toz haline getirmek amacıyla bilyeli öğütme işlemine tabi tutulurlar [19,44].

Şematik resmi Şekil 1’de verilmiş olan melt spinning tekniğinde, erimiş haldeki alaşım, potanın dip kısmında bulunan bir nozuldan yüksek basınçlı gaz aracılığıyla dönmekte olan disk üzerine akıtılmakta ve üretim parametrelerine bağlı olarak sürekli formda şerit veya kaba boyutlu toz olarak, yüksek soğuma hızında katılaştırılmaktadır [45-47].



Şekil 1. Melt spinning (eriyik eğirme) sisteminin şematik görünümü.

Melt spinning yönteminin diğer hızlı katılaştırma yöntemlerine göre avantajları şunlardır [48-50]:

- Melt spinning tekniği ile en yüksek soğuma hızı elde edebilir ve yöntemin uygulanması kolaydır.
- En iyi fiyat/performans oranına sahiptir.
- Bilinen haddelendirme teknikleri ile haddelenmesinde problem olan gevrek malzemelerin çok ince şeritler halinde üretimi kolaylıkla yapılabilir.
- Hızlı katılaştırılmış amorf veya mikrokristalli malzemeler üretilebilir.
- Bu yöntemle malzemenin ostenit fazına çıkartılması doğrudan ergimiş metal ile sağlanmakta, yarı kararlı martenzit fazına geçiş ise herhangi ilave bir ısıtma işlemine gerek kalmaksızın tek bir işlem kademesiyle, hızlı soğutma tekniği ile sağlanabilmektedir.

Diğer hızlı katılaştırma yöntemleri ile  $10^3 - 10^5$  K/s soğuma hızı elde edilirken melt spinning tekniği ile  $10^5 - 10^8$  K/s soğuma hızlarında malzeme üretmek mümkündür.

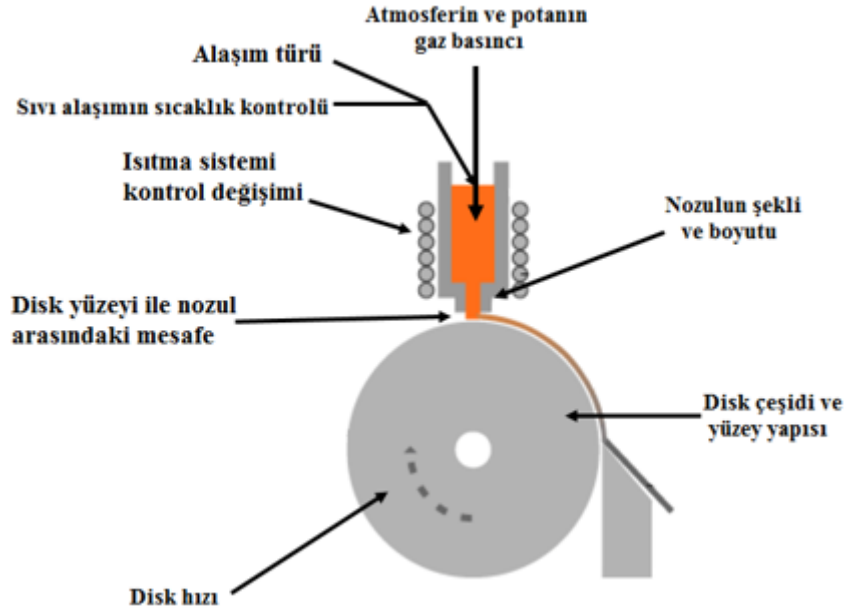
Geleneksel yöntemlere göre soğuma hızının fazla olması bu yöntemle üretilen malzemelere olan ilgiyi arttırmıştır. Diğer taraftan, melt spinning tekniği, geleneksel döküm yöntemlerine göre de oldukça üstün avantajlara sahiptir ve bu teknik ile malzemelerin aşağıda belirtilen özellikleri artırılabilir [19]:

- 1) Alışım elementinin katı haldeki çözünürlük sınırı artar.
- 2) Yeni yarı kararlı kristal, kuazikristal, nanokristal ve amorf yapılar oluşur.
- 3) Yapısal ve kimyasal homojenlik artar.
- 4) Nanokristal ve nanoparçacık yapıları iyileşir.
- 5) Segregasyon oluşumu azalır.
- 6) Dentrit kol aralığı önemli ölçüde azalır.
- 7) Tane boyutu azalır, mikroyapı iyileşir.
- 8) Mekanik özellikler gelişir.
- 9) Elektriksel ve manyetik özellikler artar.
- 10) Korozyon dayanımı ve tribolojik özellikler iyileşir.
- 11) Yüksek sıcaklıkta termal kararlılık sağlanır.
- 12) Dövme yöntemine kıyasla üretilen folyolar daha ekonomiktir.
- 13) Seramik matris takviyesi olarak kullanılan fiberlerin üretim maliyetini azaltır.
- 14) Yüksek özgül mukavemet, yüksek elastik uzama ve yüksek korozyon direnci gibi hacimsel metallerin üretimini mümkün kılar.

### **1.3.1. Şerit Oluşum Mekanizması**

Literatürde, melt spinning işleminde şeritlerin boyut ve özelliklerine etki eden pek çok parametrenin olduğu belirtilmiştir. Metal eriyiğinin sıcaklığı, nozulun döner disk ile yaptığı açı, sıvı metali disk üzerine göndermekte kullanılan gazın basıncı, disk hızı vb. elde edilen ürünün boyut, şekil ve soğuma hızına etki eden parametrelerdir [51]. Melt spinning işleminde temel parametreler Şekil 2’de şematik olarak gösterilmiştir [19].





Şekil 2. Melt spinning yönteminde etkili olan parametrelerin şematik gösterimi.

Şerit oluşum mekanizmasının önemli parametrelerinden olan gaz basıncının etkisi ile disk üzerine sevk edilen sıvı metal disk ile temas ettiği ilk anda disk üzerinde bir sıvı metal havuzu oluşur. Oluşan bu sıvı metal kütlesi diskin merkezkaç kuvveti etkisiyle incelerek şerit halinde uzar ve katılaşır. Sıvı metal kütlesinin konumu, diskin ve sıvı metalin sıcaklığı, diskin yüzey pürüzlülüğü, disk hızı, diskin termofiziksel özellikleri ve erimiş metal ile disk arasındaki temas açısı gibi birçok faktöre bağlıdır. Erimiş metal ile diskin mükemmel teması hiçbir zaman tam anlamıyla gerçekleşmez. Disk üzerine akıtılan sıvı metalin şerit olarak katılaşması aşamaları Şekil 3'te verilmiştir [19,52].

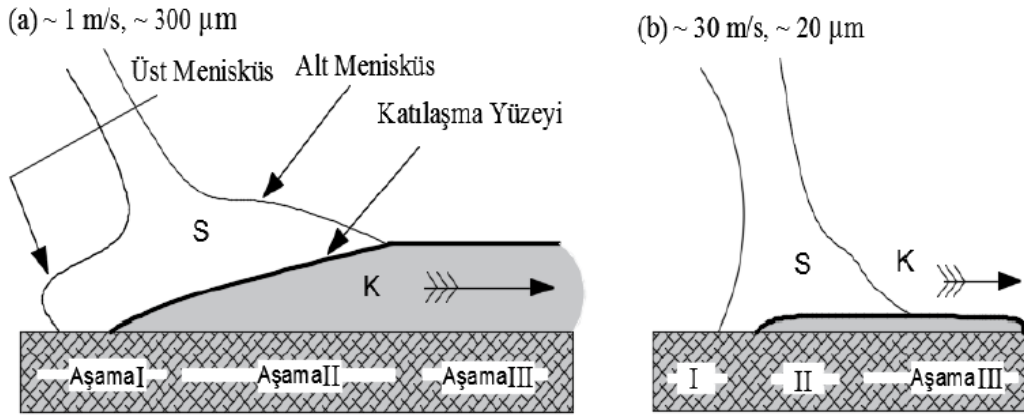
Sıvı metal kütlesinin soğuk disk yüzeyine çarpmasıyla birlikte katı sınır tabakası oluşmakta ve şerit oluşumu bu anda başlamaktadır. Düşük disk dönme hızında (1 m/s) tipik şerit kalınlığı yaklaşık 300  $\mu\text{m}$  civarındadır. Çarpma sırasındaki anlık soğuma hızı yüksektir ( $\dot{T} \sim 105 \text{ }^\circ\text{C/s}$ ). Çünkü sıvı metal, çarpma ve temas alanı ile ilgili olarak ideal temasa sahiptir. Burada ısı transfer katsayısı ( $h'$ ) ile ifade edilir ve eriyiğin ilk katılaşmaya başladığı bölge aşama I olarak tanımlanır [52].

Aşama I' de uzaklaştırılan ısı  $(C_P)^L dT + L$  'dir ve buradaki  $(C_P)^L$  eriyiğin özgül ısısı,  $L$  ise gizli ısıdır. Şeridin disk ile teması kesildiği anda ısı direnci artar, çünkü ısı, disk ile şerit teması sonucunda disk aracılığıyla uzaklaşır. Dahası, şerit ve disk arasındaki temas bölgesi katılaşma boyunca hacim değişikliğinden dolayı oldukça azalır. Tüm metal ve alaşımlar benzer davranışlar gösterir; yani, temas bölgesi küçülür. Bu bölge aşama II

olarak adlandırılır ve şerit/disk arayüzündeki ısı transfer katsayısı ( $h''$ ) ile ifade edilir ve bu katsayı ( $h'$ )'den daha küçüktür [52].

Aşama II' de uzaklaştırılan ısı  $(C_P)^L dT + L$ 'dir. Ayrıca, ( $h''$ )'nin küçük olmasından dolayı aşama II' de uzaklaştırılan ısı miktarı aşama I' dekinden daha azdır. Bu yüzden aşama II' de oluşan mikroyapı daha iri tanelidir [52].

Son safhada eriyik katılaştır ve bu safha aşama III olarak adlandırılır. Aşama III'de uzaklaştırılan ısı  $(C_P)^L dT'$  dir ve ısı transfer katsayısı ( $h''$ )' dir. Yüksek dönme hızında (30 m/s), şeritler daha ince (yaklaşık 20  $\mu\text{m}$ ) ve soğuma hızı daha yüksektir ( $\dot{T} \sim 106$   $^{\circ}\text{C/s}$ ). Ayrıca, yüksek dönme hızındaki ısı transfer katsayısı ( $h'$ ) (Şekil 3-b), düşük dönme hızındaki ısı transfer katsayısından ( $h'$ ) (Şekil 3-a) daha büyüktür. Yani, yüksek dönme hızlarında aşama II neredeyse hiç gerçekleşmemektedir ve bu durum şeritlerde daha ince mikroyapının oluşumuna neden olmaktadır. Tablo 2'de şerit oluşumunun farklı aşamalarında ısı transfer katsayıları ve uzaklaştırılan ısı miktarları topluca gösterilmiştir.



Şekil 3. Şerit oluşum prosesi (a) Düşük disk hızı (1 m/s) ve kalın şerit (300 $\mu\text{m}$ ), (b)Yüksek disk hızı (30 m/s) ve ince şerit (20  $\mu\text{m}$ ) [52].

Tablo 2. Şerit oluşumunun farklı aşamalarında ısı transfer katsayıları ve uzaklaştırılan ısı [52].

Aşama	I	II	III
Isı Transfer Katsayısı	$h'$	$h''$	$h''$
Çıkartılan Isı	$(C_P)^L dT + L$	$(C_P)^L dT + L$	$(C_P)^L dT$

#### 1.4. Toz Metalurjisi Yöntemiyle Parça Üretimi

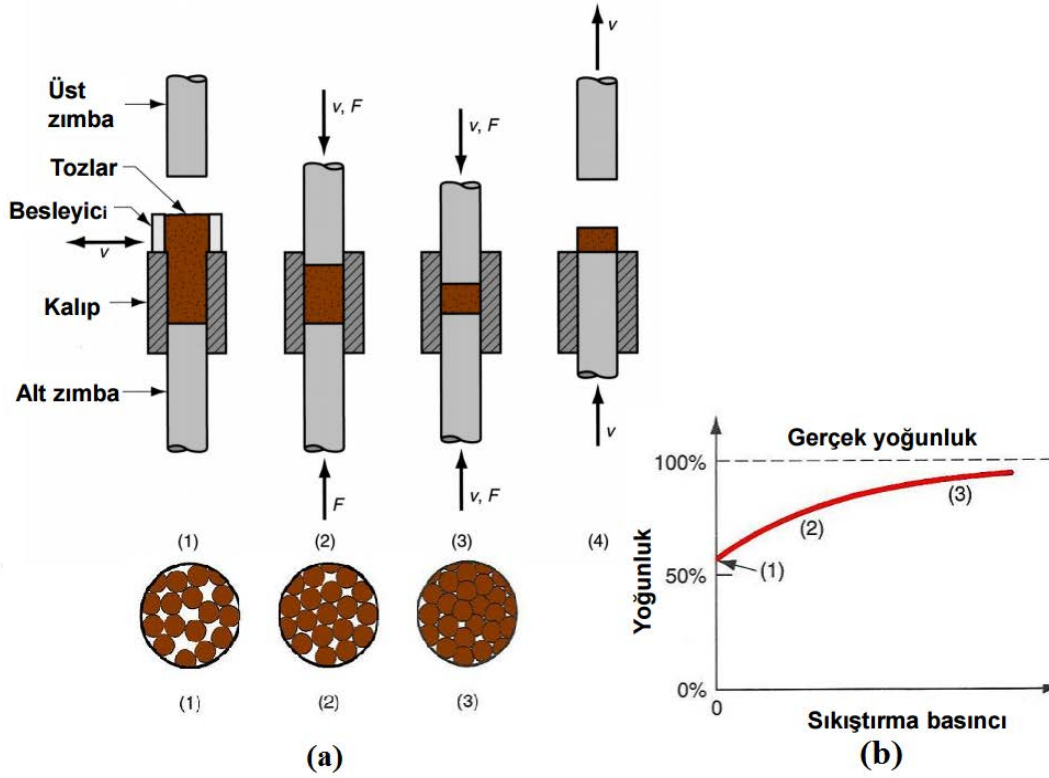
Toz metalurjisi yöntemiyle parça üretimi; üretilen tozların gerekli toz hazırlama işlemlerinden sonra bir kalıpta alt ve üst zimbalar aracılığıyla basınç uygulayarak sıkıştırılması ile ham parça haline getirilmesi ve sonrasında sinterlenmesi işlemidir. T/M yönteminde presleme öncesi yapılması gereken bir seri işlem vardır ve genellikle bu işlemler toz numune hazırlama olarak adlandırılır. Bu kapsamda; toz boyut analizinin yapılması, tozların akıcılık ve görünür yoğunluklarının belirlenmesi, toz yüzey oksitlerinin indirgenmesi ve yağlayıcı vb. katkıları ilave edilerek tozun karıştırılması, presleme öncesi yapılması gereken işlemler olarak kabul edilebilir.

T/M üretim aşamaları genel olarak 4 safhadan oluşmaktadır [13]:

- 1) Toz üretimi
- 2) Harmanlama ve Karıştırma
- 3) Sıkıştırma veya presleme
- 4) Sinterleme

##### 1.4.1. Tozların Sıkıştırılması

Sıkıştırmanın temel amacı, toz parçacıklarının istenilen şekle dönüştürülmesi için, yapıya kendi ağırlığını taşıyabilecek kadar yoğunluk ve dayanım kazandırılmasıdır. Tozların sıkıştırılması, imal edilecek parça için özel olarak tasarlanmış kalıp kullanarak toz metalurjisi presinde gerçekleştirilir. Tozlar, basınç uygulandığında; önce parçacıklar birbiri üzerinden kayarak ve daha sonra da yüksek basınçlarda parçacığın plastik deformasyonla şekil değiştirmesiyle yoğunlaştırılırlar. Yoğunluktaki artış düşük basınçlarda önce hızlıdır, fakat gözenekler kapandıkça toz, yoğunlaşmaya karşı artarak direnç gösterir. Şekil değiştirme parçacıkların sertliğini artırdığından, sıkıştırmayı devam ettirmek için daha yüksek basınç gerekir [13]. Sıkıştırma işlemi esnasında kalıpta oluşan ardışık hareketler, ham yoğunluğa ulaşma aşamaları ve tozların yoğunluğunun basınca bağlı olarak değişimi Şekil 4'de gösterilmiştir.



Şekil 4. Çift tesirli toz sıkıştırma işleminde ardışık hareketler. (a) Sıkıştırma sırasında kalıbın ardışık hareketleri, (b) Presleme anında yoğunluğunun basınca bağlı olarak değişimi [53].

Sıkıştırılmış toza ham parça adı verilir. Preslemeden sonra, ham parça kalıbın içinde mekanik olarak kilitlemiş durumdadır. Parçayı kalıptan çıkaracak kuvvete çıkarma kuvveti denir. Burada yağlayıcı çok etkilidir. Yağlayıcı etkisi arttıkça hem çıkartma kuvveti, hem de kalıp aşınmaları azalır [13].

Presleme işleminin ilk aşamasında tozlar konumlarını değiştirerek gevşek durumdan sıkı paket durumuna geçmeye başlar. Bu aşamada parçacıkların elastik deformasyonu söz konusudur. İkinci aşamada yoğunlaşmada ani bir artış meydana gelir. Bu aşamada tozlar birbiri üzerinden kayarak yeniden konumlanırken, parçacıklar arasında kenetlenme meydana gelmiş olup geri dönüşü olmayan bir konuma geçilir. Kenetlenen parçacıklar plastik deformasyona uğradıklarında son aşama başlamış olur. Basınç arttıkça tanecikler arası temas alanı artar. Son aşamada yoğunlaşma komşu parçacıkların karşılıklı olarak bir araya gelmesiyle sağlanır. Başlangıçta 4-6 olan parçacık koordinasyon sayısı son aşamada 10-12 gibi rakamlara ulaşabilir. Sıkıştırma işlemi devam ettikçe parçacıklar arası temas

alanı büyüterek ham yoğunluğa ulaşılır. Son aşamada parçacıkların plastik deformasyonla sertleşmelerinden dolayı yoğunlaşma hızında bir azalma görülür [54,55].

Sıkıştırma, eksenel, izostatik ve hacim deformasyonu olarak üç farklı yöntemde gerçekleştirilir [56].

Eksenel sıkıştırma: Tek ve çift etkili olabildiği gibi soğuk, sıcak ve ılık sıkıştırma şeklinde de olabilmektedir.

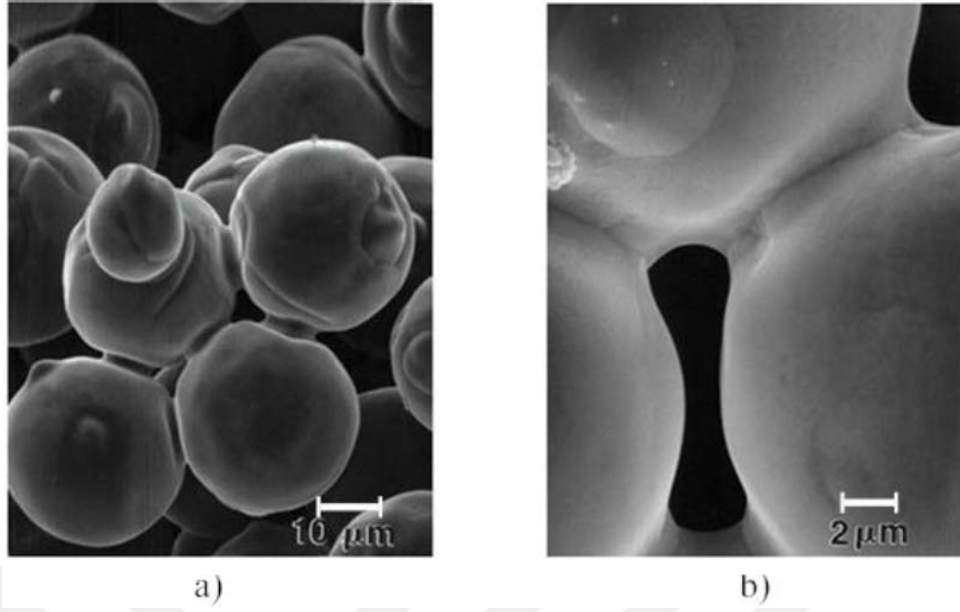
İzostatik sıkıştırma: Soğuk ve sıcak olmak üzere iki farklı şekilde uygulanabilir.

Hacimsel deformasyon: Toz dövme, toz ekstrüzyonu ve toz haddeleme olarak uygulanmaktadır.

#### **1.4.2. Tozların Sinterlenmesi**

Tozlar farklı gerilmeler altında sıvılar gibi davranırlar ve şekillendirilebilirler. Bundan dolayı tozların şekillendirilmesi ile otomotiv biyel kolları ve rot bağlantıları gibi birçok parça kolaylıkla üretilebilir. Tozlar kalıpta şekillendirme, serbest döküm, ekstrüzyon, enjeksiyon kalıplama, izostatik presleme ve haddeleme gibi farklı şekillendirme işlemleri ile şekillendirilebilirler. Hangi şekillendirme işlemi kullanılırsa kullanılsın, sinterleme yapılmaksızın şekillendirilen parçaların istenilen mukavemet değerine ulaşması mümkün değildir. Sinterleme işleminde, parçacıklar arasında bir bağ oluşur ve bu ise birleşen parçacıklara mukavemet kazandırır. Sinterleme ile üretilen parçalarda istenilen son özelliklere ulaşılması sağlanır [13,57].

Sinterleme işlemleri yaklaşık olarak metal veya alaşımın ergime sıcaklıklarının yarısının biraz üzerinde gerçekleştirilir. Malzemeler geniş bir sıcaklık aralığında ergirler ve sinterleme de geniş bir sıcaklık aralığı boyunca yapılır. Sinterlemenin ana mekanizmaları yüzey ve hacim difüzyonudur ve sinterleme esnasında parçacıklar arası bağların oluşumu ve yapı içerisindeki gözenek yapısının değişimi birbirleri ile doğrudan ilişkilidir. Ayrıca mukavemet, süneklilik, iletkenlik, manyetik geçirgenlik ve korozyon direnci gibi birçok özellik sinterleme sırasında çarpıcı biçimde değişir. Birçok durumda, sinterleme sırasında parça yoğunluklarının artması ile boyutsal çekme de artar. Parçacıklar arası bağlar büyürken, yapı içerisindeki gözenek miktarı giderek azalır ve ortadan kalkar. Şekil 5'de küresel tozlar arasında boyun oluşumunun elektron mikroskobu görüntüsü sunulmuştur [13,57].



Şekil 5. Sinterlemede boyun oluşumunun taramalı elektron mikroskobu görüntüsü. a) Çok sayıdaki parçacıklar arasında bağ oluşumu, b) üç adet parçacık arasında bağ oluşumu [57].

Sinterleme sıcaklığı yüksek olduğunda tane sınırlarının hareketi artacağından, tane sınırları gözeneklerden uzaklaşır. Sinterleme işlemi esas olarak iki gruba ayrılır [13,57]:

- 1) Katı faz sinterlemesi
- 2) Sıvı faz sinterlemesi

Sinterleme işlemi sırasında fırının içerisindeki atmosfer, sinterleme prosesini ve malzeme yapısını doğrudan etkilediğinden kullanılacak sinterleme atmosferi büyük önem arz eder. Sinterleme esnasında kullanılan atmosferlerin önemli fonksiyonları şunlardır [58]:

- Fırın içerisine atmosfer havası girişini engellemek,
- Tozlarda kullanılan bağlayıcıların giderilmesini sağlamak,
- Toz partiküllerin yüzeyindeki oksitleri indirgeme,
- Çelik parçalarda yüzeydeki ve gözeneklerdeki karbon oranını kontrol etmek,
- Bazı özel uygulamalarda karbon giderilmesini sağlamak,
- Bazı malzemelerde soğuma sırasında kontrollü oksidasyonu sağlamak,
- Fırın ısını etkilili ve düzenli bir şekilde malzeme içerisine iletmek.

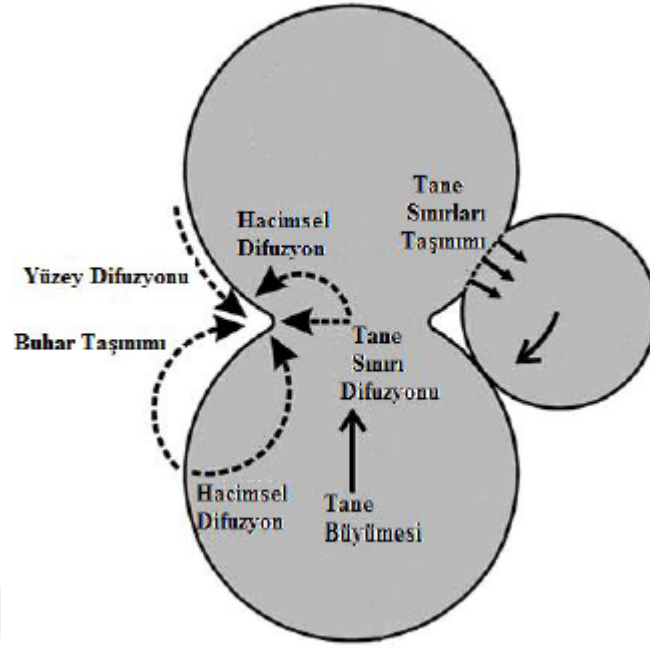
Sinterleme işleminde değişik gaz veya vakum atmosferleri kullanılır. Bunların başlıcaları şunlardır [58,59]:

- Redükleyici atmosfer: Hidrojen, CO, metan ve amonyak,
- Nötr atmosfer: Vakum, helyum, argon, azot,
- Nitrürleyici atmosfer: Amonyak

#### **1.4.2.1. Katı Faz Sinterleme**

Katı faz sinterlemesi toz parçacıkların, metalin ergime sıcaklığının altında sinterlenmesinden meydana gelmektedir. Uygun sıcaklık ve sürede atomların yayınımlı (difüzyon) ile kütle transferi gerçekleşir ve tozlar arasında bağ oluşur. Bu açıdan, sinterleme sıcaklığı ve süresi en önemli işlem parametreleridir. Kullanılan tozun bileşimine ve ortalama boyutuna bağlı olarak bu değişkenler belirlenir. Küçük parçacıklar yüksek yüzey enerjisine sahip olduklarından, yüksek sıcaklıkta atomların yayınımlı ve küçük parçacıkların yüzey enerjilerinin azalmasıyla sinterleme gerçekleşir. Tozlarda yüzey enerjisi toz boyutuyla ters orantılıdır. Küçük boyutlu tozlar, büyük boyutlu olanlara nazaran daha yüksek yüzey enerjisine sahiptirler ve daha hızlı sinterlenirler. Büyük boyutlu tozların sinterlenmesinde difüzyon mesafesinin uzamasından dolayı tam yoğunluğa ulaşmak için daha uzun süre sinterlemek gerekir [59].

Sinterlemede atomların hareket etmesi sıcaklıkla gerçekleşir ve gerekli olan en düşük enerjiye aktivasyon enerjisi denir. Yüksek sıcaklıklarda atomlar komşularıyla bağlarını koparıp yeni yerlerine gidecek düzeyde enerjiye sahip olurlar Sinterleme yüzey difüzyonu, tane sınırı difüzyonu ve tane içi hacim difüzyonu mekanizmalarıyla gerçekleşir (Şekil 6). Yüzey difüzyonu; buharlaşma-yoğunlaşma, yüzeysel yayınma ve yayınma taşınmasıdır. Hacim taşınımları ise latis yayınması, tane sınır yayınması ve plastik akıştır. Hacimsel taşınım yoğunlaşmayı yani büzülmeyi gerçekleştirirken yüzeysel taşınımlar kaynaşmayı sağlayıcı ve tozlar arasındaki bağları kuvvetlendirici etki yapar [44,60].



Şekil 6. Katı hal sinterlemesinde difüzyon mekanizmaları [60].

Katı faz sinterlemesi dört aşamadan oluşmakta olup bu aşamaların detayları Tablo 3'te verilmiştir:

- Yapışma: Parçacıklar arası bağ (boyun) oluşması,
- Başlangıç aşaması: Boyun büyümesi,
- Ara aşama: Gözeneklerin yuvarlaklaşması ve uzaması,
- Son aşama: Gözeneklerin küçülmesi ve yoğunlaşma.

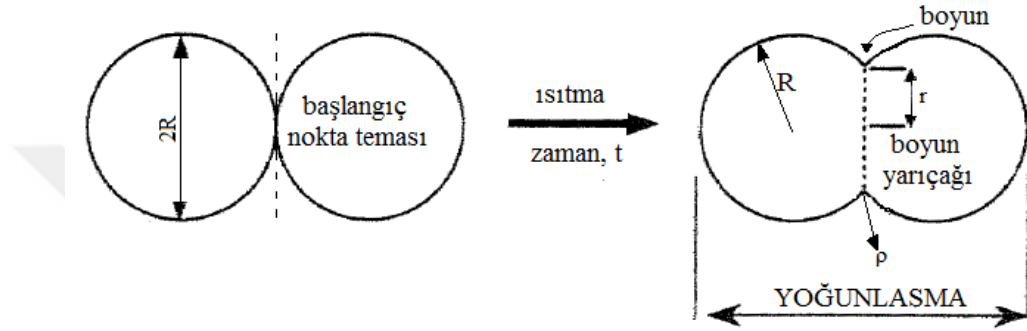
Tablo 3. Katı faz sinterleme aşamaları [61].

Aşama	Proses	Yüzey alan kaybı	Yoğunlaşma	Büyüme
Yapışma	Temas oluşturma	En az	Yok	Yok
Başlangıç	Boyun büyümesi	Belirgin, %50'ye kadar kayıp	Başlangıçta küçük	En az
Ara	Gözenek yuvarlaklaşması ve uzaması	Neredeyse açık gözeneklerin tamamının kaybı	Belirgin	Tane ve gözenek çapında büyüme
Son	Gözenek kapanması ve son yoğunlaşma	Önemsiz kayıp	Yavaş ve nispi olarak en az	Kapalı tane ve gözenek büyümesi



Bağ oluşumu, atomların difüzyonu ve bunu takip eden tane sınırlarının oluşumunu içerir. Bağ oluşturma işleminin büyük bir kısmı sinterleme sıcaklığına kadar geçen ısıtma ve sabit sinterleme sıcaklığının ilk zamanlarında oluşur.

Boyun büyümesi sinterlenen kütle içerisinde malzeme taşınımını gerektirir, fakat gözeneklerde azalma olmaz. Yani sinterlenen parçada büzülme olmaz ve gözeneklerin devamlılığı etkilenmez. Sinterlemede parçacıklar arası bağ oluşumu modeli şematik olarak Şekil 7’de gösterilmiştir.



Şekil 7. Sinterlemede noktasal temas ile başlayan ve parçacıklar arası bağ gelişimini gösteren iki küre sinterleme modeli.

Şekil 7’de görüldüğü gibi parçacıklar arası temas, boyun olarak adlandırılan sinter köprülerine dönüşür. Bu safhada toz taneleri birbirinden bağımsızdır ve sıkıştırmanın etkisiyle oluşmuş durumdadır. Fakat iki tane arasındaki temas yüzeyinde tane sınırı oluşmaya başlar. Partiküllerin merkezleri çok küçük miktarda birbirine yaklaşır ve hacimsel daralmanın başlangıcını oluşturur (yüzey difüzyonu). Yüzey difüzyonu aşağıdaki ampirik formülle ifade edilmektedir:

$$K=(1/\rho-1/r)-2/R \quad (1.1)$$

Burada;  $\rho$ : sinter boyun eğrisinin radyüsü,  $r$ : sinter boyun yarıçapı ve  $R$  ise sinter toz tanelerinin yarıçapıdır.

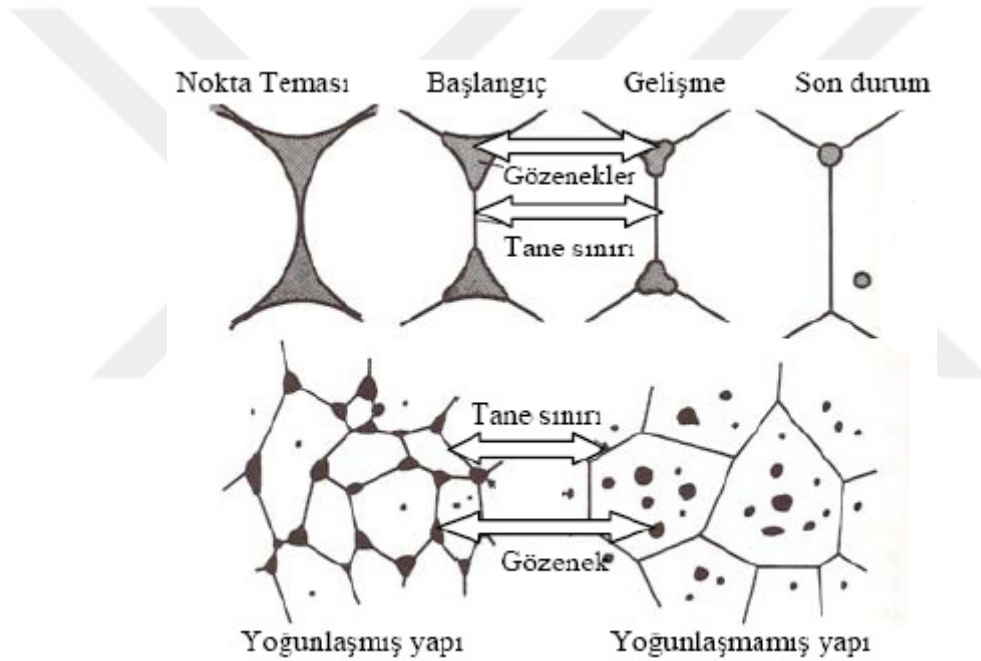
Ara safhada iki toz tanesi arasında mukavemetli boyun bölgesinin oluşumundan sonra,  $r/R$  oranı belli bir değerin üzerine çıkacak olursa, bağımsız tane şekli ortadan kalkar. Düzenli bir boşluk ağı oluşur ve tane büyümesi olarak adlandırılan yeni yapı oluşur. Bu safhada, toz karışımına katılan bağlayıcı ve yağlayıcıların büyük çoğunluğu buharlaşır ve

hacimsel daralmanın en fazla gözlemlendiği safhadır (buharlaşma ve yoğunlaşma). Sinter boyun gelişimi olarak adlandırılan bu ifade aşağıdaki formülle ifade edilmektedir [44].

$$r^n = F(s) \times t \quad (1.2)$$

Burada; r: sinter boyun radyüsü, t: sinterleme süresi, F(s): sıcaklık üzerine bağımlı fonksiyon ve partikül büyüklük geometrisi, n: malzeme transfer mekanizması değeridir

Son safhada kapalı gözenek oranı hızla artar. Birbirinde izole edilen gözenekler, küresel forma dönüşür. Burada yoğunluk artışı devam eder ve teorik yoğunluğa yaklaşılır (kütle ve sınır difüzyonu). Bütün bu safhalar sonrasında taneler arası bağ oluşumu (sinter neck) ile yoğunlaşmış ve yoğunlaşmamış yapılar Şekil 8'de görülmektedir.



Şekil 8. Sinterleme sırasında taneler arası bağların oluşumu [44].

Gözenek kanallarının yuvarlaklaşması ve uzamasında, gözenek yüzeylerinden boyun kısmına malzeme (kütle) taşınımıyla gözenekler daha fazla yuvarlaklaşır ve kanallara doğru uzar. Gözenek kapanması ve yoğunlaşmasında gözenekler tamamen kapanır ve daha sonra gözenek küçülmesinin en önemli göstergesi olan sinterlenen parçanın hacimce küçülmesi meydana gelir. Bu olay katı malzemelerin gözeneklere, gözeneklerdeki gazların da dış yüzeye hareketini içermektedir. Daha yüksek sıcaklıkta veya daha uzun sürede yapılan sinterlemede tane büyümesi ve gözenek büyümesi olur. Toplam gözenek sayısı azalırken, gözenek yüzdesi değişmez. Dolayısıyla yoğunluk artışı olmaz [44].

### 1.5. Gözenekli Malzemeler

Gözenek, yetersiz yoğunlaştırmadan dolayı tozlar arasında oluşan boşluktur. Ham parçada gözenek boyutu toz boyutundan daha küçüktür. Gözeneklilik ise T/M ile üretilmiş bir parçadaki boşluk miktarıdır. Gözenekliliğin boyutu yoktur, ölçülen yoğunluk ve teorik yoğunluktan yüzde olarak hesaplanır [13].

$$\varepsilon = \left[ \frac{V_b}{V_b + V_k} \right] \quad (1.3)$$

Burada;  $V_b$ : Toplam boşluk hacmini,  $V_k$ : Toplam katı hacmini ve  $\varepsilon$ : Gözenekliliği göstermektedir. Gözeneklilik, gözenekli ortamın yapısına bağlı olarak 0 ile 1 arasındaki değerleri alabilir.

Son yıllarda gözenekli malzemeler için araştırmacılar farklı uygulama alanları bulmuştur. Polimer ve cam köpükler düşük ısı iletkenlikleri nedeniyle ısı yalıtkanlık gerektiren uygulamalarda, yüksek enerji absorblama gösterdiklerinden dolayı da ambalajlamada kullanılırken, seramik köpükler yüksek sıcaklık dayanımlarından dolayı metal döküm sektöründe filtreleme amacıyla kullanılmaktadır. Bu malzemelere göre yeni bir malzeme grubu olan gözenekli metalik malzemeler hafiflik, rijitlik, ısı ve ses izolasyonu özellikleriyle otomotiv ve havacılık uygulamalarında kullanım alanı bulmaktadır. Gözenekli metalik malzemelerin yapısal kullanım alanları arasında otomotiv, demiryolu ve inşaat endüstrileri, uzay araçları ve biyomedikal uygulamalar; işlevsel kullanım alanları arasında ise filtreleme, ısı değiştirici, soğutma sistemleri, elektrokimyasal uygulamalar, sıvı iletimi gibi uygulamalar sayılabilir [62].

T/M'nin en önemli uygulama alanlarında birisi gözenekli yataklardır. Uygulamalarda genellikle bronz ve demir alaşımı kaymalı yataklar kullanılmaktadır. Bronz yatakların mekanik özellikleri demir yataklara göre düşük olmasına rağmen sürtünme katsayılarının daha düşük olmasından dolayı tercih edilirler. Bakır alaşımları korozyon, yüksek mekanik dayanımları ve aşınma dayanımları nedeniyle bu alanda en çok tercih edilen malzeme grubunu oluşturur.

Pratikte birçok sektörde kullanım alanı bulan bu alaşımlar mekanik, tribolojik, elektrik ve termal iletkenlikler gibi farklı özellikleri de sahiptirler. Bu alanda yapılan çalışmalar nikel alüminyum bronzlarında elektrik ve termal özellikleri azaltmadan mekanik

ve tribolojik özelliklerinin geliştirilmesi üzerine yoğunlaşmaktadır. Mekanik ve tribolojik özelliklerin geliştirilmesinde kullanılan en önemli yöntem ise alaşım kompozisyonları üzerinde yapılan değişimler ve alaşımların ısıl işlem yeteneklerinin geliştirilmesine yönelik olarak yapılmaktadır. Bu nedenle, bileşimde bulunan alüminyum kadar demir ve nikel oranları da malzemenin dayanımı üzerinde etkili olmaktadır [25-31].

Kendinden yağlı yataklar, gözenekli T/M ürünleri arasında en eski endüstriyel uygulama alanına sahip parçalardır ve geçmişi 1920'lerin ortalarına kadar dayanmaktadır. Dönme hareketine maruz kalan her bir eleman bir yatak tarafından korunmaktadır. T/M kendinden yağlı yataklar bu dönme hareketi gerektiren parçalarda kullanılmaktadır ve aşağıda geniş kullanım alanları verilmiştir [62,63]:

- a) Otomotiv: Klima cihazları, ısıtıcı elemanlar, cam silecek motorları, koltuk ayar elemanları ve bagaj elemanlarında.
- b) Taşınabilir Motorlu Aletler: Matkaplar, motorlu testere, oyma testere ve zımpara cihazlarında.
- c) Elektronik: Fonograflar, yüksek duyarlıklı ekipmanlar, müzik seti ekipmanları ve video kaydedicilerde.
- d) Bilgisayarlar ve fotokopi makinalarında.
- e) Tarım Makinaları: Traktör, biçerdöver, pamuk toplama makinası, çim biçme makinaları, ip çekme cihazları ve zincir testerelede.
- f) Denizcilik: Motorlarda.

### 1.5.1. Gözenek Yapısının Karakterizasyonu

Gözenekliliğin birimi yoktur ve her ikisi de birim hacimdeki kütle şeklinde ifade edilen, yoğunluk ve teorik yoğunluktan yararlanarak belirlenir. Basit geometrilere yoğunluk, kütleyle beraber parça boyutlarını ölçerek kolayca belirlenir. Birim hacim başına düşen kütle, yoğunluğu verir ve kısmi yoğunluk, ölçülen yoğunluğun gözeneksiz haldeki yoğunluğa oranıdır. Dolayısıyla  $1 - \rho$ , gözeneklilik oranıdır [13].

Karmaşık şekillerde, Arşimet suya daldırma tekniği, hacim ve dolaylı olarak yoğunluk ve gözenekliliği ölçmek için kullanılır. Bu teknikte numunenin kuru ortamdaki ağırlığı, yağ emdirildikten sonraki ağırlığı ve bir tel yardımıyla sudaki asılı ağırlığı hesaplanır ve aşağıda verilen formülle yoğunluğu tayin edilir [13]:

$$\rho = \frac{W_1 \cdot Q_w}{W_2 - (W_3 - W_w)} \quad (1.4)$$

Burada;  $\rho$ : gözenekli malzemenin yoğunluğu,  $W_1$ : numunenin kuru ağırlığı,  $W_2$ : yağ emdirildikten sonraki ağırlığını,  $W_3$ : suya daldırıldıktan sonraki ağırlık,  $Q_w$ : suyun sıcaklığa bağlı yoğunluğu ( $Q_w = 1,0017 - 0,0002315T$  ve  $T$ 'de, °C olarak suyun sıcaklığıdır),  $W_w$ : telin sudaki ağırlığını ifade eder.

## 1.6. Triboloji

Eski Yunan dilindeki τριβο (tribo) "sürtünme" ile λόγος (logos) "prensip veya mantık" kelimelerinden türeyen triboloji, ilk olarak 1966 yılında İngiltere'de Dr. H. Peter Jost[64] tarafından hükümet raporunda; sürtünme, aşınma ve yağlama konularını inceleyen bilim dalı olarak tanımlanmıştır. Tekerleğin icadından önce ağır yükleri silindirik kalaslar üzerinde kaydırarak bir yerden bir yere taşıyan insanlık, bu kalasları ıslatarak triboloji dalında ilk adımları atmıştır. Sürtünmeyi azaltmak ve aşınmayı önlemek için çaba sarf eden insanoğlunun bilinen en eski triboloji çalışması M.Ö.2000 yılından da eski dönemlerde çömlek üretiminde kullanılan çarkın millerindeki sürtünmeyi azaltmak için zift kullanılmasıdır [65].

Triboloji ile ilgili Avrupa'daki ilk bilimsel çalışmaların Rönesans ile başladığı düşünülmektedir. Alman Kardinal Nikolaus von Kues(1401-1464) yaptığı çalışmalarda, sikloid dişlileri tanımlamıştır [66].

Ortaçağda İtalyan mimar, resam ve mühendis Leonardo da Vinci (1452-1519) sürtünme, aşınma ve makine elemanları konusunda bilinen ilk sistematik araştırmayı yapmış ve 5000 sayfanın üzerinde doküman hazırlamıştır. Leonardo tarafından önerilen küçük sürtünme dirençli yatak konstrüksiyonu ve alaşımları günümüzde prensip bakımından pek çok makinada halen uygulanmaktadır [65,66].

Robert Hooke (1635-1703) yuvarlanma sürtünmesini araştırmış, yatak tasarımı, malzemeleri, sızdırmazlık ve yağlamayla ilgili bir dizi sonuç yayınlamıştır [66].

Fransız fizikçiler Amontons [67], 1699 yılında yayınladığı bir çalışma ile sürtünme kuvvetinin normal kuvvetle orantılı olduğunu ve bu kuvvetin değerinin normal kuvvetin yaklaşık 1/3'ü civarında olduğunu açıklamıştır.

Fransız bilim adamı Coulomb [68], 1785 yılında muhtemelen Amontons'un bulduğu sonuçlarından habersiz olarak aynı sonuçları açıklamıştır. Mekanik ile ilgili çalışmalarda bulunan Coulomb, sürtünme konusunda bugün de geçerliliğini koruyan Sürtünme Kanunu'nu ortaya koymuştur.

Sıvı sürtünmesi konusunda çalışmalar yapan Newton (1643-1727), yağlama ile ilgili dar kanallardaki akım olaylarının incelenmesinde en önemli adımı atmıştır [65,66].

1765 yılında Watt'ın buhar makinasını buluşu ve bunun sanayide uygulanması, aşınma ve yağlama olaylarına daha fazla önem verilmesini gerektirmiştir [66].

Alman makine mühendisi Richard Stribeck (1861-1950), kaymalı yataklar üzerinde yaptığı deneylerde sürtünmeye etki edebilecek bütün değerleri sabit tutmuş, devir sayısını ve buna bağlı olarak çevresel hızı değiştirerek bugün Stribeck eğrisi olarak bilinen eğriyi elde etmiştir [65].

Yağlama ve aşınma ile ilgili deney aletlerinin yapımında ve önemli bulguların çıkarılmasında 1930'lu yıllarda, Almen, Finch, Hardy ve Kenyon gibi araştırmacılar önemli çalışmalar yapmışlardır [66].

Son yıllarda Türk mühendis Ali Erdemir'in çalışmaları dünyada yankı uyandırmaktadır. Erdemir [69], borik asidin motor ve makinelerde sürtünme ve aşınma özelliğini bularak R&D ödülünü 1991 yılında kazanmıştır. Erdemir [70], 1998 yılında ise geliştirdiği atom karbon bir film kaplama ile sürtünme katsayısını sıfıra indirerek R&D ödülünü tekrar kazanmıştır. Son olarak Erdemir [71], nanoteknoloji kullanarak geliştirdiği yapay elmas özelliği taşıyan buluşu ile R&D ödülünü 2003 yılında 3. kez kazanmıştır.

Triboloji biliminde yuvarlanan ve kayan yüzeyler kullanan modern teçhizatlar büyük önem taşımaktadır. Uygulama alanlarına göre bazı durumlarda sürtünme gerekli olurken bazı durumlarda çok daha düşük olması istenir. Örnek olarak; frenler, debriyajlar, tren ve otomobillerdeki tahrik tekerlekleri, somunlar ve vidalar sürtünmenin gerekli olduğu parçalardır. Diğer yandan, sürtünmenin en aza indirilmesi amaçlanan uygulama alanlarına örnek olarak; içten yanmalı motorlar ve uçak motorları, dişliler, eksantrikler, yataklar ve sızdırmazlık elemanlarından bahsedilebilir [72].

Triboloji alanındaki çalışmalar, daha iyi tesis verimi, daha iyi performans, daha az bozulma ve kayda değer tasarruflar elde etmek üzere yoğunlaşmıştır. Mühendislik malzemelerinin aşınma davranışlarının araştırılmasında mekanik yapılar bir tribolojik sistem olarak ele alınması gerekmektedir. Bu alandaki araştırmalar başlıca üç gruba ayrılır.

Araştırmalar genellikle malzemelerin sürtünme katsayısının ve aşınma oranlarının belirlenmesi, sürtünmeyi ve aşınmayı etkileyen doğal mekanizmaların bulunması (atmosfer, yük miktarı, hız, vb.), sürtünmeyi ve aşınmayı azaltacak malzemelerin veya endüstriyel yağlarının bulunması gibi konuları içerir [73].

### 1.6.1. Sürtünme

Sürtünme, birbiriyle temasta olan ve birbirine göre izafi hareket yapan ya da yapma eğiliminde olan iki cismin harekete karşı gösterdikleri direnç olarak tanımlanır. İki cisim arasındaki izafi hareketi meydana getirmek isteyen kuvvete karşı, cisimlerin temas yüzeyleri arasında hareketi engelleyen ve sürtünme kuvveti olarak tanımlanan bir karşı kuvvet oluşur. Bu olayda, metal yüzeyindeki fiziksel ve mekanik karakteristikler, kristal yapı, yüzeydeki binlerce molekül tabakaları etki altında kalmaktadır. Birbirlerine temas eden yüzeyler arasında izafi hareket yoksa statik sürtünmeden söz edilir. İzafi hareket iki cisim yüzeyleri arasında mevcutsa bu durumdaki sürtünmeye dinamik veya kinetik sürtünme denir. Sürtünme kuvveti sabit değildir ve sürtünme katsayısına bağlıdır ve bu katsayının değişimiyle beraber değişir. İzafi hareket yapan cisimlerin söz konusu yüzeyleri arasına yağlayıcı bir madde konulup konulmaması açısından sürtünme, kuru sürtünme, sıvı sürtünme ve bu iki sürtünme türü arasında kalan sınır sürtünme olmak üzere üç durumda incelenir [65].

Kuru sürtünme, bağlı hareket yapan iki kuru parçanın temas yüzeylerinde yüzey pürüzleri üzerinde kayması sonucu meydana gelen sürtünme türüdür. Başlangıçta çok düşük yük seviyelerinde pürüzler temas ettikleri noktalarda elastik deformasyona uğrarlar. Yük arttıca bir ısı enerjisi oluşur ve plastik deformasyon meydana gelir. Temas bölgelerinde meydana gelen bu plastik deformasyon sonucu, pürüzlerin uçları ezilir. Temas alanı boyunca atom-atom teması söz konusudur ve sonuç olarak birleşme noktalarındaki tabakaların bir kısmı kopar ve küçük temas alanlarında metal kaynaması (kaynak bağlantısı) meydana gelir. Bu kaynama; soğuk kaynama veya sıcak kaynama şeklinde meydana gelir. Sıcak kaynama malzemenin iç difüzyonuna ve yeniden kristalleşmesine bağlı iken soğuk kaynama, metal yapışması şeklinde düşük sıcaklıklarda ortaya çıkar [65].

İki malzeme birbirine temas edecek şekilde yerleştirildiğinde, kaymayı başlatan kuvvet ( $F_s$ ) ile temas yüzeyine etki eden kuvvet ( $F_n$ ) arasında: Coulomb-Amontons [67,68] kanunu olarak bilinen bir bağıntı mevcuttur:

$$F_s = \mu \cdot F_n \quad (1.5)$$

Burada  $\mu$ : sürtünme katsayısıdır ve genellikle statik sürtünme katsayısı ( $\mu_s$ ) kinetik sürtünme katsayısı ( $\mu_k$ ) 'dan daha büyüktür. Bunun sebebi, dinamik haldeki yüzeylerde bulunan küçük çıkıntılar statik haldeki gibi yapışmak için gerekli zaman bulamazlar. Bu nedenle geçilmesi gereken temas alanı azalır [74].

### 1.6.2. Aşınma

Aşınma, sürtünen yüzeylerde malzemenin, mekanik etkilerle istenmeyen bir şekilde kopması ve ana parçalardan ayrılması olarak tanımlanır [65]. 1979'da tanımlanan Alman DIN 50320' ye göre ise aşınma; kullanılan malzemelerin başka malzemelerle (katı, sıvı ve gaz) teması sonucu mekanik etkenlerle yüzeyden küçük parçaların ayrılması ile meydana gelen ve istenilmeyen yüzey bozulmasıdır [75].

Aşınmanın başlaması ve devam edebilmesi için sürtünme olmalıdır. Sürtünen iki cismin temas yüzeyi, aşınma açısından oldukça önem arz etmektedir. Gerçek temas alanı, görünen temas alanından çok küçüktür. En hassas işlemlerde bile katı malzemelerin yüzeyi hiçbir zaman düz değildir. Yüzeyde birkaç mikron yüksekliğinde mikroskobik pürüzler mevcuttur. Temas durumunda, bu pürüzler etkileşir. İlk temas, birkaç pürüz tepeleri arasında olur. Pürüz tepeleri arasındaki girintiler temas etmezler. Gerçek temas alanı, temasta olan pürüzlerin toplam alanıdır. Temas halinde bulunan katı yüzeylerde, malzeme kaybı üç şekilde gerçekleşebilir. Bunlar; bölgesel ergimeler, kimyasal çözünme ve yüzeyden fiziksel ayrılmalardır. Aşınmalar daha çok yüzeyden fiziksel anlamda ayrılan malzemenin sebep olduğu hasarlar dahil edilmektedir [76,77].

Aşınmayı etkileyen faktörler dört grupta incelenir [78];

- 1) Ana malzemeye bağlı faktörler
  - Malzemenin Kristal Yapısı
  - Malzemenin Sertliği
  - Elastite Modülü
  - Deformasyon Davranışı
  - Yüzey Pürüzlülüğü
  - Malzemenin Boyutu



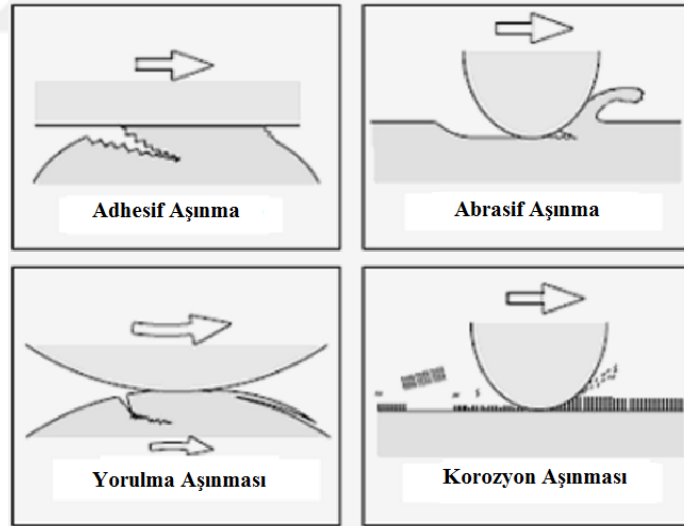
## 2) Karşı Malzemeye Bağlı Faktörler

- Ortamın Etkisi
- Sıcaklık
- Nem
- Atmosfer

## 3) Servis koşulları

- Basınç
- Hız
- Kayma Yolu

Aşınma genel olarak, dış etkiler altında temas yüzeylerinde oluşan fiziksel ve kimyasal değişimlerin sonucudur. Dış etkilerin, fiziksel ve kimyasal değişikliklerinin çokluğu nedeniyle pratikte bir aşınma hali değil birçok aşınma halleri vardır. Bu mekanizmalar adhesif aşınma, abrasif aşınma, yüzey yorulması ve korozyon aşınma olmak üzere 4 ana grupta incelenir ve Şekil 9'da bu aşınma tipleri şematik olarak verilmiştir [73,79,80]:



Şekil 9. Temel aşınma mekanizmaları [80].

Adhesif (yapışma) aşınması, karşılıklı etkileşim içerisinde birbirleri üzerinde hareket eden iki yüzeyin herhangi birinden parçanın koparak diğer yüzeye yapışması şeklinde yüzeyler arası malzeme taşınımı olarak ifade edilir. Çok iyi parlatılmış yüzeyler bile birbirleri üzerinde kayarken çok küçük de olsa bazı bölgeleri birbirine temas eder ve bu temas

noktalarındaki gerilmeler çok küçük yüklemelerde bile akma dayanımı değerine ulaşır. Malzemenin yüzeylerinde bulunan bu çıkıntılar sürtünme sonucu oluşan ısı veya soğuk kaynak etkisi altında bağ yaparlar. Oluşan bu bağ, çıkıntılarının diğer yönlerindeki bağlardan daha kuvvetli olabilir ve karşılıklı hareket sonucunda bağın zayıf olduğu noktadan koparlar. Bu kopma karşılıklı bağ noktasında meydana gelmediği sürece iki yüzey arası malzeme transferi gerçekleşir ve bu mekanizma ilerledikçe adhezif aşınma hissedilecek boyutlara ulaşır [81].

Temas eden malzemelerin adhesif aşınmaya uğraması malzemelerin fiziksel ve kimyasal özelliklerine bağlıdır. Adhesif aşınmaya sebep olan beş farklı mekanizma vardır [79];

- 1) Mekanik kilitleme (kesişme),
- 2) Elektron kuramı,
- 3) Adsorpsiyon (yüzeğe tutunma),
- 4) Kimyasal adsorpsiyon,
- 5) Difüzyon.

Abrasif aşınma, yırtılma veya çizilme aşınması olarak da adlandırılan, sistemlerde hızlı hasara neden olan bir aşınma mekanizmasıdır. Malzeme yüzeylerinin kendisinden daha sert bir partikülle veya küçük kabartılarla basınç altında etkileşimi, katı yüzey boyunca hareketi ve bu sert partiküllerin yüzeyden parça koparması şeklinde meydana gelir. Abrasif aşınmada etkili olan mekanizma metal yüzeyler üzerinde mikro boyutta oyuk, çatlak ve kesikler oluşmasına neden olur [79].

Abrasif aşınma, metal metale şeklinde gerçekleştiğinde mekanizma iki elemanlı olarak başlayıp, üç elemanlı olarak devam eder. Üçüncü eleman olarak kabul edilen aşınmış ve kopmuş serbest malzemeler genelde ana malzemeden daha sert olduğundan aşınmayı hızlandırır. Abrasif aşınma eleman sayısının yanında, yüzeyde oluşturduğu hasarın oranına göre de incelenebilir. Çizilme olarak da bilinen düşük gerilimli aşınmalar, düşük sürtünme oranına sahip aşındırıcıların metal ile teması sonucu oluşur. Bu tip aşınmayı engellemek için aşındırıcının uygulanacağı minimum kuvvet kullanılmalıdır. Genellikle sertleştirilmiş yüzeylerde görülen yüksek gerilimli aşınmalarda, adından da anlaşılacağı gibi aşındırıcının etkilemesi için yüksek bir kuvvet kullanılması gerekmektedir [79,81].

Yüzey yorulması, değişken tekrarlı yüklemeler sonucunda genelde yüzeyde görülen, değişken mekanik gerilmeler sonucu miktarı zamana ve konuma göre değişkenlik gösteren bir aşınma türüdür. Malzeme yüzeyinde sık görünen çukurlar yüzey yorulmasının tipik bir örneğidir. Bu mekanizma büyük bir çatlağı tetikleyebilir ve malzeme yüzeylerinden taneciklerin kırılmasına veya kopmasına sebep olabilir. Özellikle kayma gerilmelerinin maksimum olduğu bölgelerde plastik deformasyon ve dislokasyon durumuna bağlı olarak küçük boşluklar meydana gelir. Bu boşluklar zamanla büyüyerek yüzeye doğru ilerler. Küçük çukurların oluşumu bu şekilde başlamış olur [79,81].

Korozif aşınma, adhesif veya abrasif aşınmanın korozif ortamda çok daha hızlı bir şekilde oluşması olayıdır ve en tehlikeli aşınma türüdür. Parçaların yüzeyleri ile çalışma ortamı arasındaki etkileşim önemli rol oynamaktadır. Çünkü sürtünme esnasında yüzeyde reaksiyon ürünlerinden oluşan bir tabaka meydana gelir ve temas halindeki yüzeyler ortamla reaksiyona girer. Sonrasında, abrazif etkilerden dolayı reaksiyon tabakası hasara uğrar veya temas noktasında çatlak oluşur.

Korozif aşınmada özellikle kimyasal madde içeren ortamlarda ince sert tabakalar meydana gelir. Uygulanan yükün değişimiyle bu sert tabaka kırılır ve sert parçacıklar düşerek aşınma parçacıklarını oluşturur. Sert tabaka, temiz kalan temas yüzeylerde reaksiyon sonucu tekrar oluşarak değişken yük altında tekrar kırılır ve bu durum birbirinin devamı şeklinde sürer. Korozif aşınmayı engellemek amacıyla oksidasyonu önleyen özel yağlayıcı maddeler (molibden disülfid gibi) kullanılmaktadır [73,80].

### **1.7. CuAl10Ni5Fe4 Alaşımı**

Nikel alüminyum bronz (NAB) olarak isimlendirilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı, düşük sürtünme katsayısı, iyi aşınma dayanımı, mükemmel korozyon direnci, iyi kırılma tokluğu, yüksek sönümlenme kapasitesi ve iyi yorulma direnci gibi özellikleri yüzünden geniş ölçüde makine imalatında, gemi sektöründe ve hatta havacılık uygulamalarında kullanılan bakır bazlı bir alaşımdır. Nikel alüminyum bronzu esasında bir bronz değildir, tek benzerlikleri her ikisinin de bakır alaşımı olmasıdır. Alüminyum bronzunun bu malzeme ile ismini paylaşması gerçeği ise, bazı geçmiş söylencelerin bir parçası olmalıdır [25-31].

1856'da İngiliz Metalurjist John Percy, bakıra ilave ettiği alüminyum ile sertliğin arttığını, dövülebilirliğin değişmediğini, renginin de ayva sarısına dönüştüğünü gözlemlemiştir [82].

Fransız Rounen Tissier kardeşler 1856'da alüminyum bronzu üretseler de hala ticari ölçekte üretimi zor ve pahalıydı [82].

Alüminyumun oksijene olan afinitesi (çekim gücü) çok yüksektir. Alüminyum oksit malzeme yüzeyinde ince bir koruyucu film oluşturarak, korozyon dayanımını önemli ölçüde arttırmaktadır. Ancak alüminyumun bu ilgisi dökümde alaşımın katılaşması esnasında malzeme içerisinde çekme boşlukları ve inklüzyonlara neden olmaktadır. Üretim zor ve pahalı olması sonucu metalurji uzmanları tarafından araştırma nesnesi olarak pek fazla kullanılmadı. Nitekim 1913'te Pierre Gaston Durville ileri bir döküm alaşımı olan alüminyum bronz kütükleri üretebilmek için yatık pota sistemini geliştirmiştir. Durville'nin bu yöntemi, kısmen sınırlı katılaşma oranları yüzünden çekme boşlukları ve istenmeyen inklüzyonların üstesinden gelmek için tasarlanmıştır. Yarı ve sürekli dökümden daha ekonomik olan bu döküm yöntemi alüminyum bronz kütükler için çok başarılı olmuştur.

1923'te Charles Meigh, yatık pota sistemini daha da geliştirerek Fransa'da ilk nikel alüminyum bronzu üretmek için çalışmalar yapmıştır ( $Cu_{10}Al_3Ni_3Fe_3Mn$ ) [82].

Genders, Reader ve Foster [83] bazı kompleks nikel alüminyum bronzları üzerinde çalışmalar yapmıştır ( $CuAl_9Fe_6Ni_6$ ,  $CuAl_{10}Fe_3Ni_3Mn_3$ ).

1934'te Charles Meigh Fransa'dan İngiltere'ye dönerek kendi ismini verdiği döküm yöntemi ile nikel alüminyum bronzunun deniz uygulamalarında kullanımı için çalışmalarını sürdürmüştür ( $Cu_{10}Al_3Ni_3Fe_3Mn$ ) [82].

1937 yılında Gough ve Sopwith [84] bazı özel alaşımların (dövülmüş  $CuAl_{10}Ni_5Fe_5$ ) yorulma ve korozyonlu yorulma araştırmalarını yapmıştır.

Metalurji uzmanlarının araştırmaları doğrultusunda NAB'ın gemi pervaneleri için kullanımı hızla gelişim göstermiştir. Amerikan nükleer denizaltısı Thresher'in 1963'teki kaybının bronz döküm hasarından dolayı olduğu düşünülmüş ve bu durum NAB'ın denizaltında kullanımına yol açmıştır. Petrol fiyatlarındaki artış OPEC'i Meksika Körfezi ve Kuzey Deniz'de petrol aramaya itmiş bu da pompa, vana ve yangın kontrol ekipmanları için nikel alüminyum bronzu için yeni talepler ortaya çıkarmıştır. NAB, magnezyum bronz ve paslanmaz çelikten iki kat daha iyi korozyon dayanımına sahip olması 1980'ler ve

sonrasında nikel alüminyum bronzlarının, uzay uygulamaları, savunma sanayi, denizcilik, petrokimya endüstrisi gibi sektörlerde aranan bir malzeme haline dönüştürmüştür [82].

Nikel alüminyum bronzunun hem döküm hem de dövme ürün formları mevcuttur ve benzersiz bir ürün kombinasyonuna sahiptir [82,85,86]. Bunlar:

- 1) Düşük sürtünme katsayıları ve yüksek aşınma dayanımı,
- 2) Diğer paslanmaz malzemelere nazaran daha ucuz ve oldukça verimli,
- 3) Çeliğe nazaran %10 daha düşük yoğunluk,
- 4) Korozyon dayanımları, süper dubleks alaşımlarla karşılaştırılabilir ve belirleyici şekilde standart alaşımlardan daha iyi,
- 5) Orta dereceli çekme dayanımı ile birlikte hem düşük hem de yüksek sıcaklıklarda iyi kırılma tokluğu,
- 6) Düşük manyetik geçirgenlik,
- 7) Çeliğe nazaran iki kata daha iyi sönümlenme kapasitesi,
- 8) Kendinden onarma yeteneğine sahip bir koruyucu oksit yüzey filme sahip olması,
- 9) Kırılcım çıkarmayan alaşım.

CuAl10Ni5Fe4 alaşımının ana uygulama alanları Tablo 4'te verilmiştir.

Tablo 4. CuAl10Ni5Fe4 alaşımının genel kullanım alanları [82].

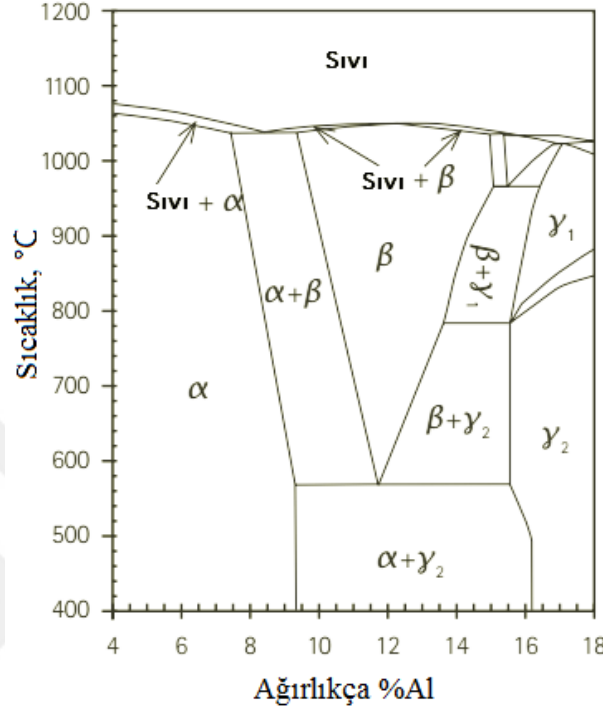
Havacılık	İniş takımları, yataklar, burçlar, kanatçık yatakları, kapı hırdavatları, tekerlek rulmanları, hidrolik kumandalar, valfler ve direksiyon mafsalı.
Mimari	Pencere çerçeveleri, cephe kaplamaları, çatılarda, bağlantı parçaları ve kapı mandalları
Denizcilik (savunma)	Boru hattı ve valf sistemleri, elastik kaplin, radar ekipmanları, dış ambar ağızı, yataklar, bağlama elemanları, salmastra flanşı ve pervaneler.
Denizcilik (ticari)	Dişliler, krank mili göbeği, eğimli pervaneler.
Petrokimya Endüstrisi	Boru tesisatlar, valfler, pompalar, yangın tesisatları, kendinden yağlamalı yataklar ve burçlar, pinyon dişli yataklar. Elektrik bağlantı elemanları, tankerler.
Suyu tuzdan artıma sistemleri	Su hazeneleri, yuva ve gövdeler, pompalar, valfler, türbin çarkı ve kondenser boruları.

### 1.7.1. Bakır-Alüminyum İkili Denge Diyagramı ve CuAl10Ni5Fe4 Alaşımının Gelişimi

Bakırca zengin Cu-Al ikili denge diyagramı Şekil 10'da verilmiştir. % 7'den daha az Al içeren Cu-Al alaşımları, tek fazlı yüzey merkezli kübik  $\alpha$  fazı olarak katılaşır ve oda sıcaklığına soğuma sonrasında tek fazlı bir katı çözelti olan  $\alpha$ 'yı ihtiva eder. % 9,4'den daha yüksek miktarda Al içeren alaşımlar ise tek fazlı hacim merkezli kübik  $\beta$  olarak katılaşır. Bununla beraber, yavaş soğuma sonrası  $\alpha$ ,  $\beta$ 'dan şekillenir ve herhangi kalıntı  $\beta$  fazı yaklaşık 570°C'lerde ötektoid bir reaksiyon sonucu  $\alpha+\gamma$ 'ya dönüşür [87].

$\gamma$  fazının oluşumu, NAB alaşımlarında mekanik özellikler ve korozyon dayanımı için istenmeyen bir dönüşümdür. Bu fazın yüksek alüminyum içeriği, komşusu olan bakırca zengin  $\alpha$  fazından daha düşük bir elektrokimyasal potansiyele neden olur ve böylece tercihli olarak korozyona uğramasını sağlar. Alüminyumun bu tercihli korozyonu, genellikle pirinci çinkosuzlaştırmaya benzerdir ve alüminyum yetersizliği olarak adlandırılır. Bu yüzden, alaşımın mekanik özelliklerini tehlikeye atmamak için istenmeyen

$\gamma$  fazının büyümesi ve şekillenmesini geciktirmek için adımlar atılır. Genellikle,  $\gamma$  fazı içeren alaşımlar NAB'dan daha dayanımsız ve sünektir. Diğer alaşım elementlerinin ilavesi  $\gamma$  fazının oluşumunu geciktirmede en başarılı yöntem olduğu kanıtlanmıştır [87].



Şekil 10. Cu-Al faz diyagramının bakırca zengin bölgesi [82].

Cu-Al alaşımına demir ve nikel eklemenin  $\alpha$  faz sahasını genişlettiği bulunmuştur ve  $\gamma$  oluşumu ile karşılaşmadan daha büyük Al eklemelerine izin verir. Ni ve Fe alaşımlama katkıları  $\alpha$  ve  $\beta$  fazından karmaşık metaller arası  $\kappa$  fazları çökmesi ile sonuçlanır ve NAB'nin mekanik özelliklerini önemli ölçüde artırdığı tespit edilmiştir [87].

NAB alaşımlarının alüminyum içeriğinin, %8,8-10 aralığı içerisindeki değerlerde olması mukavemet, sertlik ve korozyon dayanımının artışı ile bağlantılı olmuştur. Bu durum esas olarak, uzamada azalma ile beraber tane sınırları boyunca lamelli  $\kappa_{III}$  fazının varlığına atfedilmiştir. % 9,5 Al içeriği ve ek alaşım elementleri % 5 nikel, % 4 demir ve % 0,5 manganlı alaşımların, pervanelerin imalatı için en iyi özellik kombinasyonları verdiği bildirilmiştir [87,88].

%3'den daha fazla Fe içeren alaşımların, tane boyutunu küçültme ve yüksek sıcaklık tane büyümesini sınırlama sergilediği bildirilmiştir. Aynı zamanda, katılaşma aralığı azalır. %3-5 Fe içeren bileşimlerin yüksek sıcaklıklarda artan mukavemet ve bu mukavemeti koruma sergilediği gözlenmiştir. Böyle bileşimler aynı zamanda gelişmiş aşınma ve

abrazyon dayanımı ile artan yorulma dayanım sınırları gösterir. % 4 Fe ideal değerinin en iyi özellik kombinasyonlarını verdiği gösterilmiştir [87,88].

%0-5 Ni eklemenin Fe'ye benzer tane inceltme etkisine sahip olduğu ve mukavemeti arttırdığı not edilmiştir. Ni eklemenin aynı zamanda soğuma süresince  $\beta$  fazı dönüşümünü yavaşlattığı ve sertliği arttırdığı bildirilmiştir. Maksimum korozyon direnci için, nikel içeriğinin demir içeriğinden yüksek olması gerektiği tespit edilmiş, ideal oranlar % 5 Ni ve % 4 Fe olarak önerilmiştir [87,88].

### 1.7.2. CuAl10Ni5Fe4 Alaşımının Mikroyapısı

Ham döküm CuAl10Ni5Fe4 alaşımının mikroyapısı bakırca zengin  $\alpha$ -fazı, kalıntı  $\beta$  ve çeşitli çökelti, toplu olarak  $Fe_3Al$  veya NiAl'ye dayanan  $\kappa$ -fazı olarak adlandırılan yapılardan oluşur. Yüzey merkezli  $\alpha$  ana yapısı ortalama bakır- %7 alüminyum -%3 nikel - %3 demirden oluşan bileşime sahiptir.  $\beta$  fazı NAB'ın yüksek sıcaklık katı çözelti fazıdır. Hacim merkezli kübik yapıya sahiptir. Bununla birlikte,  $\beta$  ortam sıcaklıklarında stabil bir faz değildir. Çeşitli  $\beta$  dönüşüm ürünleri soğumanın sonucu olarak şekillenir. Yüksek sıcaklıklı hacim merkezli  $\beta$ -fazı bölgeleri, soğumada yaygın ayrışmasına gitmeyen (kalıntı  $\beta$  olarak adlandırılır) yüksek yoğunluklu NiAl çökelti içeren karmaşık martenzitik yapıya dönüşür. Tablo 5, döküm ve işlenmiş CuAl10Ni5Fe4 alaşımı ürünlerinde bulunan fazları göstermektedir [89-91].



Tablo 5. Döküm ve işlenmiş CuAl10Ni5Fe4 alaşımı ürünlerinde bulunan fazlar.

Gösterim	Tanımlama	Kristalografik Yapı	
$\alpha$	Bakırca zengin katı çözelti	YMK	A1
$\beta$	Yüksek sıcaklık katı çözeltilisi	HMK	A2
$\kappa_I$	Çekirdeği demirce zengin parçacıklar	Demirce zengin HMK dahil çeşitli yapılar, Fe <sub>3</sub> Al (D0 <sub>3</sub> ) ve FeAl (B2)	
$\kappa_{II}$	Demirce zengin parçacıklar (Fe <sub>3</sub> Al)	BiF <sub>3</sub>	D0 <sub>3</sub>
$\kappa_{III}$	Nikelce zengin (NiAl)	CsCl	B2
$\kappa_{IV}$	İnce demirce zengin parçacıklar (Fe <sub>3</sub> Al)	BiF <sub>3</sub>	D0 <sub>3</sub>
$\gamma_2$	Geniş çözünürlük alanına sahip metaller arası bileşim. (Nikel alüminyum bronzda şekillenmeyebilir). Cu <sub>2</sub> Al	$\gamma$ Pirinç	D8 <sub>3</sub>
$\beta$ içinde kalan parçacıklar	NiAl tipi	CsCl	B2

Tablo 6'da CuAl10Ni5Fe4 alaşımında bulunan fazları ve bileşenlerinin elementel kompozisyonun göstermektedir. Oluşan fazları genel olarak iki gruba ayırmak mümkündür. Birinci grup demirce zengin, ikinci grup ise nikelce zengin metaller arası bileşikleridir. NAB'da bulunan elementlerin çeşidine ve ağırlıklarına bağlı olarak bu metaller arası bileşikler kristalize etmek mümkündür (FeAl, Fe<sub>3</sub>Al, (Fe,Cu)<sub>3</sub>Al ve NiAl, Ni<sub>3</sub>Al) [91-93].

Tablo 6. İngot haldeki CuAl10Ni5Fe4 alaşımında bulunabilecek fazların kimyasal bileşimi (% ağırlıkça).

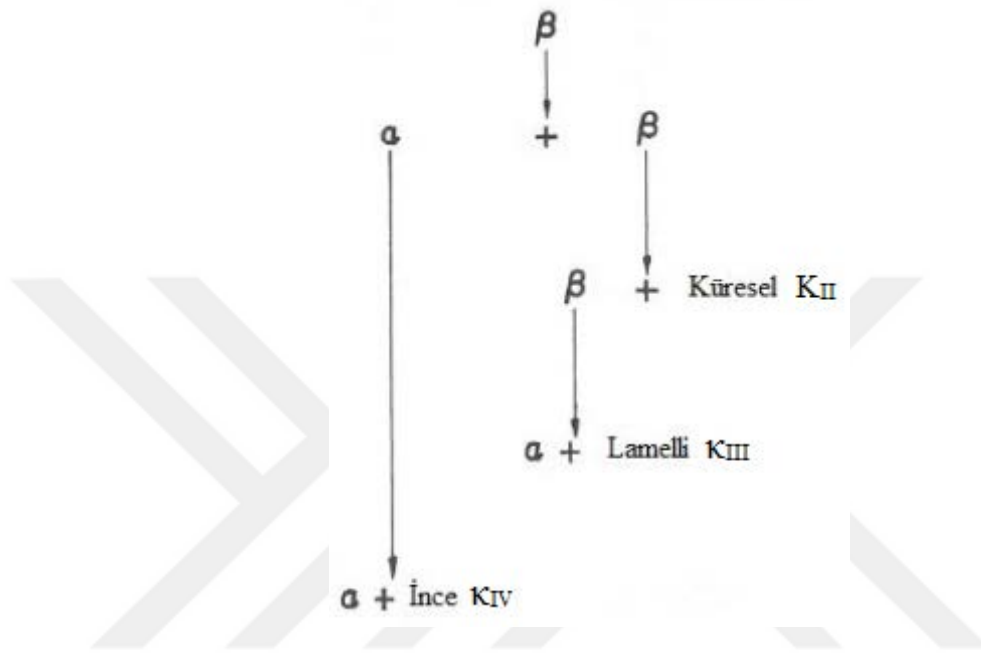
Fazlar	Cu	Al	Fe	Ni	Mn	Si
$\alpha$	85,4 85,8	8 $\pm$ 2 7,2 $\pm$ 0,4	2,7 $\pm$ 2 2,8 $\pm$ 0,3	2,5 $\pm$ 1,4 3,0 $\pm$ 0,2	1,2 $\pm$ 0,3 1,1 $\pm$ 0,1	
$\beta$	85	8,7	1,6	3,5	1,0	
$\kappa_I$	15 $\pm$ 5 9,5	13 $\pm$ 5 10 $\pm$ 1,3	55 $\pm$ 7 72 $\pm$ 14	15 $\pm$ 3 3,5 $\pm$ 4	2 $\pm$ 0,4 2,9 $\pm$ 0,5	1,6 $\pm$ 0,4
$\kappa_{II}$	19 12,1 $\pm$ 3	19 12,3 $\pm$ 1,3	32 $\pm$ 3 61,3 $\pm$ 4,9	27 $\pm$ 5 8,0 $\pm$ 1,8	2 2 $\pm$ 4	----- 4,1 $\pm$ 8
$\kappa_{III}$	26 $\pm$ 4 17 $\pm$ 5	20 $\pm$ 4 26,7 $\pm$ 1	30 $\pm$ 3 12,8 $\pm$ 1,6	32 $\pm$ 2 41,3 $\pm$ 6	1,8 $\pm$ 0,4 2,0 $\pm$ 0,4	----- <0,1
$\kappa_{IV}$	14 $\pm$ 5 2,6 $\pm$ 7	15 $\pm$ 5 10,5 $\pm$ 1,7	62 $\pm$ 6 73 $\pm$ 2	10 $\pm$ 5 7,3 $\pm$ 1,5	1,3 $\pm$ 0,4 2,4 $\pm$ 0,2	----- 4,0 $\pm$ 1,5
$\gamma_2$	72-76 "80	14-18 ~17,5	~1	3,5-6		
$\beta$ içinde kalan parçacıklar	20 $\pm$ 4	28 $\pm$ 1	14,0 $\pm$ 6,0	35 $\pm$ 9	2,2 $\pm$ 0,3	0,4 $\pm$ 0,3

a) Alfa ( $\alpha$ ) Fazı

Şekil 14 (a)'da açık gri bölgeler bakırca zengin  $\alpha$  fazıdır.  $\alpha$  fazı  $a = 3,64 \text{ \AA}$  kafes parametresi ile yüzey merkezli kübik kristal yapıya sahip denge terminal katı çözeltilisidir.  $\alpha$  fazı bir Widmanstatten morfolojisi sergileyebilir. Soğuma süresince yaklaşık  $950^\circ\text{C}$ 'den başlayarak  $\beta$  fazından preötektoid  $\alpha$  şekillenir. Yaklaşık  $580^\circ\text{C}$ 'de  $\alpha$  ve  $\kappa_{III}$  fazlarının karışımı içinde bir ötektoid reaksiyon sonuç verir. Aynı zamanda  $\kappa_{IV}$  parçacıkları soğuma süresince  $\alpha$  anayapısı içerisinde çökeler. Jahanafrooz vd. [94]  $\beta$  fazından yavaş soğuma sonrası Widmanstatten preötektoid  $\alpha$  fazının, hem taneler arası şekilde hem de tane içi şeklinde çökeldiğini gözlemlemiştir. Geniş dökümlerde olduğu gibi tane içi çökeltmenin iri taneli alaşımlar içinde çok daha yaygın olduğu tespit edilmiştir [87].

### b) Kappa ( $\kappa$ ) Fazları

Soğuma sonrası, Ni-Fe-Al  $\kappa$ -fazları,  $\alpha$  ve  $\beta$  fazlarından çökelir. Weill-Couly ve Arnaud [95], gözlemedikleri ayrı morfolojideki  $\kappa$ -fazlarını  $\kappa_I$ ,  $\kappa_{II}$ ,  $\kappa_{III}$  ve  $\kappa_{IV}$  olarak dört ayrı tipte sınıflandırmışlardır. NAB'ın soğuma sonrası faz ayrışma sıralaması Şekil 11'de özetlenmektedir [87].



Şekil 11. NAB alaşımının  $\beta$  fazı dönüşümünün şematik gösterimi [87].

#### b-I) Kappa I ( $\kappa_I$ ) Fazı:

$\kappa_I$  fazı, sadece %5 Fe'den daha büyük demir içeriği ile NAB içinde gözlemlenmiş, geniş ve dallantılı (rozet şekilli) parçacıktır. Demirce zengin  $\kappa_I$  parçacıkları, tipik olarak 20 ile 50  $\mu\text{m}$  boyutunda ve  $\alpha$  tanelerinin merkezlerinde bulunurlar. Jahanafrooz vd.[94],  $\kappa_I$  fazının  $\text{Fe}_3\text{Al}$ 'ye yakın kimyasal bileşimi ile  $\text{D}_{03}$  kafes yapısına sahip olduğunu belirlemiştir.  $\text{D}_{03}$  yapısı Şekil 13(a)'da gösterilen sekiz hücre tarafından tanımlanan hacim merkezli düzenli örgü olarak kabul edilir. Yüksek demir içeren NAB alaşımları içinde, soğumanın erken safhaları süresince  $\kappa_I$  parçacıklarının  $\alpha$  için çekirdeklenme yerleri olarak davranarak ve büyüyerek  $\beta$  fazından şekillendiği öne sürülmüştür. Şekil 14'de  $\beta + \kappa$  bölgesi, böyle alaşımlarda yukarı ve sola doğru uzanır. Bu yüzden, ham döküm mikroyapısında geniş  $\kappa_I$  parçacıkları daima  $\alpha$  fazı tarafından çevrenmektedir [87].

#### b-II) Kappa II ( $\kappa_{II}$ ) Fazı:

$\kappa_I$  bileşimi ve yapısına benzer  $\kappa_{II}$ , 5 ile 10  $\mu\text{m}$  çapında ve  $\kappa_I$  parçacığından bir miktar küçük olmasına rağmen, demirce zengin dendritik parçacıktır (aynı zamanda küresel veya rozet şekilli). Bununla birlikte geniş  $\kappa_{II}$  parçacıkları  $\kappa_I$  ile kolayca karıştırılabilir.  $\kappa_{II}$  çökelteleri  $a = 5,71 \text{ \AA}$  kafes parametresi ile aynı zamanda  $D0_3$  yapısına sahip olduğu bilinmektedir [17]. Şekil 13'te görüldüğü gibi,  $\kappa_{II}$  fazı düzensiz kafes yapısının düzenli halidir, bu da yüksek sıcaklık  $\beta$  fazının kendi dendritik morfolojisini açıklar niteliktedir.  $\kappa_{II}$  parçacıklarının, lamelli ötektoid bölgenin mikroyapısında olduğu ve Widmanstatten  $\alpha$  fazı gibi benzer sıcaklık aralığında şekillendiği gözlemlenmiştir [87].

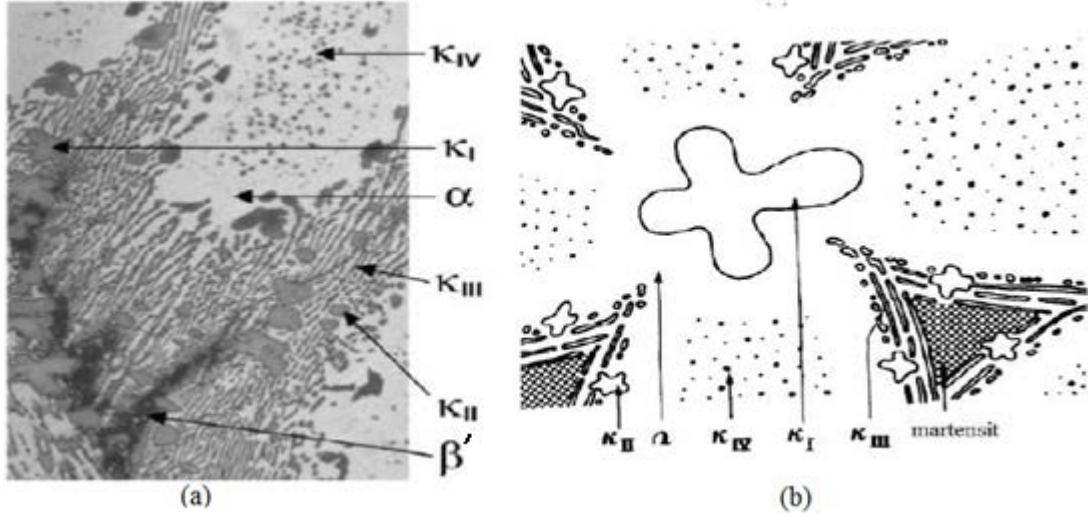
#### b-III) Kappa III ( $\kappa_{III}$ ) Fazı:

Yaklaşık  $800^\circ\text{C}$ 'de,  $\kappa$ -fazının nikelce zengin lamelli (veya küresel) ötektoid formu olan  $\kappa_{III}$ ,  $\beta$  fazından çöker.  $\kappa_{III}$ 'ün başlangıç çökeltelerinin küresel, sonrakilerin lamelli olduğu gözlemlenmiştir.  $\kappa_{III}$  fazının  $a = 2,88 \text{ \AA}$  kafes parametresi ile B2 yapısı ile uyularak NiAl bileşime sahip olduğu bilinmektedir. Bu kafes parametresi ortalama  $\kappa_I$ ,  $\kappa_{II}$  ve  $\kappa_{IV}$  fazlarının kafes parametresinin yarısıdır. Şekil 12(b)'de görüldüğü gibi, NiAl için B2 yapısı düzenli bir yapıdır ki (genel olarak CsCl tipi yapı olarak bilinir)  $\beta$  fazının düzenli versiyonuna benzediği için de  $\kappa_{II}$  fazı ile karşılaştırılabilir. Bu yüzden  $\kappa_{II}$  parçacıkları,  $\kappa_{III}$  parçacıklarının şekillenmesi için bir alt katman olarak hareket etmesi mümkündür.

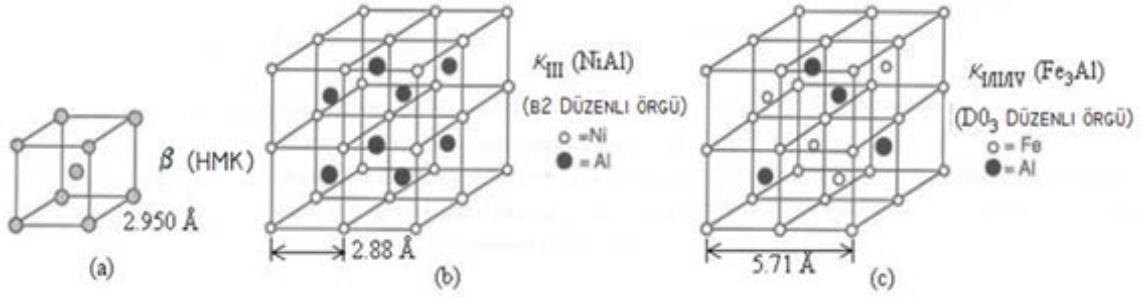
$\beta$ 'nin  $\alpha+\kappa_{III}$  yapısına ötektoid dönüşümünde, preötektoid  $\alpha$ 'nın "aktif çekirdek" olduğu öne sürülmüştür. Başka bir deyişle, preötektoid  $\alpha/\beta$  arayüzündeki  $\kappa_{III}$  çökmesi bir ötektoid koloninin gelişimi için gereken çekirdekleşme olayıdır.  $\alpha$ 'nın yeniden çekirdeklenmesi ötektoid kolonileri oluşturmak için gerekli değildir [87].

#### b-IV) Kappa IV ( $\kappa_{IV}$ ) Fazı:

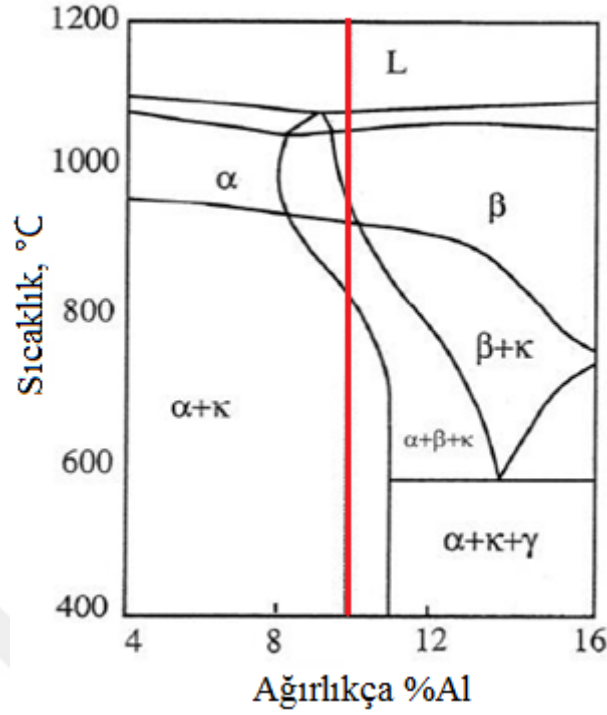
$\alpha$  taneleri boyunca dağılan ince haç biçiminde, eşeksenli parçacıklar demirce zengin  $\kappa_{IV}$  parçacıklarıdır. Bu çökelteler 2  $\mu\text{m}$  çapından daha düşük mertebededir.  $\kappa_{IV}$  parçacıkları aynı zamanda  $D0_3$  kristal yapısı ve  $a = 5,77 \text{ \AA}$  kafes parametresine sahiptir. Şekil 12(a) ve (b)'de görülebileceği gibi,  $\alpha$  taneleri dış kenarında bir çökelti serbest bölgesi mevcuttur [87].



Şekil 12. Ham döküm CuAl10Ni5Fe4 alaşımının mikroyapısı: (a) Kum kalıba dökümde NAB'ın faz dağılımları, (b) Döküm NAB içinde mikroyapı dağılımının şematik gösterimi. Sürekli soğuma sonrası  $\beta$  fazı,  $\alpha$  anayapısı ve  $\kappa$  fazları haline dönüşür.



Şekil 13. NAB fazlarının kafes yapıları: (a) HMK  $\beta$ , (b)  $\kappa_{III}$  fazı B2 (NiAl), ve (c)  $\kappa_{I,II,IV}$  fazı  $D0_3$  ( $Fe_3Al$ ) yapıları.



Şekil 14. Cu-9%Al-5%Ni-5%Fe faz diyagramı içinden dikey kesit [82].

#### b-V) Martensitik Beta ( $\beta'$ ):

Dönüşüm sıcaklığı azaldığında, düşük sıcaklıklarda aynı zamanda  $\beta'$ 'nin dönüşüm hızının da azaldığı tespit edilmiştir. Bu yüzden, normal soğuma hızlarında  $\beta'$ 'nin dönüşümünü tamamlamamış olması mümkündür. Reaksiyonun yavaşlaması ve kesilmesinden dolayı, kalan  $\beta'$ 'nin difüzyonsuz dönüşümü ile martenzitik  $\beta'$  oluşur [87]. Çok yüksek soğuma hızlarında, martenzitik dönüşüm ortaya çıkabilir ve orta seviyeli soğuma hızları altında, aynı zamanda beyritik dönüşüm de mümkündür. Martenzitik  $\beta'$  a = 2,85 Å kafes parametresi ile bir B2 yapısıdır [96]. Tablo 7'de olası hızlı katılma esnasında nikel alüminyum bronzlarında oluşan martenzitik  $\beta'$  fazının kimyasal bileşimi verilmiştir.

Tablo 7. NAB alaşımında hızlı soğuma ile oluşan martenzitik  $\beta'$  fazı ve preötektoid  $\alpha$  kimyasal bileşimi [93].

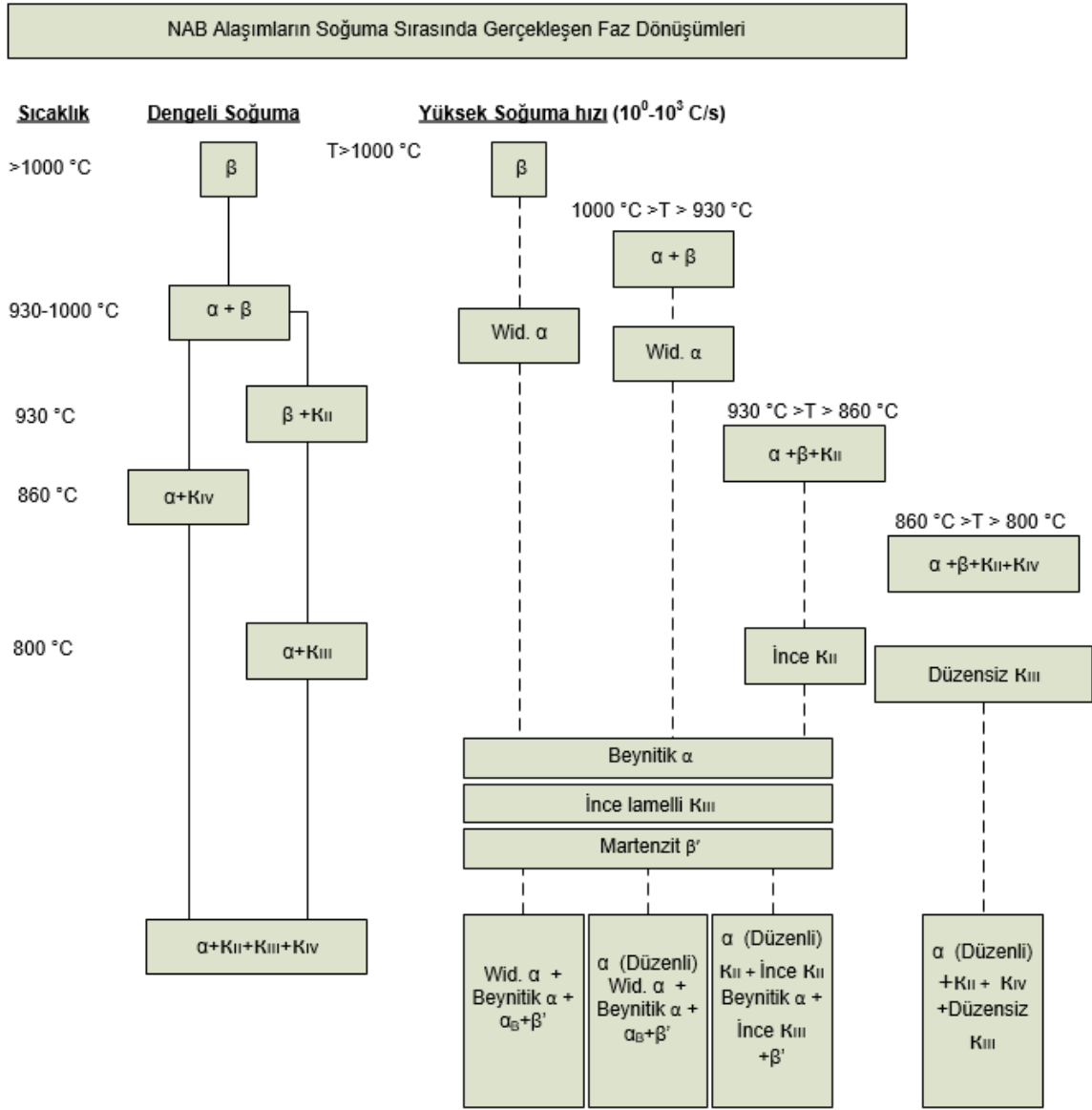
Elementler	Kompozisyon (% Ağırlık)				
	Al	Fe	Ni	Mn	Cu
Alaşım	9,2	3,8	4,5	1,4	Denge
Martenzitik $\beta'$	10,6	4,0	5,8	1,2	Denge
Preötektoid $\alpha$	7,5	3,6	3,7	1,0	Denge

Standart bir nikel alüminyum bronzu yapısında, beynit dönüşümünün hızlı oluşumundan dolayı %100 martenzit  $\beta'$  mikroyapısı oluşturmak gerçekte imkansızdır.

Brezina [97], Cu-10,5-Al-5Fe ve Cu-10,5Al-5Fe-5Ni alaşımları üzerine yaptığı çalışmalarda yüksek su verme oranlarında (3mm kalınlıktaki levha, tuzlu su ortamında) dahi tamamen martenzit yapının elde edilemeyeceğini belirlemiştir.

Swan ve Warlimont [98], alüminyum içeriğinin artmasıyla martenzitik dönüşüm sıcaklığının azaldığını belirlemiştir. Bununla birlikte, Cook [99] nikel alüminyum bronzlarında alüminyum içeriğinin %8 veya %9 olan alaşımları su vererek sertleştirirken kalıntı “ikincil  $\alpha$ ” (beynit) yapısının varlığını tespit etmiştir. Aynı zamanda beynit miktarının %10 Al içeren nikel alüminyum bronzlarında azaldığını ve %11-12 Al içeren alaşımlarda ise bulunmadığını belirlemiştir.

NAB'ın özellikleri bileşimindeki alaşım elementlerine duyarlıdır. İşlem süresince mikroyapının kontrolü, oluşan gelen soğuma hızları ve sıcaklık tarafından yapılmaktadır. Şekil 15'te CuAl10Ni5Fe4 alaşımında soğuma süresince oluşan dönüşümler gösterilmektedir [100].

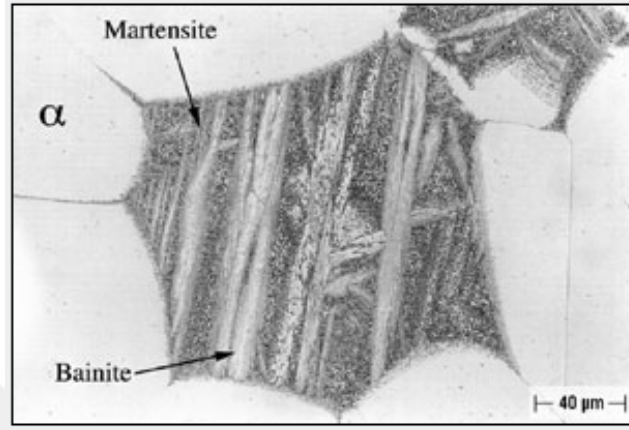


Şekil 15. Soğuma süresince CuAl10Ni5Fe alaışımının dönüşüm ürünleri.

Soğuma oranlarının artmasıyla beraber 'preötektoid  $\alpha$  + martenzit' mikroyapısı oluşabilir. İlk bakışta, beynit reaksiyonun tipik olarak martenzit reaksiyonundan önce gelmesinden dolayı bu dönüşüm sıra dışı olarak görülebilir. Bununla birlikte, preötektoid  $\alpha$ 'nın oluşumu martenzitik dönüşümü de doğrulayan kalıntı  $\beta'$ 'nin su verilerek sertleşebilirliğini artırır. Preötektoid  $\alpha$  + martenzit mikroyapısı geleneksel sürekli dökümde ve çoğu zaman da kaynak işleminde oluşur.



Sürekli döküm yoluyla oluşan bir başka mikroyapı da ‘preötektoid  $\alpha$  + martenzit + beynit’ yapısıdır. Bu mikroyapıya yüksek alüminyum içeriği ile veya kritik sıcaklıklar arası tavlama sonrası yağda soğutma ile ulaşılabilir (Şekil 16).



Şekil 16. Nikel alüminyum bronzlarında kritik sıcaklıklar arası tavlama ve yağda soğutma sonrası oluşan preötektoid  $\alpha$  + martenzit + beynit mikroyapısı [101].

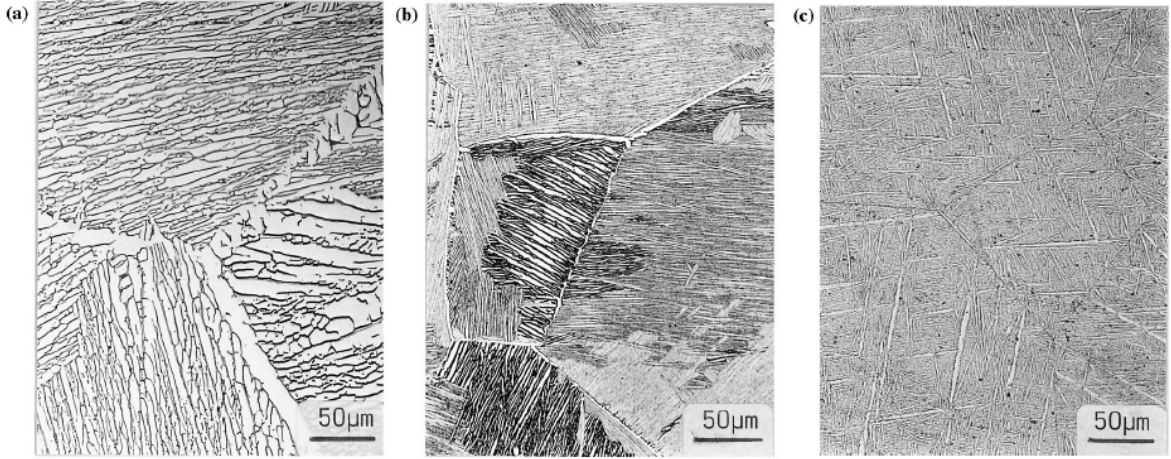
Labaratuvar ortamında, ‘martenzit+beynit’ oluşumunu basit bir kritik üstü tavlama ve su verme çevrimi ile elde etmek mümkündür. Bununla beraber, bu mikroyapının sadece nispeten daha ince numuneler kullanılarak elde edilebildiği ortaya konmuştur.

Literatüre göre, %10’dan daha az alüminyum içeren nikel alüminyum bronzlarında %100 martenzit oluşturmak standart su verme teknikleri ile imkansızdır[97,98,100].

Dönüşüm olayına göre, metal veya alaşım sistemlerindeki faz dönüşümleri, çekirdeklenme–büyüme dönüşümleri ve martenzitik dönüşümler olmak üzere iki sınıfa ayrılır. Çekirdeklenme–büyüme dönüşümleri sabit sıcaklıkta termal etkileşme ile difüzyonlu olarak meydana gelir. Martenzitik dönüşüm ise sistemin sıcaklığı değiştirilerek veya deforme edilerek meydana gelebileceği gibi, her iki etkinin birlikte uygulanması ile de gerçekleşebilir. Sıcaklık etkisi ile oluşan martenzitik dönüşümler alaşım sistemlerine göre atermal veya izotermal olarak meydana gelir. Bazı alaşımların sıcaklıklarının değiştirilmesi ve zorlama etkisi ile şekillerinin değiştirilmesi ve ters dönüşümle tekrar orijinal şeklini alması olayı şekil bellek etkisi olarak (shape memory effect) adlandırılmakta ve günümüzde endüstride yaygın olarak kullanılmaktadır [102]. Servis şartlarının 200°C sıcaklıklara kadar ulaşması ve teknolojik avantajları nedeniyle, klasik

Cu-Zn-Al ve Ni-Ti alaşımlarına alternatif malzemeler olarak Cu-Al-Ni ve Cu-Al-Ni-Fe alaşımları geliştirilmiştir [103-105].

Soğuma hızının artışı, mikroyapının gelişimine yol açarak martenzit yapıdaki paralel yönlenmiş kolonilerin ve bu kolonilerde bulunan lamellerin kalınlığını daraltmaktadır [106-108]. Lutjering'in [108] mukavemet değerleri yüksek Ti-6242 alaşımına uyguladığı ışıl işlemlerde farklı soğuma hızlarında meydana gelen mikroyapılar Şekil 17'de verilmektedir. Artan soğuma hızları ile mikroyapıdaki lamellerin kalınlığı azalmaktadır.



Şekil 17. Ti-6242 alaşımında  $\beta$  faz alanında lamelli mikroyapıya soğuma hızının etkisi: (a)  $1^{\circ}\text{C.dak}^{-1}$ , (b)  $100^{\circ}\text{C.dak}^{-1}$ , (c)  $8000^{\circ}\text{C.dak}^{-1}$  [108].

### 1.8. Literatür zeti ve çalışmanın Amacı

T/M'nin en önemli uygulama alanlarında birisi gözenekli yataklardır. Uygulamalarda genellikle bronz ve demir alaşımı kaymalı yataklar kullanılmaktadır. Bronz yatakların mekanik özellikleri demir yataklara göre düşük olmasına rağmen sürtünme katsayılarının daha düşük olmasından dolayı tercih edilirler. Bakır alaşımları korozyon, yüksek mekanik dayanımları ve aşınma dayanımları nedeniyle bu alanda en çok tercih edilen malzeme grubunu oluşturur. Bu alanda yapılan çalışmalar nikel alüminyum bronzlarında elektrik ve termal özellikleri azaltmadan mekanik ve tribolojik özelliklerinin geliştirilmesi üzerine yoğunlaşmaktadır. Mekanik ve tribolojik özelliklerin geliştirilmesinde kullanılan en önemli yöntem ise alaşım kompozisyonları üzerinde yapılan değişimler ve alaşımların ışıl işlem yeteneklerinin geliştirilmesine yönelik olarak yapılmaktadır [25-31].

Vajpai vd. [109] bakır bazlı şekil bellek özelliği gösteren ağırlıkça Cu-% 14 Al-% 4 Ni içeren toz karışımlarını yüksek frekanslı bilyeli öğütme cihazında mekanik alaşımlamış ve mikroyapıda meydana gelen faz dönüşümleri, parçacık boyutu ve tane boyutu gibi değişiklikleri incelemişlerdir. Bunun için elementel Cu ve Ni tozlarının oksitleri gidermek amacıyla H<sub>2</sub> atmosferinde 600°C'de 30 dakika boyunca indirgemişlerdir. Daha sonra ortalama 300 nm toz boyutuna sahip toz karışımlarını yüksek frekanslı bilyeli öğütme cihazında 300 dev/dak sabit hızda, 8:1 bilye-toz oranında, Ni-Cr çelik bilyeler kullanarak 50 saate kadar mekanik alaşımlamış ve belli aralıklarla değirmendeki tozlardan numune alarak XRD, SEM, TEM ve AFM analizlerini yapmışlardır. 10 saatlik öğütme esnasında toz boyutunun çok hızlı azaldığını ve 48 saatlik öğütme sonunda ise ortalama toz boyutunun 5-100nm arasında değiştiğini bulmuşlardır. Soğuk kaynak ve yassılaşımla beraber elementel tozların gözenekli agrega şeklinde form almasına ve plastik deformasyonla küçük agregaların katmanlı bir yapıya dönüşmesine öncülük ettiğini belirtmişlerdir. Artan plastik deformasyonun uzamış yassı parçacıkların oluşumuna ve daha küçük yassı parçacıklara parçalanmasına yol açtığını bildirmişlerdir.

Özyürek vd. [110] yaptıkları çalışmada Cu-Al-Ni alaşımlarında yaşlandırmanın elektrik iletkenliği ve aşınma davranışı üzerine etkisi incelemişlerdir. Üretilen alaşım tozlarını mekanik alaşımlama cihazında 10:1 bilye-toz oranında 120 dak. olarak karıştırmış, 630 MPa basınç altında soğuk presleyerek 950 °C'de 1 saat sinterlemişlerdir. Fırın ortamında oda sıcaklığına soğutulan numuneler, 900 °C'de 1 saat bekletilerek suda soğutularak çözeltiye alma işlemi, daha sonrada 500 °C'de 80dak sürelerde yaşlandırma işlemi gerçekleştirilmişlerdir. Pin-on-disk cihazında yapılan aşınma testleri sonucunda Fe oranı daha yüksek olan 632 alaşımında aşınma kaybının 630 alaşımına göre çok daha az olduğunu belirlemişlerdir. Sürtünme katsayısının uygulanan yükün artması ile azaldığı, sert olan 632 alaşımının sürtünme katsayısının 630 alaşımına göre daha düşük olduğunu belirlemişlerdir. Bu durumun oluşmasının sebebini, uygulanan yükün artışı ile termomekanik işlem ve termal nedenlerden dolayı yüzeyde bir oksit film tabakası oluşması olarak değerlendirmişlerdir. Oluşan oksit film tabakasının sertliğinin çok yüksek olmasından yüzeyde kayma etkisi göstererek sürtünme katsayısının düşmesine neden olduğunu belirtmişlerdir.

Tu, J.P. vd. [111] ağırlıkça Cu - %1,5 Al - %0,4 Ni içeren ve 9 µm boyuta sahip matriks tozlarını, 6 µm boyuttaki Fe<sub>3</sub>Al partikülleriyle 6:1 bilye-toz oranı kullanarak,

30dak. boyunca mekanik alaşımlandırmışlardır. Daha sonra bu tozları 3.2 MPa basınç altında, 850 °C'de 2 saat boyunca sıcak izostatik presleyerek sinterlemişlerdir. Ürettikleri numuneleri blok-yüzük esaslı aşınma cihazında 0,42-3m/s kayma hızlarında ve 1,05 – 3 MPa basınçlarda aşınma testlerine tabi tutmuşlardır. Aşınma oranları ve sürtünme katsayılarını belirledikten sonra XRD, SEM ve EDS analizleri ile test ettikleri T/M ürünlerini incelemişlerdir. Kompozit yapıya sahip T/M ürünlerin sürtünme katsayılarının takviyesiz yapıdaki ürünlere nazaran daha düşük olduğunu ve hacimce Fe<sub>3</sub>Al partiküllerinin artmasıyla sürtünme katsayısının azaldığını not etmişlerdir. Düşük temas basıncı ve yüksek kayma hızlarında matris içinde meydana gelen deformasyon sertleşmesi ve oksitlenmenin aşınma oranlarını azalttığını belirlemişlerdir.

Kryachek vd. [112] alüminyum bronzundan sinterlenmiş sürtünme malzemelerinin üretim faktörlerinin mekanik özelliklere etkisini incelemek amacıyla; sinterleme sıcaklığı ve sinterleme süresi ile presleme basıncı gibi parametrelerin mekanik ve tribolojik özelliklere etkisini incelemiştir. Yaptıkları deneyler neticesinde artan sinterleme sıcaklığı, sinterleme süresi ve presleme basıncı ile mekanik özelliklerin arttığını ve porozitenin azaldığını belirlemişlerdir. Optimum sinterleme sıcaklığının 1220-1250°K olduğunu, minimum sinterleme süresinin en az 0,5-1 saat olduğunu ve presleme basıncının ise 0.25-0.30 MN/m<sup>2</sup> olduğunu bulmuşlardır.

Koçak vd. [113] CuSn11 kalay bronzu ve CuAl10Ni5Fe4 nikel alüminyum bronzunun endüstride kullanımı durumunda olası performansların belirlenmesi ve karşılaştırılması çalışmasını gerçekleştirmişlerdir. Bu amaçla her iki alaşımın mikro yapıları incelenmiş, mekanik özellikleri belirlenmiş, kuru ortam atmosferik koşullarında ve yüksek ve düşük yükleme şartlarındaki sürtünme ve aşınma özelliklerini araştırmışlardır. Aşınma testleri için pin-on-disk tipi test cihazında 14mmx14mmx4mm boyutlarında numuneler kullanılmışlardır. Numuneler; 5 N, 15 N ve 30 N nominal yükler altında ve 0,18 m/s kayma hızlarında testlere tabi tutulmuştur. Her bir durumdaki test süresini 100 m'ye karşılık gelecek şekilde 90 dak. olarak belirlemişlerdir. 5 N ve 15 N'luk düşük yüklerde kalay bronzu nispeten daha yüksek aşınma dayanımı sergilemiş, 30 N'luk yük altında ise nikel alüminyum bronzunun çok daha üstün aşınma dayanımı gösterdiğini not etmişlerdir. Nikel Alüminyum bronzunun üstün aşınma davranışının ve stabilitesinin nedeni literatürde  $\alpha$  ve metallararası  $\kappa$  (Kappa) fazlarının varlığı ile açıklanmıştır. Kalay bronzunun 30 N yük altında çok daha düşük aşınma direnci sergilemesi ise kısa süre içinde oluşan ve

sürtünme katsayısını düşüren kalay oksit filminin yüksek yüklerde varlığını koruyamamasına dayandırılmıştır.

M. Izadinia vd. [114] yaptıkları çalışmada melt spinning metoduyla elde ettikleri Cu-%13.2 Al-%5.1 Ni alaşımı şeritleri ile aynı bileşime sahip ingot halindeki iri taneli alaşımın XRD, SEM ve AFM yardımıyla şekil bellek etkisini incelemiştir. Melt spinning yöntemiyle hızlı katılaştırarak elde ettikleri nanoyapıdaki şeritleri, döküm yapısı ile karşılaştırdıklarında, şeritlerin ingot malzemeye göre benzersiz özellikler sergilediğini tespit etmişlerdir. Melt spinning yöntemi ile üretilen şeritlerin XRD sonuçlarında, yapının tamamen martenzitik  $\beta'$  ve dönüşmeden kalan östenitik  $\beta_1$  fazından oluştuğunu belirtmişlerdir. Dönüşüm karakteristiğini belirlemek amacıyla DSC analizleri yapılmış, ısıtma ve soğutma esnasında oluşan martenzit-östenit ters dönüşüm sıcaklıklarını araştırmışlardır. Isıtma esnasında östenit başlama ve bitiş sıcaklıklarını ingot alaşımı için sırasıyla 166 °C ve 218 °C, şeritler için ise 157 °C ve 185 °C olarak bulmuşlardır. Soğutma esnasında oluşan martenzit başlama ve bitiş sıcaklıklarını ingot için sırasıyla 131 °C ve 70 °C, şeritler için ise 104 °C ve 55 °C olarak not etmişlerdir. Artan soğuma hızları neticesinde martenzitik dönüşümün azaldığını ve nanoyapıya sahip melt spinning şeritlerinin, DSC eğrilerinin daha geniş ve küçük pikler verdiğini bulmuşlardır.

CuAl10Ni5Fe4 alaşımında soğuma oranlarına bağlı olarak oluşabilecek yapılar Şekil 15'te verilmiştir. Brezina [97], ısıtma ve soğutma esnasında Cu-Al alaşımlarında kritik sıcaklıklarda meydana gelen 3 farklı ekzotermik reaksiyon olduğunu araştırmıştır. Yaklaşık 500°C'lerde meydana gelen dönüşüm ötektoid dönüşüm olan  $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$  ile  $\beta \rightarrow \beta_1$  dönüşümünü (kalıntı östenit) üst üste çakışan bir pik meydana getirdiğini belirtmiştir. Yaklaşık 450 °C'de meydana gelen dönüşümün ise beynit reaksiyonunu temsil ettiğini, 200-300 °C arasında oluşan pikin ise martenzitik  $\beta'$  fazının, martenzit-östenit ters dönüşüm sıcaklığını gösterdiğini not etmiştir.

Bu çalışmanın amacı, nikel alüminyum bronzundan melt spinning yöntemiyle toz ve şerit üretmek, üretim parametrelerinin toz ve şeritlerin morfoloji ve mikroyapılarına etkisini incelemek, elde edilen tozlardan presleme ve sinterleme işlemiyle kütsel parçalar elde etmek ve bu parçaların blok-on disk cihazında sürtünme-aşınma testlerini gerçekleştirerek, tüm bu süreç içerisinde üretilen malzemelerin tribolojik özelliklerini ortaya koymaktır.

Yapılan literatür incelemesinde, melt spinning işleminde çoğunlukla soğutulmamış diskler kullanılmakta ancak bazı araştırmacılar tarafından su soğutmalı disklerin kullanıldığı belirtilmektedir. Kullanılan diskin soğutulması üretilen şeritlerin soğuma hızını doğrudan etkileyen önemli bir parametredir. Ayrıca şerit üretiminde kullanılan yüzeyi düzgün ve pürüzsüz diskin, yüzeyinin pürüzlendirilmesi ya da dokulu hale getirilmesi durumunda şerit yerine toz üretilebileceği literatürde belirtilmektedir. Diğer bir ifadeyle, melt spinning yönteminde şerit üretiminin yanı sıra dokulu diskler kullanılarak doğrudan toz üretmek de mümkündür [13,19].

Melt spinning yöntemiyle elde edilen şeritlerden toz metalurjisi işlem adımlarıyla doğrudan parça üretme imkanı yoktur. Bunun olabilmesi için şeritlerin öğütme prosesine tabi tutulup uygun boyutta toz haline getirilmeleri gerekir. Elde edilen şeritlerin öğütülüp toz haline getirilmesindeki zorluklar ve kısıtlamalar göz önünde bulundurularak, melt spinning yöntemiyle şerit yerine doğrudan toz üretebilme imkanları araştırılmıştır. Yapılan çalışmalar neticesinde, diskin yüzey profilinin değiştirilmesi gerçekleştirilmiştir. Düzgün profile sahip olan melt spinning diskinin yüzeyine dişli çark benzeri dişler açılmış, böylece diskin yüzey alanı genişletilmiş, işlem esnasında yüzeye akıtılan sıvı metalin dişler aracılığıyla yüzeye tutunması ve bir tür atomizasyon işleminin gerçekleşmesi ve sonuçta toz elde edilmesi sağlanmıştır. Böyle bir çalışmanın literatürde daha önce mevcut olmadığı, bu çalışma ile melt spinning yöntemine ilave katkılar yapıldığı aşikardır. Öte yandan, elde edilen toz ve şeritlerin soğuma hızlarını artırmak amacıyla melt spinning diskinin ilave soğutma takviyesi yapılmıştır. Literatürde melt spinning yöntemiyle yapılan uygulamalarda diskin soğutulduğu herhangi bir çalışmaya rastlanmamıştır. Kullanılan diskin kütlelerinin nispeten büyük olması (yaklaşık 300 mm çap, 40 mm genişlik) ve bakır gibi ısı iletim katsayısı yüksek malzemeden olması diskin doğal olarak soğuk kalacağı ve böylece üzerine akıtılan sıvı metali uygun şekilde soğutacağı kabul edilmiştir. Ayrıca, yüksek hızda dönmekte olan büyük kütleli bir elemanı ilave bir soğutucu ile soğutmak konstrüksiyon açısından da oldukça zor bir işlemdir. Ancak, yapılan melt spinning çalışmalarından elde edilen deneyimler, işlem esnasında diskin önemli derecede ısındığını, bu durumun diskin soğutma etkisini azalttığını ortaya koymuştur. Yapılan detaylı çalışmalar neticesinde, diskin soğutulması işlemi için bir sistem tasarlanmış, bunun için ilave bir soğutma bloğu kullanılmış ve freon gazı ile bu blok soğutulmuştur. Deney öncesinde disk ile tam temasta olan soğutma bloğu hem diski ve hem de ortamı soğutmuş,

deney anında ise soğutma bloğu diskten yaklaşık 0,5 mm geri çekilerek dönme esnasında metal-metal temasından kaçınılmıştır. Gerçekleştirilen bu çalışmadan olumlu sonuç alınmış, diskin sıcaklığı  $-5\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'ye düşürülmüştür. Yapılan bu soğutmanın etkisi üretilen toz ve şeritlerin mikroyapılarına yansımış, daha ince taneli mikroyapılar elde edilmiştir. Soğutulmuş diskle üretilen tozların mekanik ve sürtünme - aşınma özelliklerinin soğutulmamış diskle üretilenlere göre daha üstün özellikte olduğu tespit edilmiştir.



## 2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

### 2.1. Kullanılan Alaşım

Bu çalışma kapsamında, yatak malzemesi olarak da kullanılan CuAl10Ni5Fe4 nikel alüminyum bronz (NAB) melt spinning yöntemi ile toz ve şerit halinde üretilmiş, elde edilen toz ve şeritlerin karakterizasyon çalışmaları gerçekleştirilmiş, öğütme ile boyutu küçültülen tozlardan presleme ve sinterleme ile kompakt parça üretilmiş ve bu parçaların tribolojik özellikleri incelenmiştir. Kullanılan ingot halindeki CuAl10Ni5Fe4 alaşımının elementel bileşim oranları Tablo 8’de verilmiştir.

Tablo 8. CuAl10Ni5Fe4 ingot alaşımının kimyasal bileşimi.

Elementler	Al	Ni	Fe	Mn	Diğer	Cu
Ağırlık Oranı (%)	10	5	4,8	1,5	0,5	Denge

### 2.2. Kullanılan Melt Spinning Ünitesi

Toz metalurjisi yöntemiyle parça üretiminin ilk aşaması olan toz üretimi yüksek vakum altında melt spinning yöntemiyle CuAl10Ni5Fe4 alaşımından toz ve şerit üretimi ile gerçekleştirilmiştir. İkinci adımda, koruyucu özellikteki yüzey aktif madde ortamında, yüksek enerjili bilyeli öğütme işlemi ile boyutlarının küçültülmesi çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Son işlem adımı olarak, boyutu küçültülen tozlardan hacimsel parça üretmek amacıyla bir kalıp içerisinde presleme ve yine koruyucu (argon) atmosfer altında sinterleme işlemleri gerçekleştirilmiştir. Üretilen toz ve şeritlerin karakterizasyonu kapsamında DSC analizi ile alaşımın dönüşüm sıcaklıklarının ortaya çıkartılması, SEM incelemeleri ile oluşan mikroyapıların belirlenmesi, X-ışını analizi (XRD) ile faz yapısının anlaşılması, mikrosertlik ölçümü ile mekanik dayanımının belirlenmesi ve blok on disk aşınma cihazı ile tribolojik özelliklerin belirlenmesi gibi karakterizasyon çalışmaları yapılmış; bu analizlerden elde edilen bulgulara göre çalışmalar yönlendirilmiştir.

Çalışmanın birinci aşamasında CuAl10Ni5Fe4 ingot alaşımından kaba boyutlu toz üretme işlemi Karadeniz Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği



Bölümü'nde bulunan ve Şekil 18'de şematik resmi verilen melt spinning cihazında gerçekleştirilmiştir. İlgili cihazın fotoğraf görüntüsü ise Şekil 19'da sunulmuştur.

Şekil 19'da görülen melt spinning ünitesi genel itibariyle 5 ana bölümden oluşmaktadır. Bu bölümler şunlardır:

- Potanın ve diskin bulunduğu ve aynı zamanda metal eritme ve şerit üretiminin gerçekleştirildiği vakum odası
- İndüksiyonun ısıtma ve soğutma ünitesi
- Basınçlı gaz gönderme ünitesi
- Metal eritme potasını hareket ettiren ve pota-disk arası mesafeyi ayarlayan pota hareket mekanizması
- Kontrol paneli

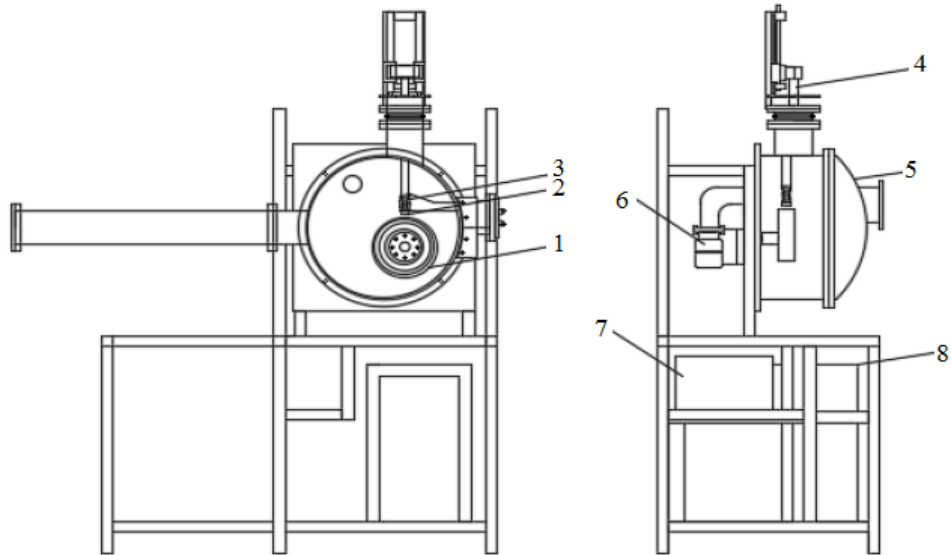
Vakum odası, ingot halindeki alaşımın, bakır indüksiyon bobini içerisine yerleştirilmiş hegzagonal bor nitrür malzemeden pota içerisinde eritildiği ve dönmekte olan bakır disk üzerine basınçlı gaz ile gönderilerek şerit halinde katılaştırma işleminin yapıldığı bölümdür. Ergitme işleminin yapıldığı potanın iç çapı 26 mm, dış çapı 40 mm ve boyu ise 110 mm'dir. Potanın dip kısmında bulunan ve dikdörtgen şeklindeki nozulun boyutları ise, 0,5 x 8 mm'dir. Eritilen metalin sıcaklığı optik sistem esasına göre çalışan sıcaklık kontrol cihazı ile kontrol edilmekte, cihaza ait lazer ışını sürekli olarak pota içerisindeki metale yönelmiş durumdadır. Toz ve şerit üretme işlemlerinde farklı bakır diskler kullanılmış olup, her iki diskin çapı da 27 cm'dir. Şerit üretimlerinde kullanılan diskin yüzeyi pürüzsüzdür ve her deney öncesi disk yüzeyi ince zımpara ile temizlenmektedir. Literatürde bulunmayan ve şerit yerine doğrudan toz üretmek amacıyla tasarlanıp üretilen dokulu diskin yüzeyinde dişler bulunmaktadır. Bir dişli çarkı andıran bu diskin tüm yüzeyinde tek eksende 55° açılı ve 2 mm derinliğinde dişler açılmıştır. Diskin yüzeyine basınçlı gazla gönderilen sıvı metal dişler aracılığıyla dağıtılarak toz halinde katılaşması sağlanmaktadır. Şekil 20'de bu çalışmada kullanılan düz ve dokulu disklerin katı model şekilleri gösterilmiştir.

İndüksiyon sistemi, indüksiyon cihazı ve bakır boruları soğutmada kullanılan soğutma ünitesinden oluşmaktadır. İndüksiyon cihazı 30 kW gücünde ve 80 KHz frekansındadır. İndüksiyon ısıtmada kullanılan bakır borunun dış çapı 8 mm olup, yay şeklinde oluşturulan bobinin iç çapı 45 mm, dış çapı ise 57 mm'dir.

Basınçlı gaz gönderme sisteminde %99,999 saflıkta argon gazı kullanılmaktadır. Sistemde paslanmaz çelik malzemeden üretilmiş iki adet gaz depolama tüpü bulunmakta, deney öncesi yüksek saflıktaki argon gazı ana tüpten bu iki adet tüpe doldurulmakta, valfler ve basınç ayar mekanizmasıyla istenilen basınçta argon gazı pota içerisine gönderilerek erimiş metal bakır disk üzerine sevk edilmektedir. Vakum odası iki adet vakum pompası ile (bir adet genel vakum pompası ve bir adet turbo moleküler vakum pompası) vakumlanarak  $10^{-7}$  mbar vakum değerine çıkılmaktadır. Maksimum vakum değerine ulaşıldıktan sonra vakum odasına yüksek saflıktaki argon gazı gönderilerek tekrar vakum işlemi yapılarak içerisindeki atmosfer havasından temizlenmesi sağlanmaktadır.

Pota hareket mekanizması potanın aşağı-yukarı hareketini sağlayarak potanın istenilen mesafede diske yaklaşmasını temin etmektedir. Bu mekanizma üzerinde bulunan bir mikrometre yardımıyla istenilen mesafe hassas şekilde ayarlanmaktadır. Ayrıca, kontrol panelinde bulunan elektronik aparata sayısal değer girilerek pota-disk arası mesafe sayısal olarak da ayarlanabilmektedir.

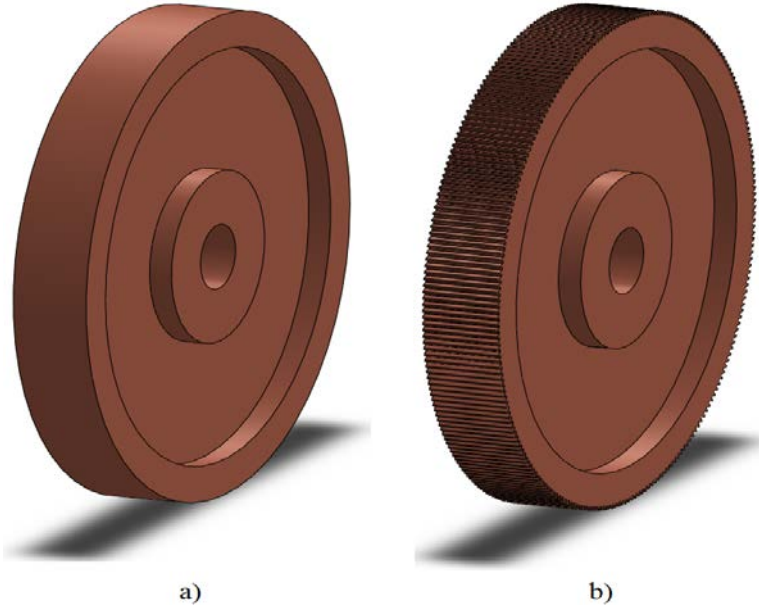
Cihaz üzerindeki tüm kontrol ve ayarlar kontrol paneli aracılığıyla gerçekleştirilmektedir. Bu panel üzerinde bakır diskle ilgili hız kontrol cihazı, vakum kontrol cihazları, sıcaklık kontrol cihazı ile indüksiyon sisteminin açılıp kapanmasını ve potanın aşağı-yukarı yöndeki hareketlerini sağlayan butonlar bulunmaktadır.



Şekil 18. Kullanılan melt spinning ünitesinin şematik resmi. 1-Bakır disk, 2-Metal eritme potası, 3-İndüksiyon bobini, 4-Pota-disk arası mesafe ayar mekanizması, 5-Vakum odası kapağı, 6-Turbomoleküler vakum pompası, 7-Genel vakum pompası, 8-İndüksiyon ısıtma ünitesi.



Şekil 19. Melt spinning ünitesi fotoğraf görüntüsü.



Şekil 20. Kullanılan diskler. a) düz disk, b) dokulu disk.

### 2.3. Melt Spinning Yöntemiyle Toz Üretimi

Yüksek vakum altında, melt spinning yöntemiyle CuAl10Ni5Fe4 alaşımından şerit ve tozların üretildiği bu çalışmada, farklı disk yüzey profilleri ve farklı disk yüzey sıcaklıkları kullanılmış; bu değişkenlerin üretilen malzemelerin mikroyapı, termal ve mekanik özelliklerine olan etkisi incelenmiştir.

Toz metalurjisi yöntemiyle parça üretiminin ilk aşaması olan toz üretimi yüksek vakum altında ( $10^{-7}$  mbar) melt spinning cihazı yardımıyla gerçekleştirilmiştir. Bu işlem için Şekil 20’de gösterilen düz yüzeyli ve dokulu diskler kullanılmıştır. Toz üretim işlemi, hegzagonal bor nitrür malzemeden imal edilmiş pota içerisine konan CuAl10Ni5Fe ingot alaşımının, indüksiyon sistemi ile yüksek vakum altında ergitilerek, potanın dip kısmındaki dikdörtgen kesitli nozul yardımıyla bakır disk üzerine yüksek basınçlı ve yüksek saflıktaki (%99,999) argon gazı ile püskürtülmesi ile gerçekleştirilmiştir. Toz üretme işlemleri, 0,5x8 mm boyutlarında dikdörtgen kesitli nozul, 52 m.s<sup>-1</sup>’lik disk hızı, 0,6 bar’lık püskürtme gaz basıncı ve 1200 °C sıvı metal sıcaklığı (alaşımın likidüs sıcaklığı yaklaşık 1060-1075 °C’dir) üretim parametreleri kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Yapılan deneysel çalışmalardan, toz üretimi esnasında metali eritmede kullanılan bakır bobinin konstrüksiyon gereği bakır diske yakın mesafede bulunmasından dolayı diskin ısınmasına sebep olduğu, bu durumun elde edilen tozların mikro yapılarının nispeten kabalaşmasına ve soğuma hızlarının azalmasına neden olduğu anlaşılmıştır. Bu sorunu ortadan kaldırmak için, daha önce literatürde hiç denenmemiş olan diskin soğutulması işlemi gerçekleştirilmiştir. Bu amaçla, yüksek soğutma etkisi bulunan freon gazlı soğutmalı sistem kullanılmış, bu gazla soğutulan ilave bir bakır blok bakır diskin soğutulmasında kullanılmıştır. Bu işlem neticesinde bakır diskin sıcaklığı -5 °C’ye düşürülerek, üretilen tozların soğuma hızları artırılmıştır. Bu çalışmada kullanılan üretim parametreleri Tablo 9’da gösterilmiştir.

Tablo 9. CuAl10Ni5Fe4 alaşımından toz ve şerit üretiminde kullanılan üretim parametreleri.

	Disk türü	Disk yüzey sıcaklığı (°C)	Disk hızı (m/s)	Püskürtme basıncı (bar)	Disk ile nozul arasındaki mesafe (mm)	Püskürtme sıcaklığı (°C)	Nozul boyutları (mm)
Üretim 1	Düz	-5	52	0,6	1	1200	8x0,5
Üretim 2	Dokulu	20	52	0,6	1	1200	8x0,5
Üretim 3	Düz	20	52	0,6	1	1200	8x0,5

#### 2.4. Öğütme İşlemi

Bu çalışmada, melt spinning ünitesi ile üretilen ince şerit ve tozlar, toz metalürjisi ile dayanımı yüksek parça üretimi açısından oldukça kaba boyutlu olduklarından öğütülerek boyutlarının küçültülmesi ihtiyacı doğmuştur. Bu amaçla, melt spinning sonrası üretilen ince şerit ve tozlar yüksek enerjili bilyeli öğütme işlemine tabi tutulmuşlardır. Bilyeli öğütme işlemi, alaşım tozlarının oksitlenmeye olan eğilimlerinden dolayı koruyucu özellikteki yüzey aktif madde ortamında gerçekleştirilmiştir. Tek hazneli Fritsch Pulverisette 6 model (Şekil 21) öğütme cihazında 300 dev/dk'lık sabit hızda öğütme gerçekleştirilmiştir. Öğütme işleminde 5 mm çapında tungsten karbür bilyeler kullanılmış, bilye/toz oranı 10:1 seçilmiştir. Koruyucu yüzey aktif madde olarak toz ağırlığının %1'i kadar stearik asit ve aseton kullanılmıştır. Öğütme işlemi sonunda tozlar alkolle yıkanarak stearik asitten temizlenmiş ve sonrasında kurutularak kullanıma hazır hale getirilmişlerdir.



Şekil 21. Öğütme işleminin yapıldığı, tek hazneli gezegen tip öğütme cihazı.

### 2.4.1. Ortalama Toz Boyutu Hesabı

Melt spinning işlemiyle farklı üretim koşulları altında her seferde ortalama 100 g NAB alaşımı ergitilerek şerit veya toz üretilmiştir. Deneyler sonrasında, toz toplama tozlar toplanarak eleme işlemine tabi tutulmuştur. Eleme neticesinde 355  $\mu\text{m}$  elek üstü tozlar ve diğer kaba parçalar hurdaya ayrılmıştır. Üretilen kaba boyutlu tozların toz boyutuna göre ayrılması işlemleri için Retch marka (Şekil 22) titreşimli eleme cihazı kullanılmıştır. Alaşım tozları 36, 45, 63, 90, 125, 180, 250 ve 355  $\mu\text{m}$ 'luk elek serisinde 30 dakika süresince elenmiştir.

Ortalama toz boyutunun hesaplanmasında Malvern Mastersizer 2000e model (Şekil 23) lazerli parçacık boyutu hesaplama cihazı kullanılmıştır. 355  $\mu\text{m}$ 'luk elek altına geçen tozlardan konileme-dörtleme yöntemi ile alınan toz numunelerin ortalama parçacık boyutu ( $d_{10}$ ,  $d_{50}$ ,  $d_{90}$ ) ve boyut dağılımı hesaplanarak ilgili grafikler çizilmiştir.



Şekil 22. Retch marka elek analizi cihazı.



Şekil 23. Lazer ışık saçımını parçacık boyutu ölçüm cihazı.

## 2.5. Metalografik İşlemler

Düz ve dokulu disk kullanılarak üretilen toz ve şeritlerin mikroyapı incelemeleri için soğuk bakalite alma işlemi uygulanmıştır. Toz ve şerit numuneler ile bunların T/M yöntemiyle üretilmiş parçaları ve ingot alaşımı için ayrı ayrı soğuk katılaştırma reçine ile bakalite alma işlemi yapılmıştır. Soğuk bakalite alma işleminde, epoksi reçine ve sertleştirici ağırlıkça 5:1 oranında karıştırılarak 20 mm çapındaki kalıplara dökülerek oda sıcaklığında 24 saat beklenerek sertleşmesi sağlanmıştır. Bakalite alma işleminden sonra her bir numune için zımparalama, parlatma ve dağlama gibi metalografik işlemler uygulanmıştır. Dağlama işleminden önce numunelere ultrasonik temizleme işlemi uygulanmıştır. Ultrasonik temizleme işlemi ise %99,99 saflıkta etil alkol içerisinde 15 dak. süresince yapılmıştır. Mikro yapıyı ortaya çıkarmak için kimyasal dağlama yapılmış, dağlama ayırıcı olarak 20ml HCl, 10ml H<sub>2</sub>O ve 1gr Fe<sub>3</sub>Cl çözeltisi kullanılmış olup, dağlama işlemi 5 saniye süresince numune üzerine damlatma şeklinde uygulanmıştır.

## 2.6. Üretilen Tozların ve Kompakt Parçaların Morfoloji ve Mikroyapı İncelemeleri

Üretilen NAB alaşımı tozların morfoloji ve mikroyapıları ile tozlardan presleme ve sinterleme yolu ile üretilmiş parçaların ve ingot alaşımın mikroyapı incelemeleri Zeiss EVO LS10 model taramalı elektron mikroskobunda (SEM) gerçekleştirilmiştir (Şekil 24). Tozların ve sinterlenmiş parçaların EDX analizleri yine bu SEM cihazına bağlantılı Bruker

EDX (123 eV) aparatı ile yapılmıştır. Tozların morfoloji incelemeleri, eleme sonrası 36, 45, 63, 90, 125, 180, 250 ve 350  $\mu\text{m}$ 'luk elekler üzerinde kalan tozlardan alınan numunelerden, topografik incelemeler için kullanılan ikincil elektron (SE) modu kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Morfoloji incelemeleri için tozlar çift taraflı karbon bandı üzerine yapıştırılmıştır. Ayrıca numunelere iletkenlik sağlanması amacıyla altın kaplanmıştır.



Şekil 24. Taramalı elektron mikroskobu (SEM).

### 2.7. Toz Yüzeylerindeki Oksit Tabakanın İndirgenmesi

Oksitlenmenin engellenmesi bakımından melt spinning cihazıyla NAB alaşımından toz üretme işlemi yüksek vakum altında gerçekleştirilmiş, ancak üretim sonrasında hava ile etkileşimden dolayı toz yüzeylerinde oksit tabakanın oluştuğu gözlenmiştir. Presleme ve sinterleme işlemine olumsuz etkisi olan bu oksit tabakanın giderilmesi amacıyla tozlara oksit indirgeme işlemi uygulanmıştır. İndirgeme işlemi atmosfer kontrollü sinterleme fırınında gerçekleştirilmiştir (Şekil 25). NAB alaşımı tozları PLC kontrollü sinterleme fırınında 600 °C'de, önce azot gazı ile fırın ortamı temizlenerek, sonra yüksek saflıkta (%99,999 saflıkta) hidrojen gazıyla 30 dakika süre ile indirgenmiştir.





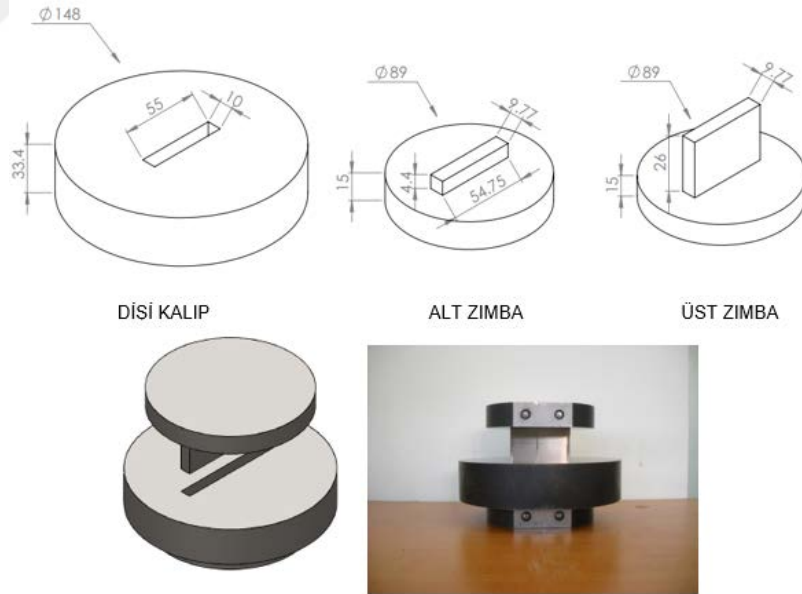
Şekil 25. İndirgeyici atmosferli sinter fırını.

## 2.8. Presleme İşlemi

Hidrojen atmosferinde indirgenmiş ve elemeye tabi tutularak tasnif edilmiş tozlardan ham yoğunlukta parça üretmek amacıyla PLC kontrollü, tek eksenli ve tek etkili 50 ton kapasiteli hidrolik toz kalıplama presi kullanılmıştır (Şekil 26). Numuneler 10 mm×55mm boyutlarına sahip eğilme deneylerinde kullanılan kalıp içerisinde açık atmosferde preslenmiştir (Şekil 27). Tozlara ham yoğunluk kazandırmak amacıyla presleme işlemi 700 MPa basınç altında ve 5 dakikalık süre boyunca uygulanmıştır.



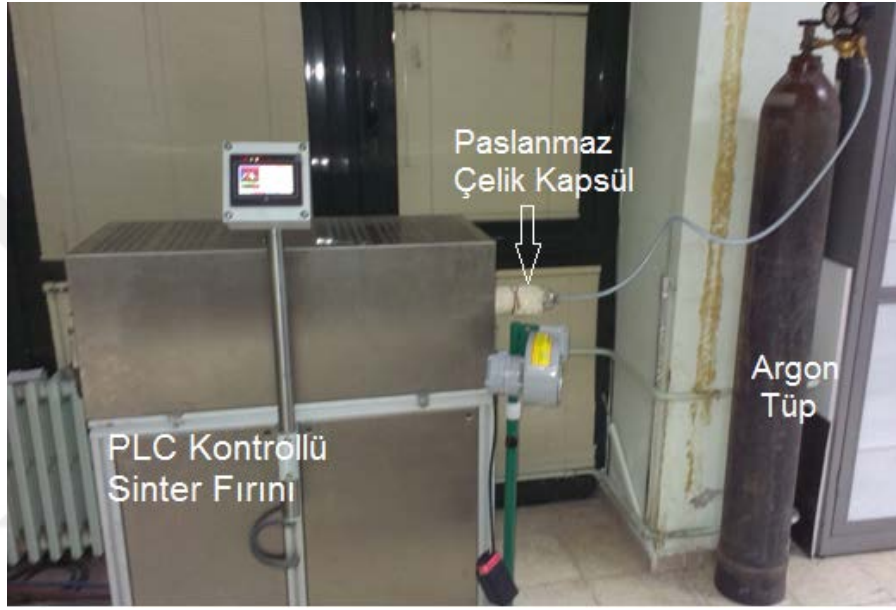
Şekil 26. Tozları preslemede kullanılan PLC kontrollü tek eksenli tek tesirli hidrolik pres.



Şekil 27. Toz preslemede kullanılan kalıbın şematik resmi ve fotoğraf görüntüsü.

## 2.9. Sinterleme İşlemi

Preslenmiş ham haldeki parçaların sinterlenmesi amacıyla Şekil 25’te gösterilen atmosfer kontrollü sinterleme fırını kullanılmıştır. Sinterleme işlemi yüksek saflıkta argon atmosferinde yapılmıştır. Bunun için, Şekil 28’de gösterilen sinter fırınında, bir ucu delik bulunan (5mm çapında) diğer ucu ise argon gaz ile bağlantılı olan paslanmaz çelik kapsül kullanılmıştır. Sinterleme 950 °C sıcaklıkta gerçekleştirilmiş olup, sinterleme işlemi ise 3 saatte yapılmıştır.



Şekil 28. Sinterleme fırını ve sinterleme kapsülü.

## 2.10. Sertlik Ölçümü

Melt spinning yöntemiyle üretilen tozların sertliklerini belirlemek için Innova model mikrosertlik test cihazı kullanılmıştır (Şekil 29). Tozlara uygulanan yük 10 gram olup, uygulama süresi 10 saniye olarak seçilmiştir. Her numune üzerinde en az beş ölçüm yapılmış ve bunların ortalamaları alınmıştır.



Şekil 29. Mikrosertlik test cihazı.

Sinterleme sonrası üretilen parçalar ile kullanılan ingot alaşımının makro sertlik ölçümleri Şekil 30'da gösterilen Brinell & Vickers makro sertlik ölçüm cihazında gerçekleştirilmiştir. Vickers sertlik değeri (VSD) hesaplanırken batıcı uç olarak tepe açısı  $136^\circ$  olan elmas kare piramit kullanılmış olup, 10 kg yük 25 saniye süresince uygulanmıştır.



Şekil 30. Makro sertlik ölçümünde kullanılan Brinell & Vickers makro sertlik cihazı.

### 2.11. X-Işını Kırınımı Ölçümleri

Melt spinning yöntemiyle üretilen NAB alaşımı tozlarının faz yapısını incelemek, presleme ve sinterleme sonrasında yapıda meydana gelen değişimleri belirlemek amacıyla XRD incelemeleri yapılmıştır. Bu işlemler, KTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü laboratuvarında bulunan PANalytical X'pert Powder<sup>3</sup> model XRD cihazında (Şekil 31)  $\text{CuK}\alpha$  ( $\lambda=1,5418\text{\AA}$ ) ışınımı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Tüm kırınım desenleri oda sıcaklığından  $30 \leq 2\theta \leq 80$  aralığında  $0,02^\circ$ 'lik adımlar ile tek kristal silikon numune tutucu kullanılarak yapılmıştır.



Şekil 31. X'pert Powder3 model X-ışını difraktometresi.

### 2.12. Termal Analizler (DSC/DTA)

Üretilen NAB alaşımı tozlarda sıcaklığa bağlı dönüşümleri ortaya çıkarmak amacıyla DSC (diferansiyel taramalı kalorimetre) analizleri yapılmıştır. Bu amaçla, KTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü laboratuvarında bulunan Linseis PT1600 model TG/DSC/DTA cihazı kullanılmıştır (Şekil 32). Termal analizlerin gerçekleştirildiği bu yöntemde, numune ve termal olarak kararlı referans numuneyle aynı sıcaklık programı uygulanarak numunedeki sıcaklığa bağlı değişimler incelenmiş ve değişim grafikleri elde edilmiştir. İncelenen numune ve referans örnek aynı anda ısıtıldığında, numunede gerçekleşen kimyasal tepkimeler, faz değişimleri veya yapıda meydana gelen bozulmalar sonucu numune ile referans arasında termal farklar oluşmakta ve bu farklar sürekli olarak

kaydedilmektedir. Numune ile referans arasındaki pozitif termal fark ekzotermik, negatif termal fark ise endotermik reaksiyonları göstermektedir. DSC/DTA analizleri 20 °C/dk ısıtma hızında ve %99,99 saf argon gazı atmosferi altında gerçekleştirilmiştir

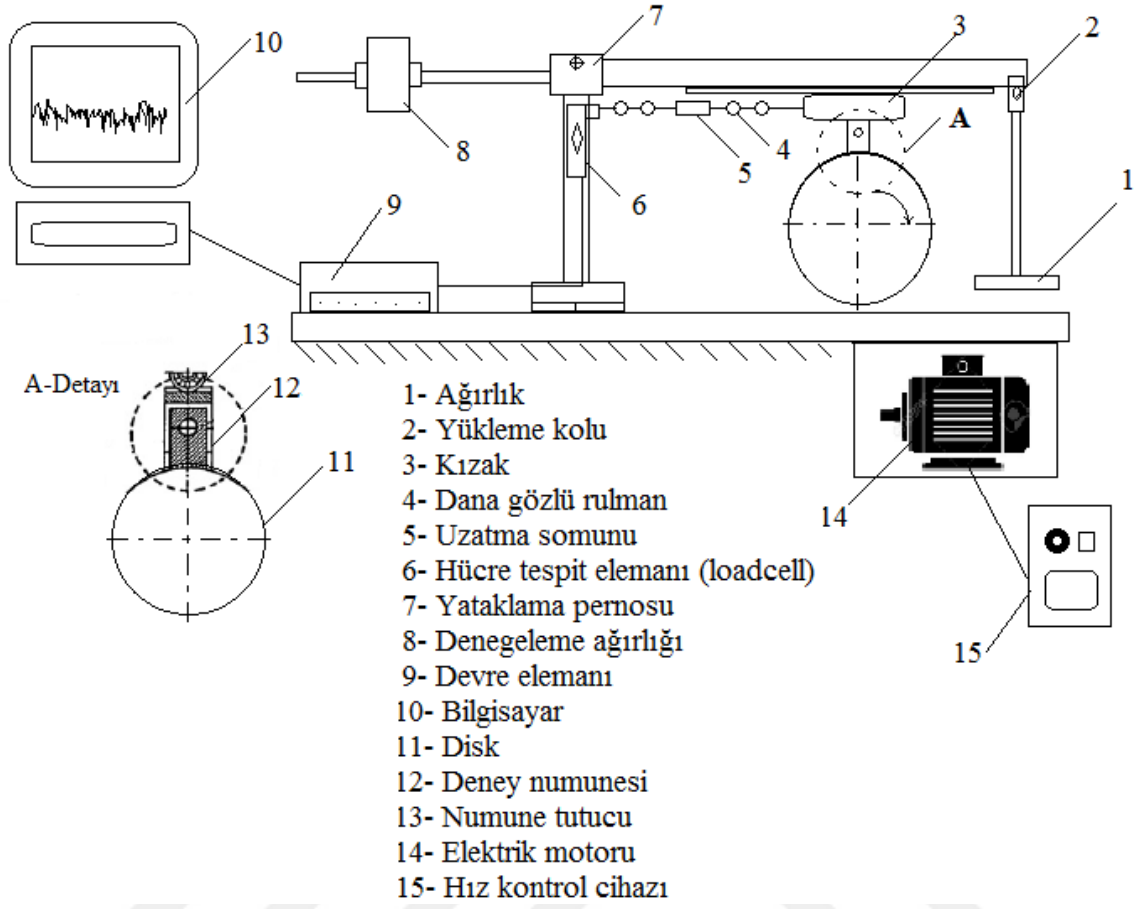


Şekil 32. Linseis marka PT1600 model TG/DSC/DTA cihazı.

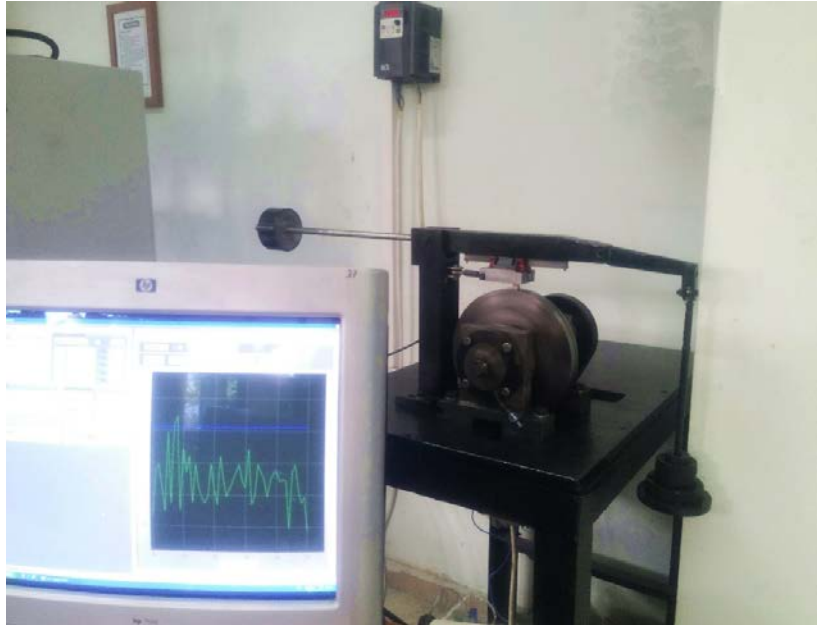
### 2.13. Numunelerin Sürtünme ve Aşınma Özelliklerinin Belirlenmesi

Melt spinning yöntemiyle farklı disklerle üretilen tozlardan presleme ve sinterleme yoluyla elde edilen T/M ürünleri ile ingot alaşımın sürtünme ve aşınma özelliklerinin belirlenmesinde blok-on-disk tipi aşınma deney düzeneği kullanıldı. Deney düzeneğinin şematik olarak görünümü Şekil 33'te, genel fotoğrafı ise Şekil 34'te verilmiştir. Deney düzeneğinde karşı yüzey olarak SAE 4140 çeliğinden imal edilmiş bir disk malzemesi kullanılmış olup yüzey sertliği  $55 \pm 1$  RSD-C, çapı 210 mm ve kalınlığı ise 20 mm' dir. Disk 2,5 kW gücündeki elektrik motoru ile tahrik edilmekte olup, devir sayısı motora bağlı bir hız kontrol ünitesi ile belirli değerlere ayarlanabilmektedir. Düşey kuvvet yükleme kolu üzerinde bulunan ağırlık diski kol üzerinde ileri-geri hareket ettirilerek ayarlanmaktadır. Aynı şekilde disk ile numune arasındaki sürtünme kuvveti, numune tutucunun bağlı olduğu araba karşısına yerleştirilmiş bulunan bir yük hücresi (load cell) tarafından elektrik sinyaline dönüştürülmektedir. Sürtünme kuvveti değeri ölçüm sisteminden alınan elektrik sinyalinin bir veri aktarma ünitesi ile özel paket programı yüklenmiş olan bilgisayara istenilen aralıklarla (en az 2 saniye olmak üzere) aktarılmakta ve kaydedilmektedir.





Şekil 33. Blok-on-disk tipi sürtünme ve aşınma deneş düzeneğinin şematik görünümü.



Şekil 34. Deneş düzeneğinin genel fotoğrafı.

Sürtünme katsayısı, serbest uygulanan normal kuvvetle yük hücresi yardımıyla ölçülen sürtünme kuvveti kullanılarak  $\mu = F_s / F_n$  eşitliğinden hesaplandı. Triboloji testlerine tabi tutulan numunelerin disk ile temas eden yüzeyleri 10×5 mm boyutlarındadır.

Malzemelerin aşınma direnci ise belli yük, çevresel hız ve alınan yol (devir) şartlarında oluşan malzeme kaybı olarak değerlendirilmiştir. Her bir numunenin sürtünme katsayısı ve aşınma direnci sabit 0,5 m/s kayma hızında, 0,5 MPa, 1 MPa ve 1,5 MPa basınç altında deney parametreleriyle tespit edilmiştir. Deneylerde 2500 m, 5000 m ve 10000 m olmak üzere 3 farklı değer için ağırlık kaybı ölçülmüştür. Özgül aşınma kaybı, deney sırasında numunedeki kütle kayıplarının ölçülmesiyle belirlendi. Numuneler deney öncesi ve deney sonrası 0,1 mg hassasiyetli elektronik terazide tartıldı ve aşağıda verilen formülle hesaplanmıştır [115]:

$$W = \frac{\Delta m}{\rho \cdot F_n \cdot V \cdot t} \quad (2.1)$$

Burada W özgül aşınma miktarı ( $\text{mm}^3/\text{Nm}$ ),  $\Delta m$  kütle kaybı (g),  $\rho$  yoğunluk ( $\text{g}/\text{mm}^3$ ),  $F_n$  normal yük (N), V kayma hızı (m/s), t deney süresi (s)' dir.



### 3. BULGULAR VE İRDELEME

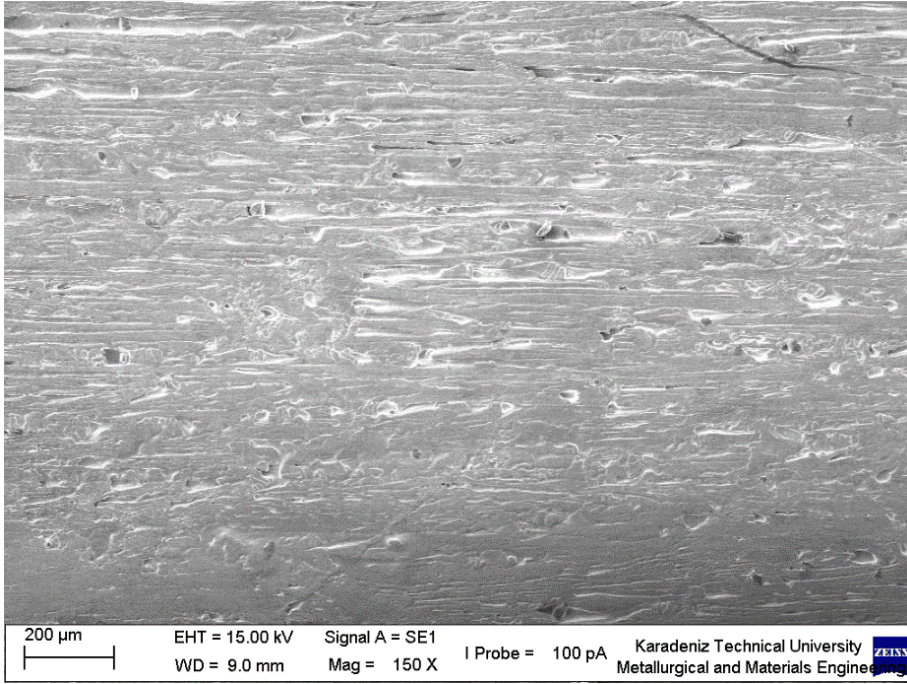
#### 3.1. Düz Disk ile Üretilen Şerit ve Tozların Morfolojik İncelemeleri

Yapılan deneysel çalışmalar neticesinde, parametrelere bağlı olarak ortalama 300 mm uzunluğunda, 40-60 µm kalınlıkta ve 3 mm genişlikte şeritler üretilmiştir. Üretilen şeritlerin fotoğraf görüntüsü Şekil 35'te verilmiştir. Elde edilen şeritlerin diske temas eden alt yüzeyleri ile üst yüzeylerinin SEM' de çekilen görüntüleri Şekil 36-37'de sunulmuştur. Şeritlerin disk ile temas eden alt yüzeylerinde mikro düzeyde çukurcukların oluştuğu gözlenmiştir. Bu çukurcukların disk yüzey pürüzlülüğü, sıvı alaşım yüzey gerilmesi ve disk-şerit ara yüzeyindeki zayıf ısı transferi bölgelerini temsil eden hava cepleri olduğu düşünülmektedir. Şekil 37'de görüleceği üzere, şeritlerin hava ile temas eden serbest yüzeylerinde sıvı metalin disk üzerinden akarken şekillendiği düşünülen boylamasına çizgisel çukurluklar bulunmaktadır [19].

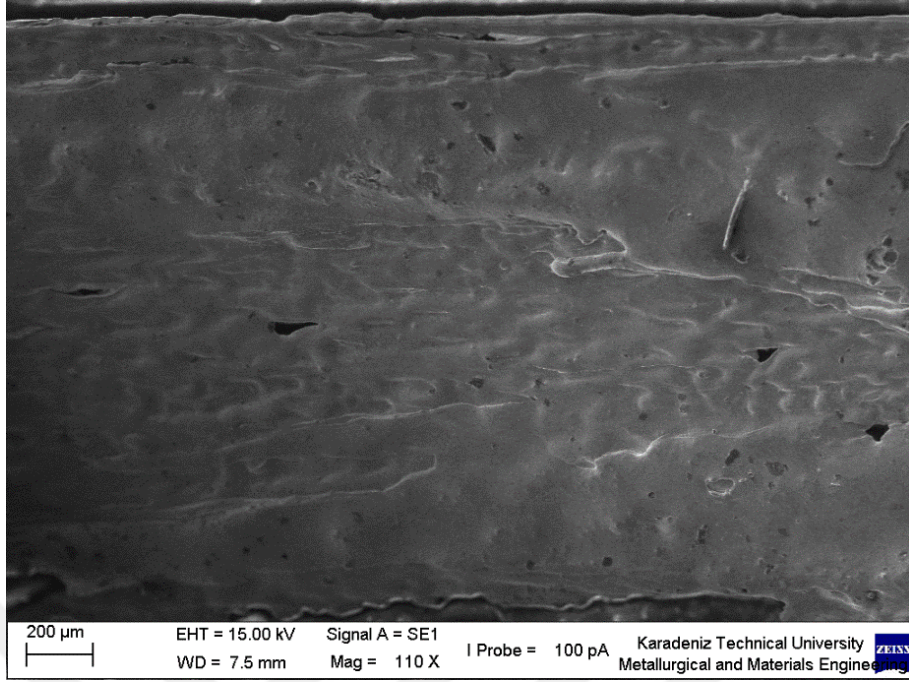
Melt spinning yöntemi esas itibari ile şerit üretme yöntemidir. Disk üzerine akıtılan sıvı metal ince kalınlıkta ve sürekli formda şerit halinde elde edilir. Önceki bölümlerde de açıklandığı gibi, diskin yüzey profili değiştirilerek, düz yüzey yerine dişler açılarak pürüzlendirilmiş yüzeyler ile bir nevi atomizasyon yapılarak şerit ile birlikte toz da üretilebilmektedir. Ancak, özellikle yoğunluğu nispeten yüksek alaşımlarda ve üretim parametrelerinde yapılacak değişikliklerle düz yüzeyli disklerle de toz üretmek mümkündür. Disk hızının artırılması, sıvı metal aşırı ısıtma miktarının yüksek seçilmesi ve sıvı metali disk üzerine sevk eden gaz basıncının yüksek olması toz oluşumunu kolaylaştıran parametrelerdir. Bu tez kapsamında çalışılan NAB alaşımının nispeten yüksek yoğunlukta (7,5 gr/cm<sup>3</sup>) olmasından dolayı, düz disk ile yapılan deneylerde toz-şerit karışımı ürün elde edilmiştir. Yapılan melt spinning deneyleri sonrasında elde edilen toz-şerit karışımı elek analizine tabi tutularak boyutlarına ayrılmıştır. En küçük elek aralığında tamamen küresel şekilli toz elde edilirken, artan elek boyutu ile tozlar arasında elyafı şeklinde parçacıklar gözlenmiştir. Yine elek boyutu büyüdükçe elyafı toz oranı artmıştır. Düz disk kullanılarak elde edilen toz-şerit karışımı ürünlerin değişik elek aralıklarından alınan numunelerin SEM'de çekilen morfolojileri Şekil 38-43 arasında gösterilmiştir.



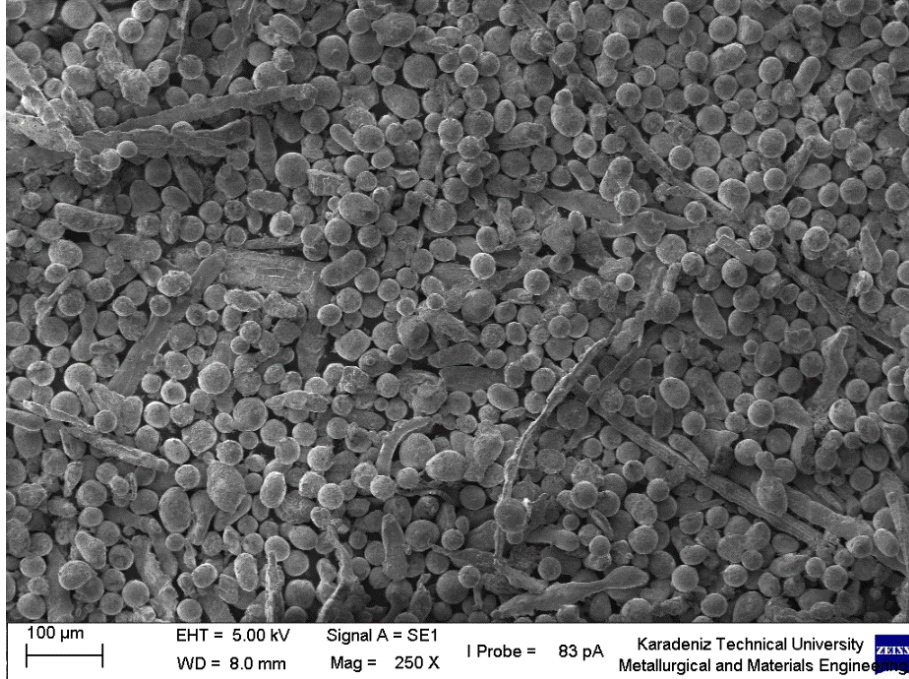
Şekil 35. Melt spinning yöntemiyle üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı şeritleri fotoğraf görüntüsü.



Şekil 36. Üretilen şeritlerin disk ile temas eden yüzeylerinin görüntüsü.

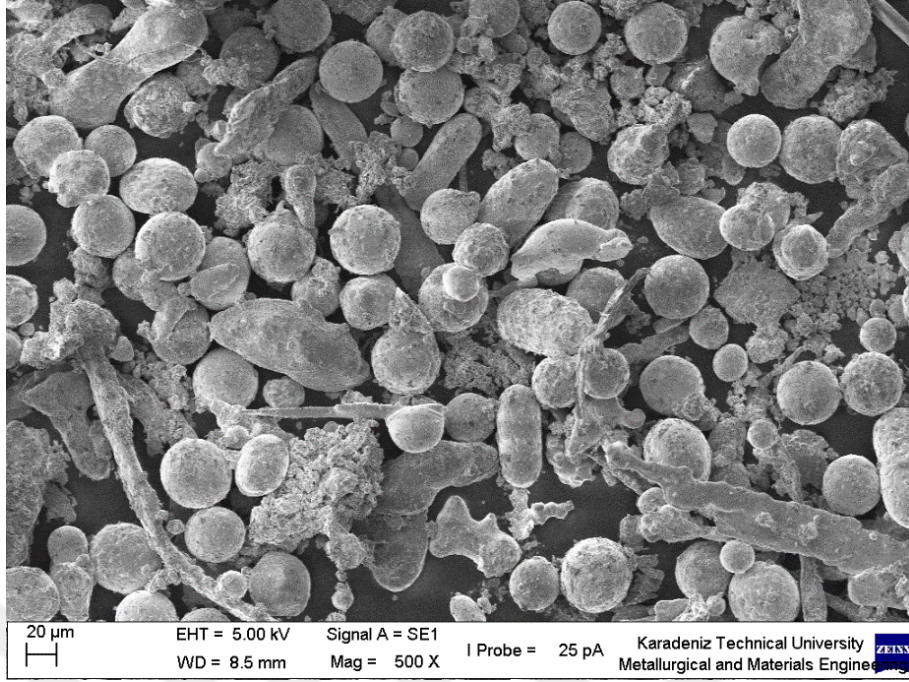


Şekil 37. Üretilen şeritlerin hava ile temas eden yüzeyinin görüntüsü.

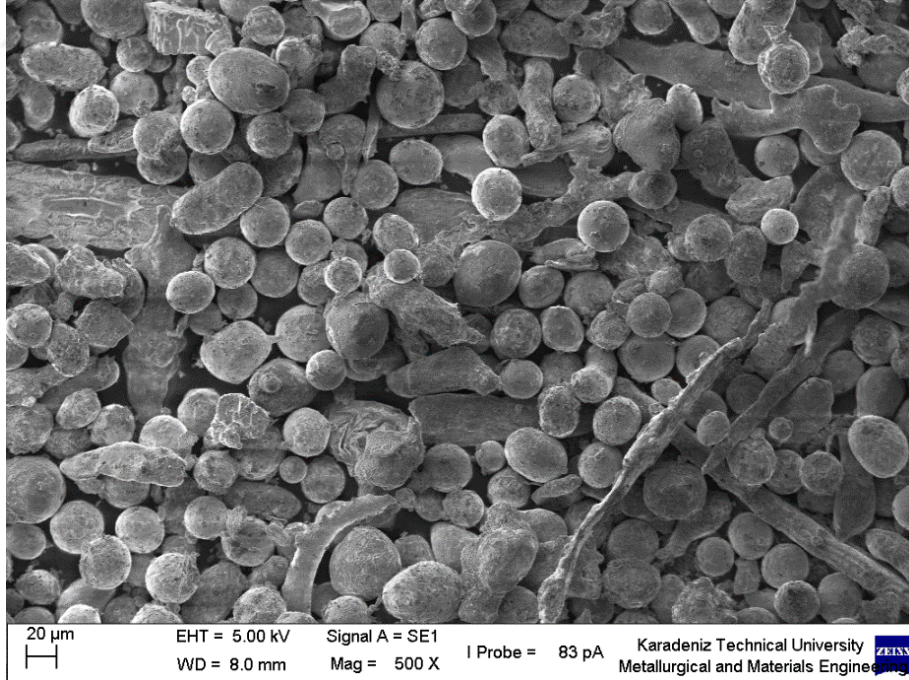


Şekil 38. Melt spinning yöntemiyle düz disk kullanılarak üretilen  $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$  alaşımı tozların SEM’de çekilen mikro fotoğrafları. Elek aralığı olarak toz boyutları:  $-36 \mu\text{m}/\text{tava}$ .



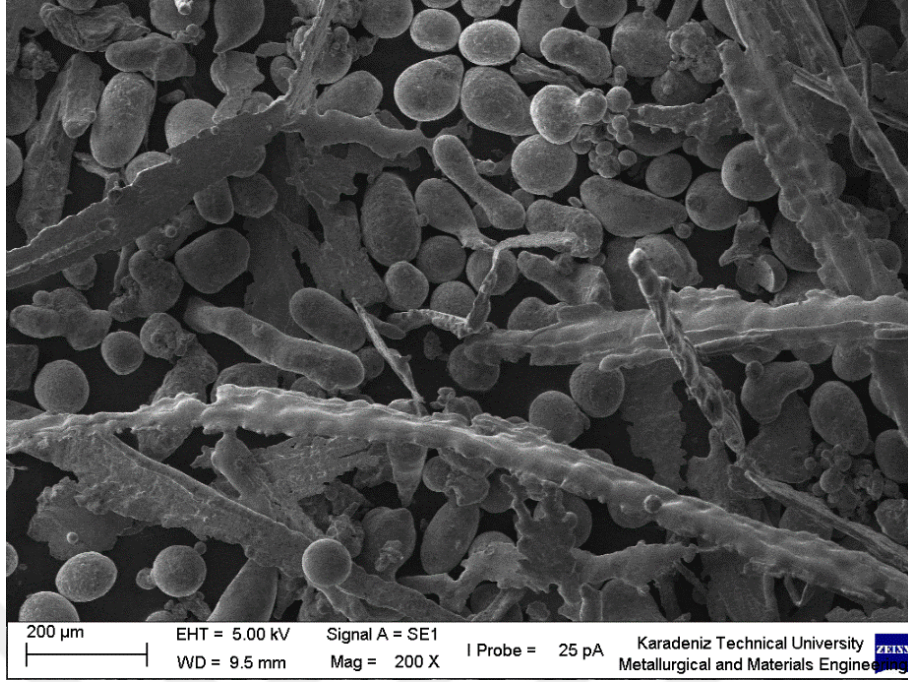


Şekil 39. Melt spinning yöntemiyle düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların SEM’de çekilen mikro fotoğrafları. Elek aralığı olarak toz boyutları: -45 /36 μm.

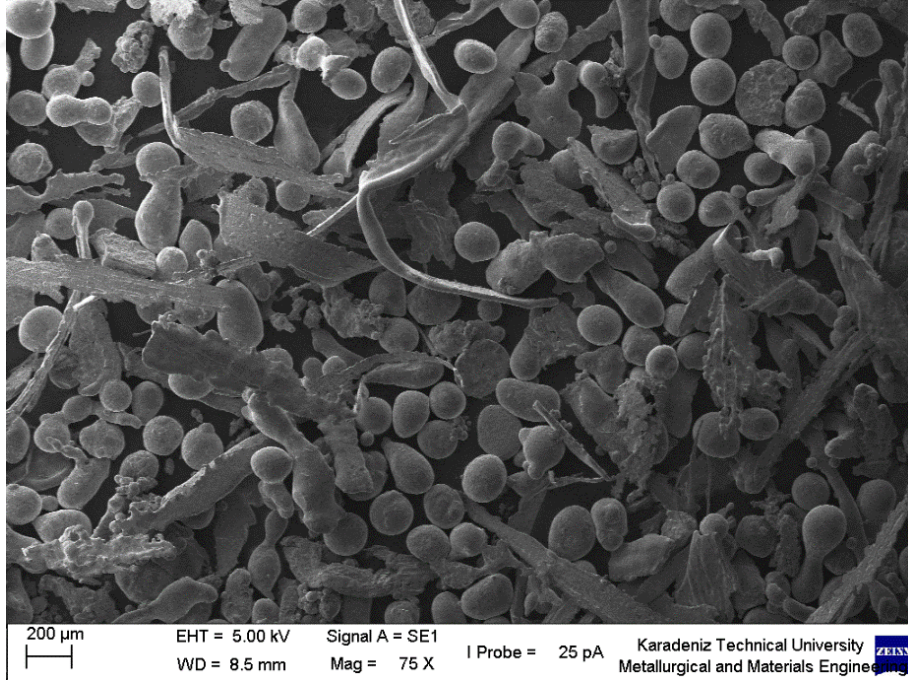


Şekil 40. Melt spinning yöntemiyle düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların SEM’de çekilen mikro fotoğrafları. Elek aralığı olarak toz boyutları: -63 μm/45.

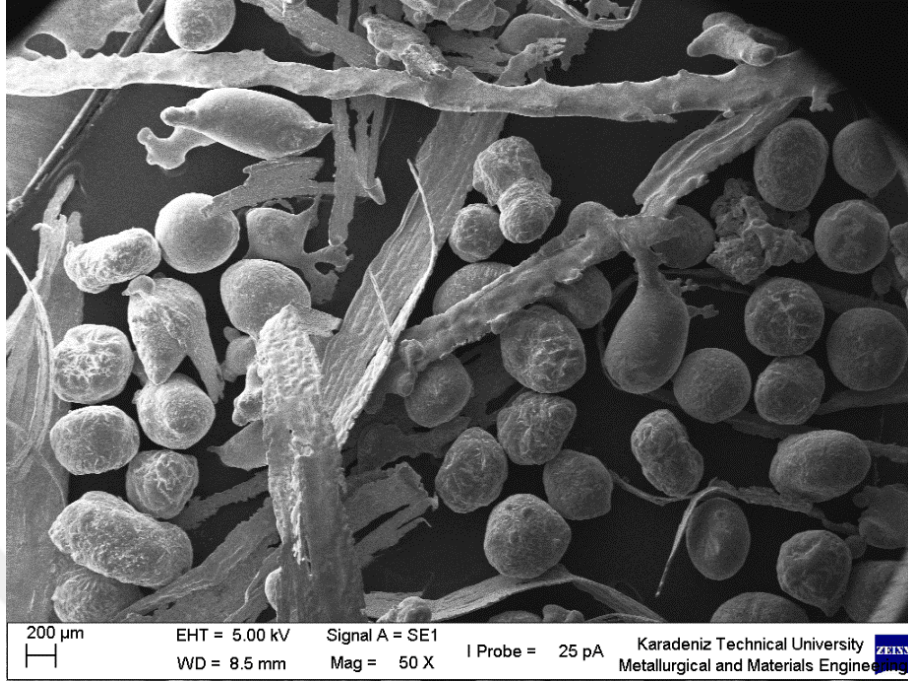




Şekil 41. Melt spinning yönteminde düz disk ile üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların SEM mikro fotoğrafları. Elek aralığı olarak toz boyutları: -90  $\mu\text{m}/63$ .

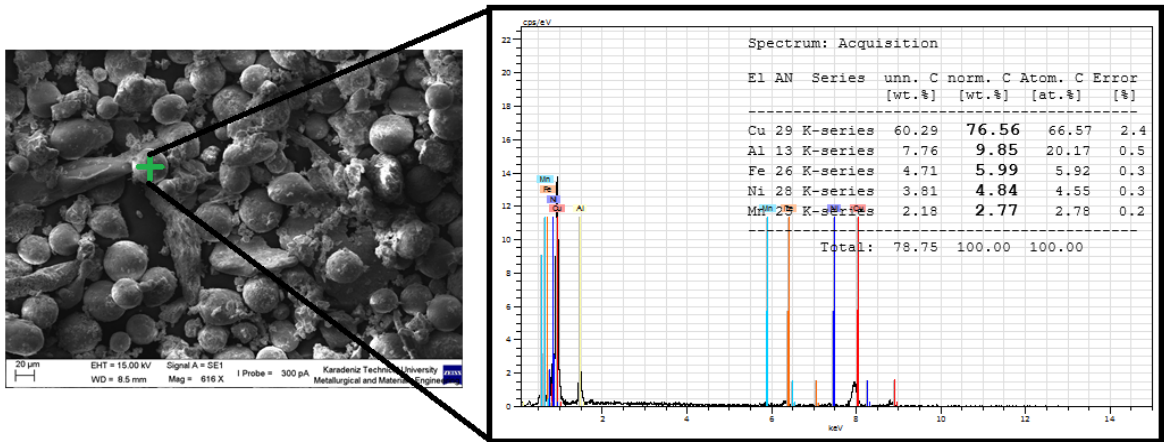


Şekil 42. Melt spinning yöntemiyle düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların SEM'de çekilen mikro fotoğrafları. Elek aralığı olarak toz boyutları: -180  $\mu\text{m}/125$ .



Şekil 43. Melt spinning yöntemiyle düz disk kullanılarak üretilen  $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$  alaşımı tozların SEM’de çekilen mikro fotoğrafları. Elek aralığı olarak toz boyutları:  $-355 \mu\text{m}/250$ .

Yüzeyi pürüzsüz disk ile üretilen kaba boyutlu tozların yüzeylerinden noktasal analiz yöntemi ile yapılan EDS analizi sonucu Şekil 44’te verilmiştir. Elde edilen sonuçların alaşımın başlangıç bileşimine yakın değerlerde olduğu anlaşılmıştır. EDS analizine göre, yapıda ağırlıkça %76,56 Cu, %9,85 Al, % 4,84 Ni ve %5.99 Fe bulunmuştur.

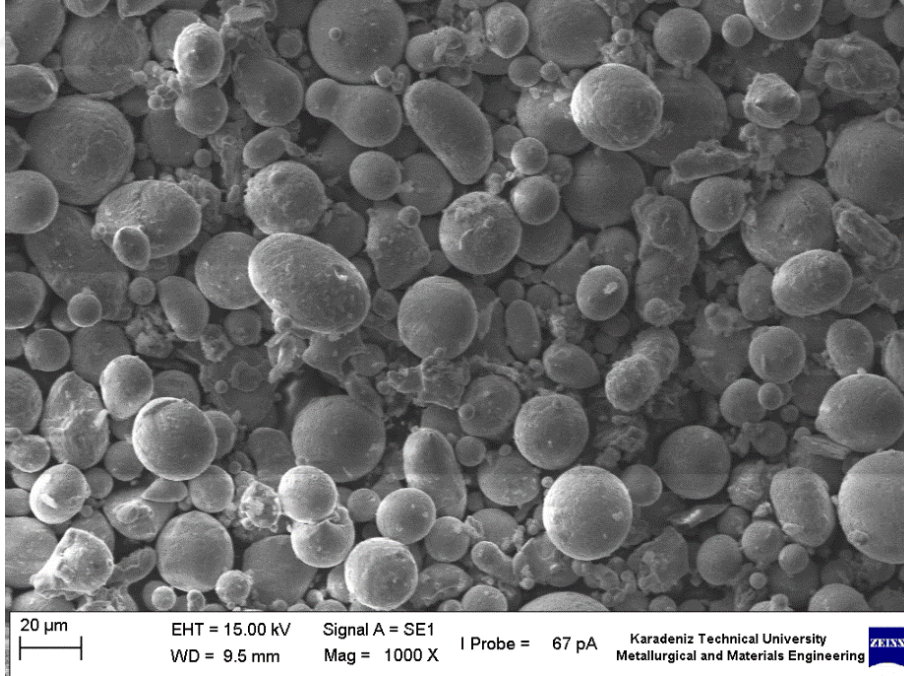


Şekil 44. Melt spinning yönteminde düz disk ile üretilen  $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$  alaşım tozlarının EDS analiz sonuçları.

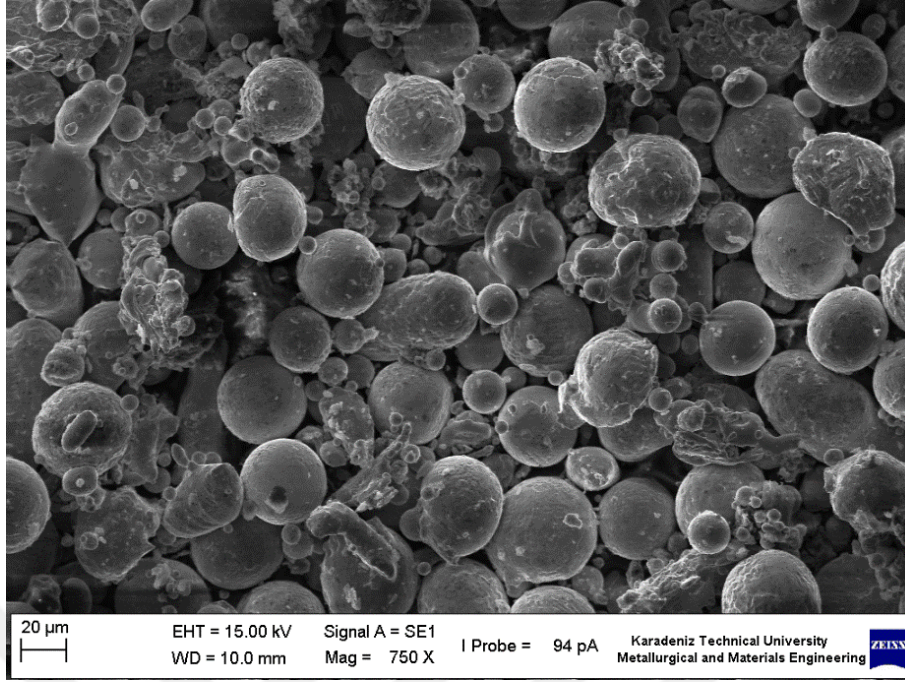


### 3.2. Dokulu Disk ile Üretilen Tozların Morfolojik İncelemeleri

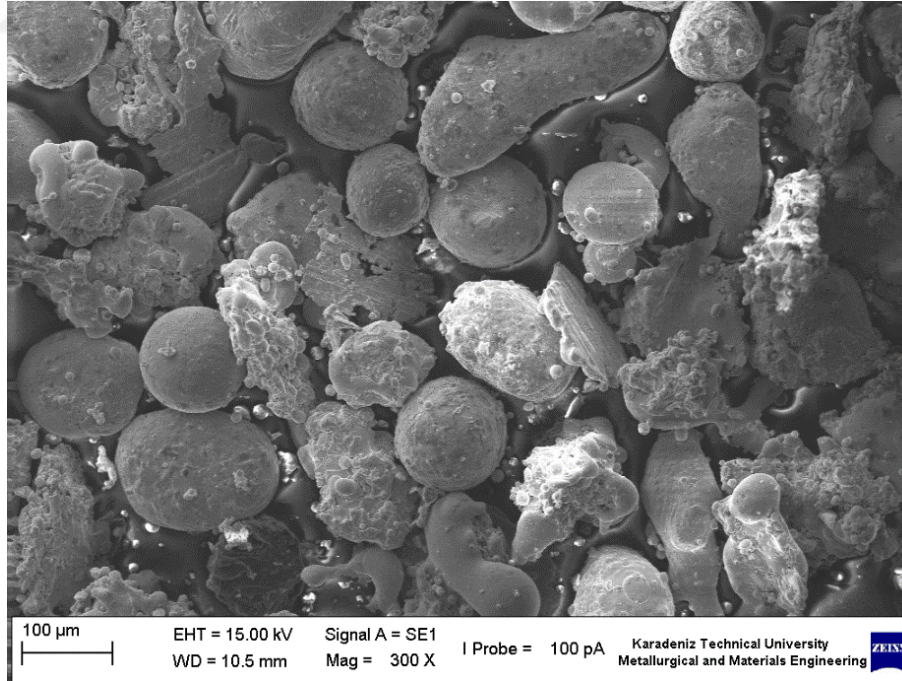
Bu çalışmada Bölüm 2.2’de açıklanan ve Şekil 20 (b)’de katı model şekli gösterilen dokulu disk kullanılarak NAB alaşımından melt spinning yöntemiyle doğrudan toz üretilmiştir. Üretilen tozlardan eleme sonrası değişik elek aralıklarından alınan toz numunelerin SEM’de çekilen morfolojileri Şekil 45-49 arasında verilmiştir. Şekillerden de görüldüğü üzere, tozlar genellikle küresel şekillidir. Uydulaşma olarak bilinen ve çok küçük boyutlu tozların nispeten büyük boyutlu tozlar üzerinde katılaşması olayı bu çalışmada gözlenmiştir. Uydulaşma, küçük tozların, katılaşma işlemi tam gerçekleşmemiş nispeten büyük tozlar üzerine yapışması olarak tanımlanmaktadır [116]. Uydulaşma olayının oluş sebebi; potanın üst kısmından dip kısımdaki nozula doğru sıvı metale basınç uygulayan gazın, nozul çıkışında diske çarpması ile oluşan gaz akımı ile küçük parçacıkların bu akımdan etkilenerek tekrar yeni katılaşan tozların uçuş yoluna girmesi ve bu tozların üzerlerine yerleşmeleri şeklinde açıklanmaktadır [117]. Üretilen tozlarda toz boyutu arttıkça küresel şekilden sapma, yuvarlak, düzensiz, pulsü ve elyafı şekle dönüşüm tespit edilmiştir.



Şekil 45. Melt spinning yöntemiyle dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların SEM’de çekilen mikro fotoğrafları. Elek aralığı olarak toz boyutu: -36/tava  $\mu\text{m}$ .

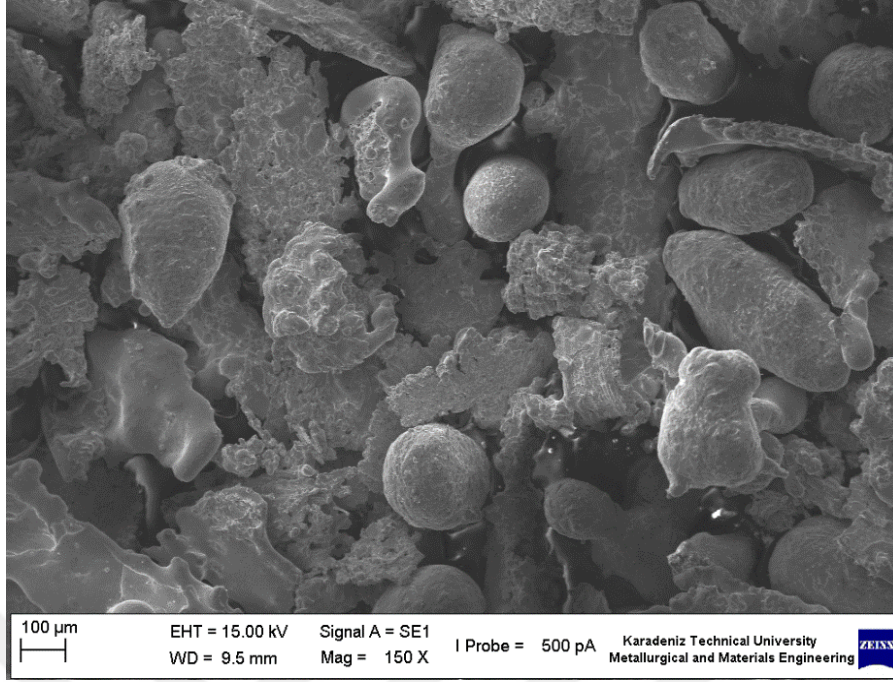


Şekil 46. Melt spinning yöntemiyle dokulu disk kullanılarak üretilen  $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$  alaşımı tozların SEM’de çekilen mikro fotoğrafları. Elek aralığı olarak toz boyutu:  $-45/36 \mu\text{m}$ .

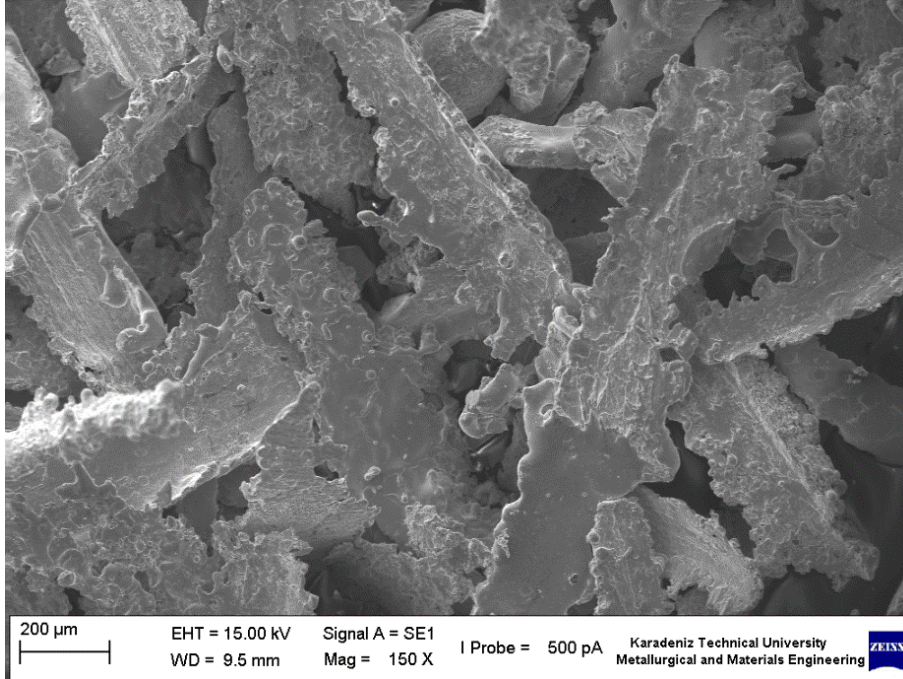


Şekil 47. Melt spinning yöntemiyle dokulu disk kullanılarak üretilen  $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$  alaşımı tozların SEM’de çekilen mikro fotoğrafları. Elek aralığı olarak toz boyutu:  $-125/90 \mu\text{m}$ .





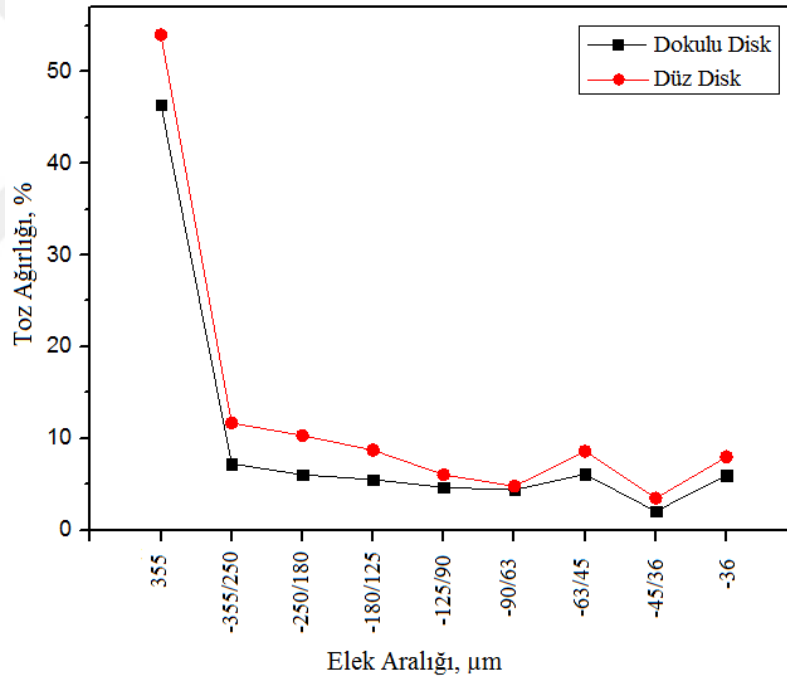
Şekil 48. Melt spinning yöntemiyle dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların SEM’de çekilen mikro fotoğrafları. Elek aralığı olarak toz boyutu: -250/180 μm.



Şekil 49. Melt spinning yöntemiyle dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların SEM’de çekilen mikro fotoğrafları. Elek aralığı olarak toz boyutu: -355/250 μm.

### 3.3. Disk Yüzey Şeklinin Ortalama Toz Boyutu Üzerinde Etkisi

Yüzeyi düz ve dokulu diskler kullanılarak melt spinning yöntemi ile  $\text{CuAl10Ni5Fe4}$  alaşımından toz üretimi çalışmasında, üretilen tozlar 36, 45, 63, 90, 125, 180, 250 ve 355  $\mu\text{m}$ 'luk elek serisi kullanılarak eleme işlemine tabi tutulmuş ve elde edilen sonuçlardan toz boyutu dağılımı ortaya çıkartılmıştır. Her bir disk için elek aralığına göre elde edilen toz boyutu dağılımları Şekil 50'de verilmiştir. Şekilden görüleceği üzere, yüzeyi dokulu disk ile yapılan üretimde yüzeyi düz diske göre daha ince boyutlu toz elde edilmiştir. Yüzeyi dokulu disk ile üretilen tozların %53,99'u 355  $\mu\text{m}$  altında iken, yüzeyi pürüzsüz düz disk ile yapılan üretimlerde bu değer %46,37'dir. Ayrıca yüzeyi dokulu disk ile yapılan üretimlerde 36  $\mu\text{m}$  altında bulunan toz oranı %7,99 iken, yüzeyi pürüzsüz disk ile üretilen tozlarda bu değer %6,01'dir.

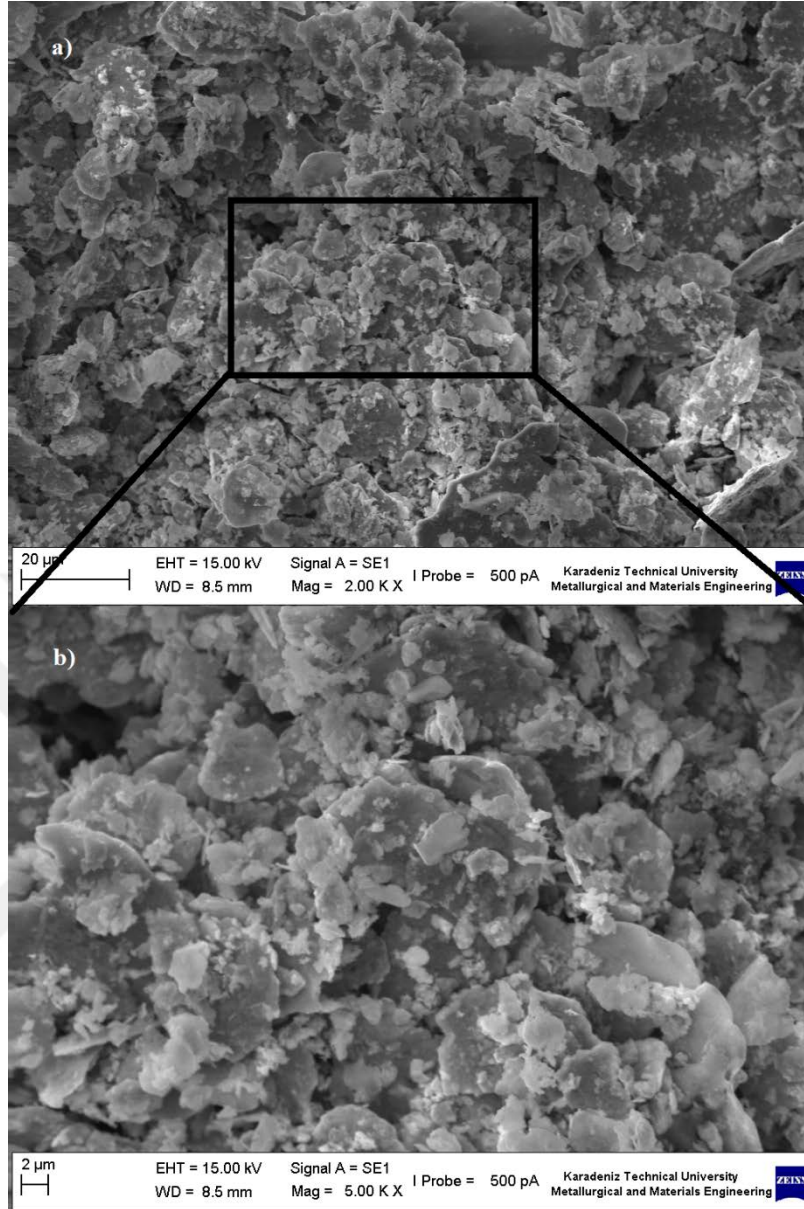


Şekil 50. Melt spinning yönteminde farklı yüzey profiline sahip diskler kullanılarak üretilen tozların elek analizi sonuçları.

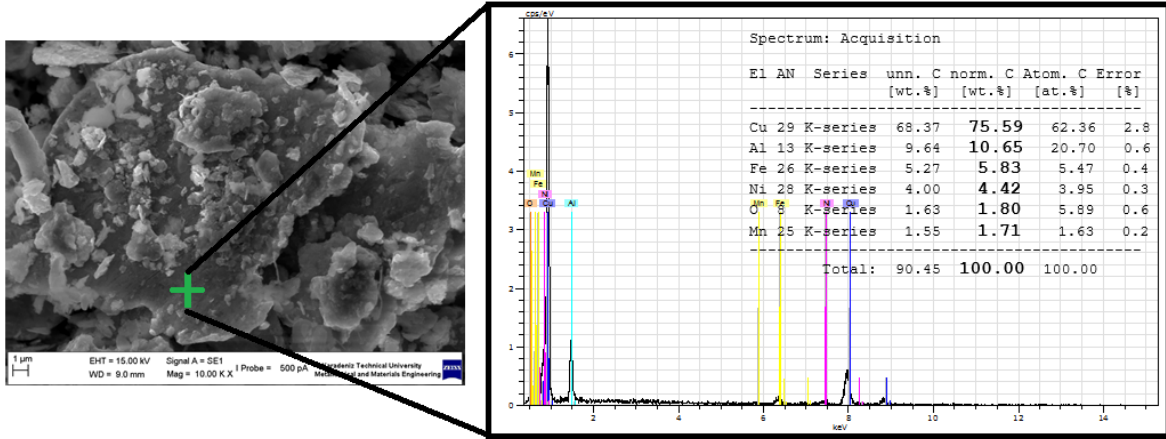
### 3.4. Öğütülen Tozların Morfolojik İncelemeleri

Melt spinning yöntemiyle farklı profilde diskler kullanılarak üretilen  $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$  alaşımı tozlarının boyutlarının, toz metalurjisi yöntemi ile parça üretmeye uygun olmamasından dolayı, bu tozlar öğütme işlemine tabi tutulmuşlardır. Bu amaçla, melt spinning sonrası üretilen elyafı şeritler ve tozlar yüksek enerjili bilyeli öğütme işlemine tabi tutulmuşlardır. Bilyeli öğütme işlemi, alaşım tozlarının oksitlenmeye olan eğilimlerinden dolayı koruyucu özellikteki yüzey aktif madde ortamında (stearik asit+aseton) gerçekleştirilmiştir. Öğütme öncesi çoğunlukla küresel, az miktarda çubuksu ve pulsü şekilde olan tozların, öğütme sonrası düzensiz şekilli, çubuksu ve yassı tozlara dönüştüğü görülmektedir (Şekil 51). Ayrıca artan öğütme süresi ile birlikte tozların boyutlarının küçüldüğü açıkça görülmektedir. Maksimum öğütme süresi 20 saat için ortalama parçacık boyutu yaklaşık 7  $\mu\text{m}$  olarak ölçülmüştür. Mikro fotoğraflardan, öğütülen tozların topaklandığı, artan öğütme süresi ile de topaklanan toz miktarının arttığı tespit edilmiştir.

$\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$  alaşımına ait tozların öğütme sonrası bileşim değişimlerini ortaya çıkarmak için, SEM'de EDS analiz işlemi uygulanmıştır. EDS analizi sonuçlarından toz bileşiminde herhangi bir değişme olmadığı tespit edilmiştir. Bu analizden %1,80 olarak bulunan oksijen elementi oranı tozların öğütme esnasında az da olsa oksitlendiklerine işaret etmektedir. Presleme öncesi tozlara hidrojen atmosferinde yapılan oksit indirgeme ile oksit tabaka toz yüzeylerinden temizlenmektedir (Şekil 52).



Şekil 51. Üretilen tozların 20 saat öğütme işlemi sonrası SEM’de çekilen mikro fotoğrafları. a) Küçük büyütmedeki görüntü, b)yüksek büyütmedeki görüntü.



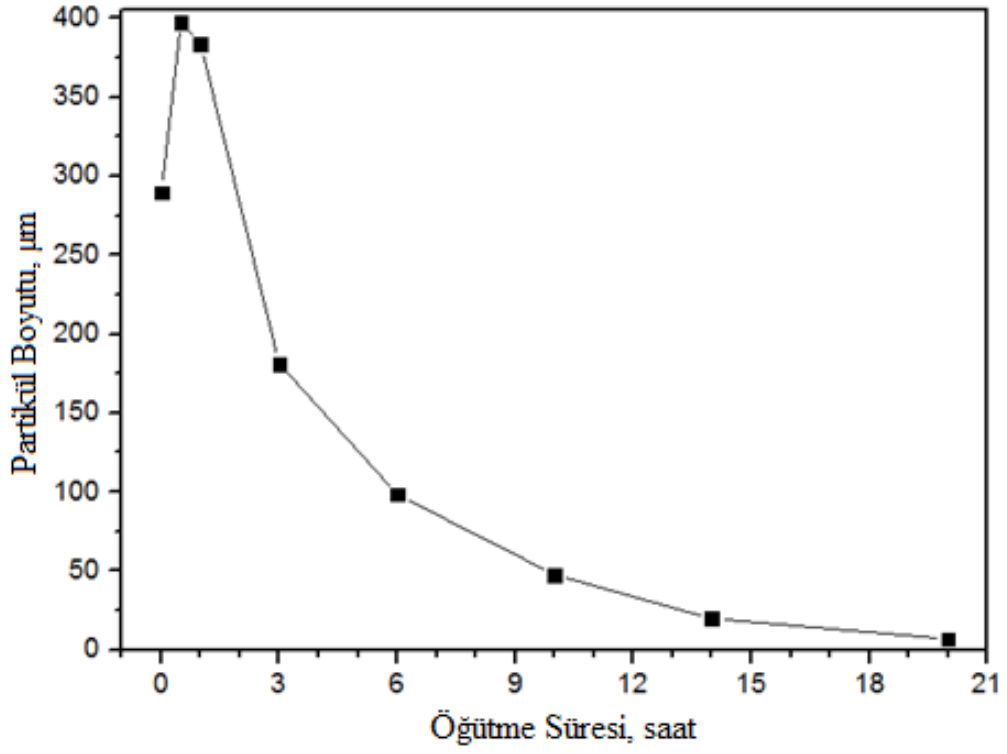
Şekil 52. CuAl10Ni5Fe4 alaşımına ait tozların 20 saatlik öğütme işlemi sonrası elde edilen EDS analizi sonuçları.

### 3.4.1. Öğütme Süresinin Parçacık Boyutuna Etkisi

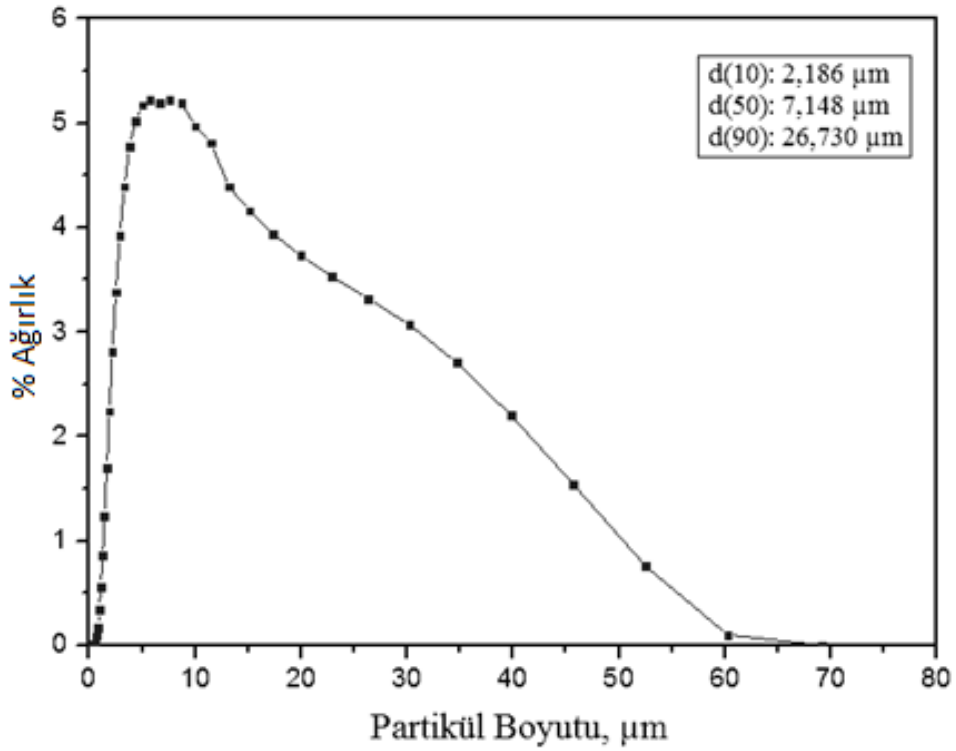
Melt spinning yöntemiyle üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların toz boyutunu azaltmak amacıyla bilyeli öğütme işlemi uygulanmıştır. Yapılan literatür incelemelerinde, azalan parçacık boyutu ile dayanımı daha yüksek T/M ürünlerinin elde edildiği belirtilmiştir [13]. Öğütme süresinin ortalama toz boyutuna etkisini incelemek amacıyla 0,5, 1, 3, 6, 10, 14 ve 20 saatlik sürelerde öğütme gerçekleştirilmiştir. Ortalama toz boyutunun hesaplanmasında konileme-dörtleme yöntemi ile alınan toz numuneler lazerli parçacık boyutu hesaplama cihazında işlenerek ortalama parçacık boyutu ( $d_{10}$ ,  $d_{50}$ ,  $d_{90}$ ) hesaplanmış ve boyut dağılımı belirlenerek ilgili grafikler çizilmiştir. Öğütme süresini, parçacık boyutuna etkisini ( $d_{50}$ ) gösteren grafik Şekil 53'te verilmiştir.

Öğütme süresi boyunca parçacık boyutunda ilk 2 saatlik sürede artma gösterirken, sonrasında ise zamanla giderek azalmaktadır. Bunun sebebi, tozların soğuk kaynak yaparak boyutunun artmasından kaynaklanmaktadır [110]. 20 saatlik öğütme sonrası oluşan normal dağılım grafiği Şekil 54'de verilmiştir. Öğütme işlemi öncesi ortalama parçacık boyutu 289,6  $\mu\text{m}$  iken, maksimum öğütme süresi 20 saat için 7,15  $\mu\text{m}$  olarak ölçülmüştür.





Şekil 53. Öğütme süresini, parçacık boyutuna etkisi.

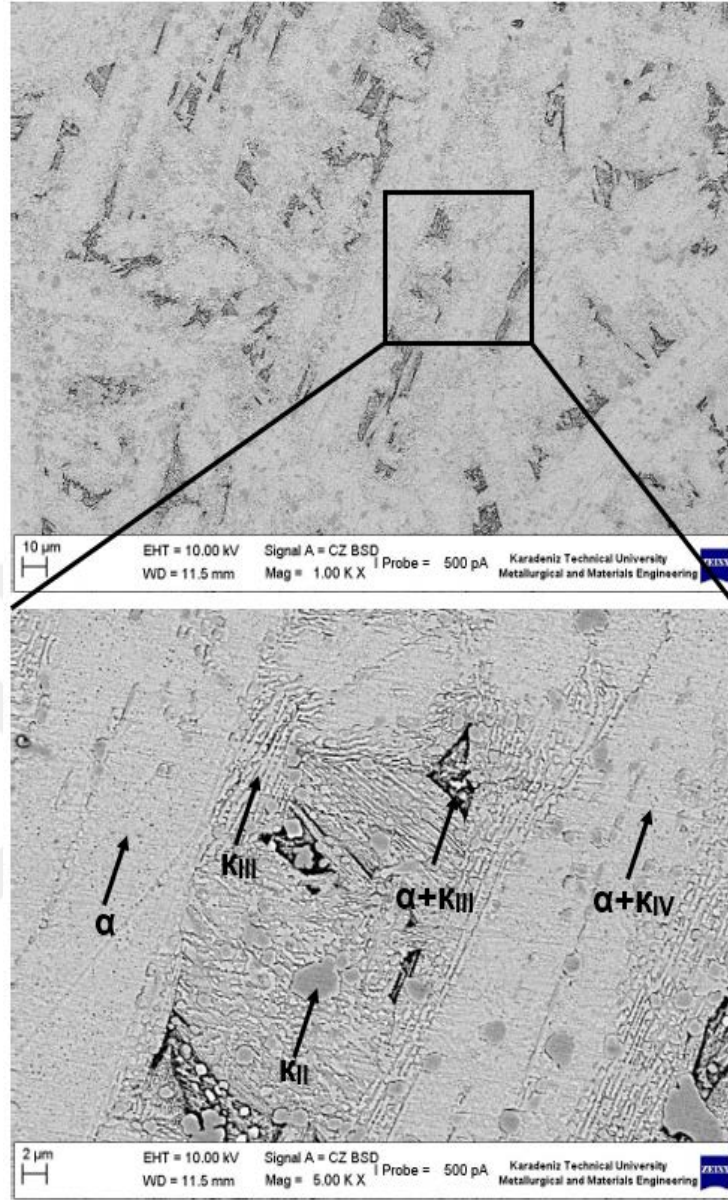


Şekil 54. 20 saatlik öğütme sonucu oluşan normal dağılım eğrileri.

### 3.5. CuAl10Ni5Fe4 İngot Alaşımının Mikroyapı İncelemeleri

Bu tez kapsamında çalışılan CuAl10Ni5Fe4 alaşımından melt spinning yöntemiyle gerek soğutmasız ve gerekse soğutmalı diskler kullanılarak toz üretimi gerçekleştirilmiştir. Bu şekilde elde edilen tozların mikroyapılarının ve soğuma hızlarının anlaşılabilmesi için aynı alaşımın başlangıç ingot haldeki mikroyapısının belirlenmesi gerekir. Bu amaçla ingot halindeki NAB alaşımının mikroyapısı SEM’de incelenmiş, EDS analizleri gerçekleştirilerek olası fazlar belirlenmiştir.

İngot haldeki CuAl10Ni5Fe4 alaşımında oluşacak fazlar Bölüm 1.7.2’de ve Şekil 15’te ayrıntılı olarak açıklanmıştır. İngot halindeki CuAl10Ni5Fe4 alaşımı mikroyapısı  $\alpha$ -bakır matrisi içerisinde dağılmış olarak metaller arası bileşik kapa fazlarından ( $\kappa_I$ ,  $\kappa_{II}$ ,  $\kappa_{III}$ ,  $\kappa_{IV}$ ) oluşmaktadır. SEM’de elde edilen ingot alaşımı mikroyapısı Şekil 55’te gösterilmiştir. CuAl10Ni5Fe4 alaşımının hızlı soğutulması durumunda martenzit fazının oluştuğu Şekil 15’ten anlaşılmaktadır. Döküm yoluyla üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı yavaş soğuduğundan mikroyapıda herhangi bir martenzitik dönüşüm oluşmamış ve martenzit fazı meydana gelmemiştir. Bunun yerine, Şekil 55’te görüldüğü üzere,  $\alpha$ -bakır matrisi içerisinde dağılmış durumda  $\kappa_{II}$ ,  $\kappa_{III}$ ,  $\kappa_{IV}$  metaller arası bileşik kapa fazları oluşmuştur.  $\alpha$ -bakır matris fazı açık gri renkte olup, bu faz içerisinde dağılmış halde koyu renkte  $\kappa_{II}$ ,  $\kappa_{III}$ ,  $\kappa_{IV}$  metaller arası bileşik fazları bulunmaktadır. Matris fazı olan  $\alpha$ -bakır fazı soğuma süresince yaklaşık 950 °C’den başlayarak  $\beta$  fazından ötektoid öncesi (preötektoid) sıcaklıklarda oluşmaktadır. Preötektoid  $\alpha$  fazı yaklaşık 580 °C sıcaklıkta ötektoid reaksiyon sonucu  $\alpha$  ve  $\kappa_{III}$  fazlarını içeren bileşimler oluşturmaktadır. Oda sıcaklığına yavaş soğuma sırasında, şekilde koyu gri renkte kontrast oluşturan  $\kappa_{IV}$  fazı  $\alpha$  fazı içerisinde çökelmektedir. Öte yandan,  $\kappa_I$  fazı sadece %5’den fazla Fe içeren bir faz olduğundan ve CuAl10Ni5Fe4 alaşımında %4 oranında Fe bulunduğundan ingot mikroyapısında metaller arası bileşik  $\kappa_I$  fazı görülmemiştir [87].



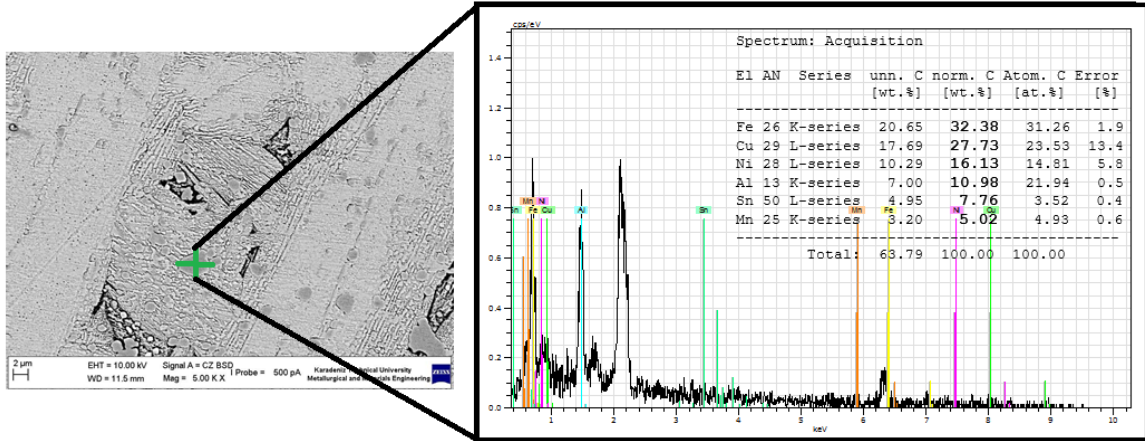
Şekil 55. CuAl10Ni5Fe4 ingot alaşımasının mikroyapısı.

### 3.5.1. CuAl10Ni5Fe4 İngot Alaşımasının EDS Analizleri

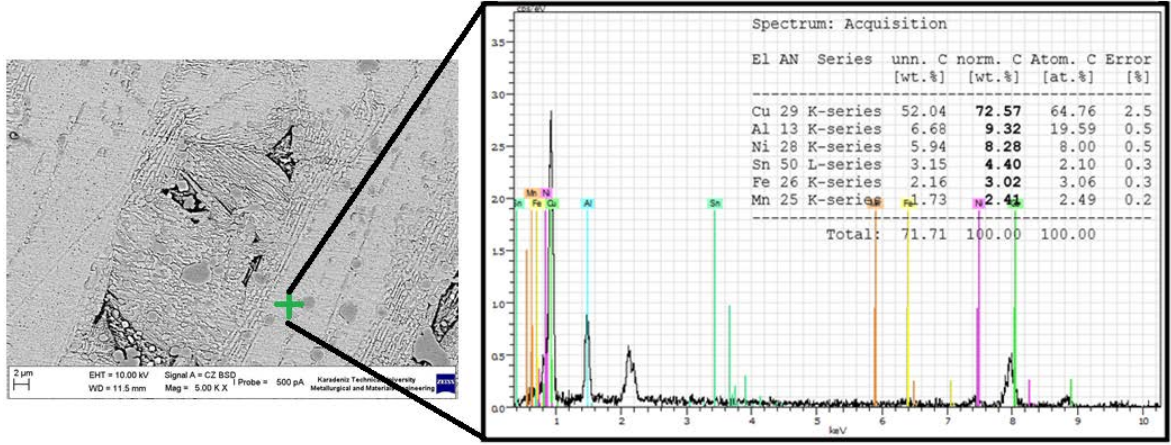
CuAl10Ni5Fe4 ingot alaşımasının Şekil 56'da gösterilen mikroyapıdaki her bir faz EDS analizine tabi tutulmuş ve sonuçlar Şekil 57-60 arası sunulmuştur. EDS analizi sonucu bulunan element % ağırlık oranları, literatürde verilmiş olan ve Bölüm 1.7.2 ve Tablo 6'da sunulan ilgili fazların kimyasal bileşimleri ile eşleştirilmiş ve bu yolla ilgili fazlar belirlenmiştir.  $\alpha$  fazı içerisinde çökerek oluşan ve ortalama boyutları 1 – 5  $\mu\text{m}$  arasında değişen demirce zengin parçacıklar ( $\text{Fe}_3\text{Al}$ )  $\text{K}_{II}$  fazını oluşturmaktadır. Tablo 6'da



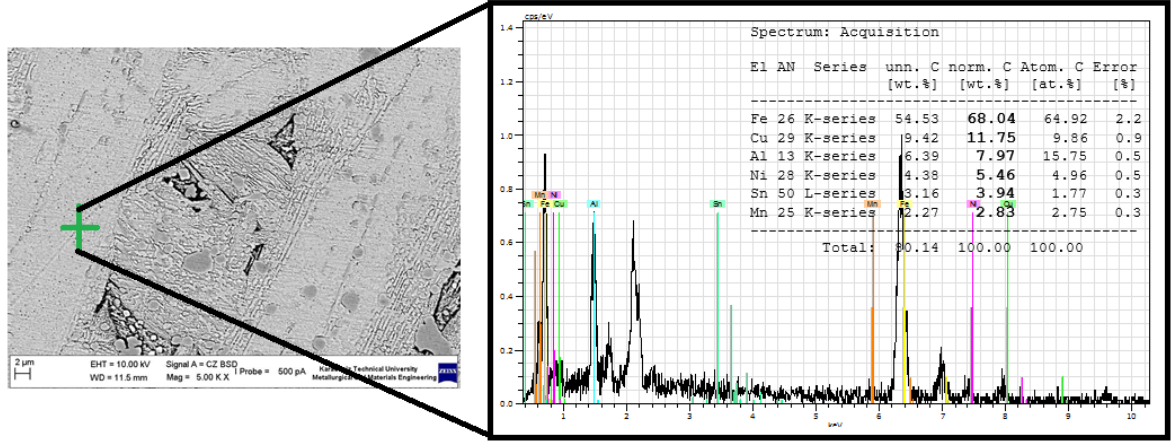
$\kappa_{II}$  fazı yaklaşık olarak %30 Fe, %19 Al, %27 Ni ve %19 oranında Cu içermektedir. Şekil 57’de verilen  $\kappa_{II}$  fazına ait EDS analiz sonucuna göre bu faz, %32 Fe, % 27 Cu, %16 Ni ve % 10 oranında Al içermektedir. Matris faz olarak tanımlanan  $\alpha$ -Cu fazı ise bakır fazını ifade etmektedir ve teorik olarak içerisinde %85 Cu, %8 Al, %2 Fe, %2,5 Ni içerirken, Şekil 58’de sunulan EDS analizine göre ise, %72 Cu, %9 Al, %8 Ni ve %3 oranında Fe içermektedir. Mikroyapıda çok küçük nokta şeklinde ortaya çıkan  $\kappa_{IV}$  fazı üzerinde yapılan EDS analizlerinde ise bu fazın küçük eş eksenli, demirce zengin fazı gösterdiği tespit edilmiştir (Şekil 59). Yapılan EDS analizlerinde diğer analizlerdekine benzer şekilde teorik verilere yakın sonuçlar elde edilmiştir. Buna göre teorik olarak %62 Fe, %15 Al, %14 Cu ve %10 Ni, içeren bu fazın EDS analizi sonucunda yapısında % 68 oranında Fe ve %10 oranında Cu içerdiği görülmüştür. Yapıda ince çubuk şeklindeki fazın ise yapılan EDS analizi sonucu  $\kappa_{III}$  fazı olduğu bulunmuştur. Bu faz üzerinde yapılan noktasal EDS analizi sonucu yapının %27 Cu, %23 Ni, 22 Fe ve %18 Al içerdiği tespit edilmiştir (Şekil 60).



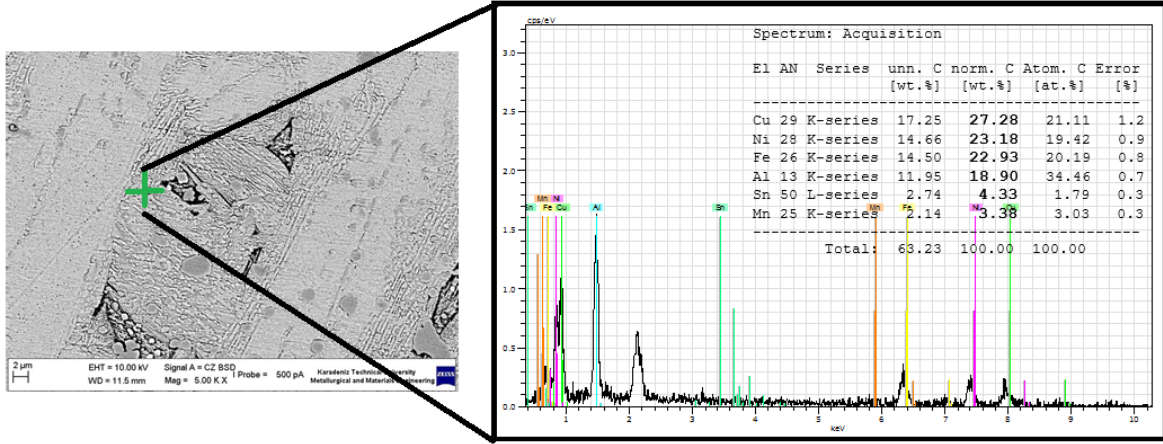
Şekil 56. CuAl10Ni5Fe4 ingot alaşımının yapısında bulunan  $\kappa_{II}$  fazının EDS analiz sonuçları.



Şekil 57. CuAl10Ni5Fe4 ingot alaşımının yapısında bulunan  $\alpha$ -Cu fazının EDS analiz sonuçları.



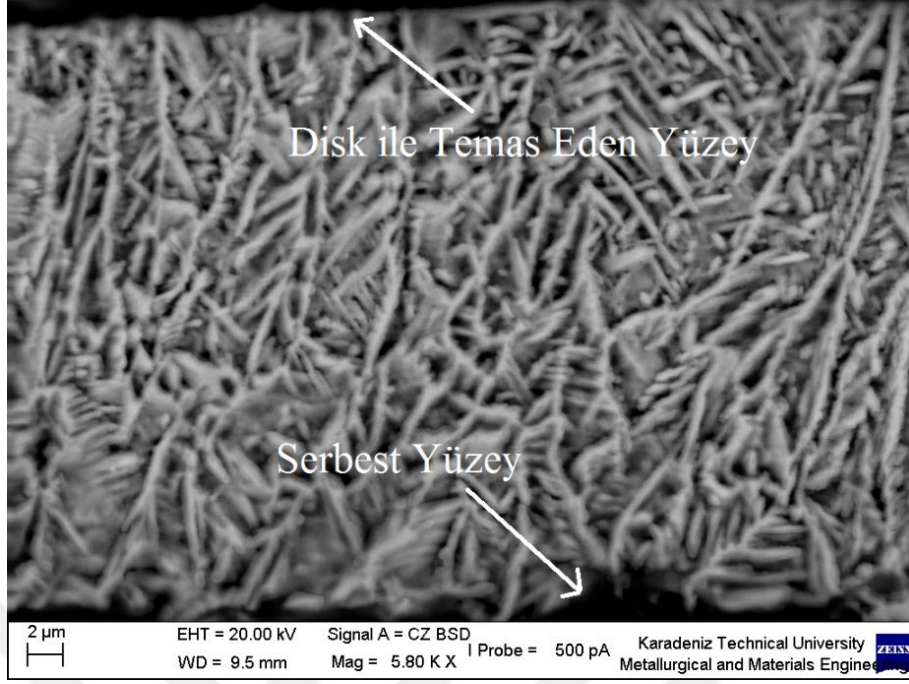
Şekil 58. CuAl10Ni5Fe4 ingot alaşımının yapısında bulunan KIV fazının EDS analiz sonuçları.



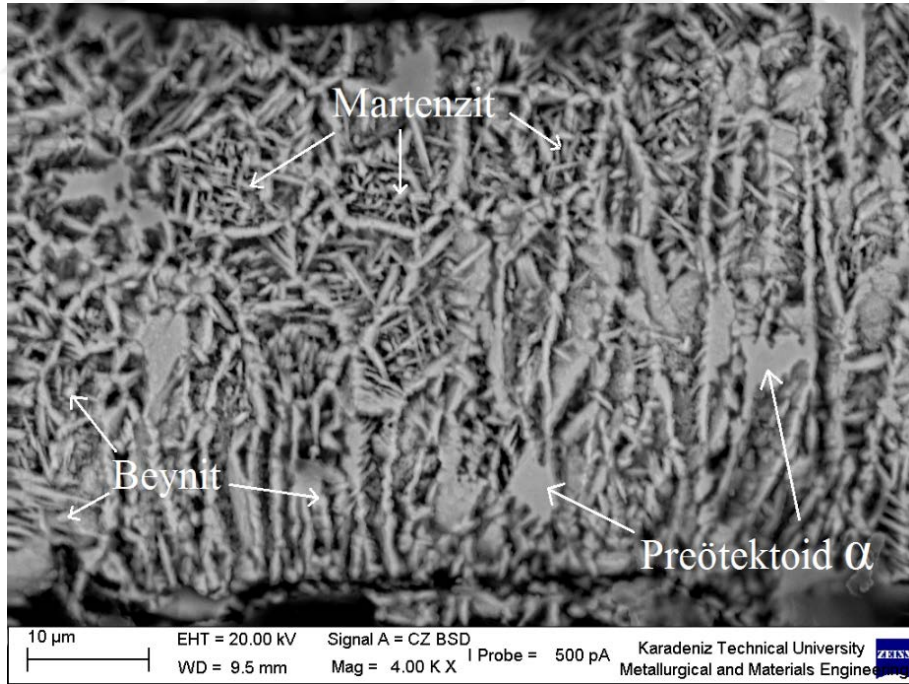
Şekil 59. CuAl10Ni5Fe ingot alaşıminin yapısında bulunan  $\kappa_{III}$  fazının EDS analiz sonuçları.

### 3.5. Melt Spinning Yöntemiyle Düz Disk Kullanarak Üretilen CuAl10Ni5Fe4 Alaşımı Şeritlerin Mikroyapı İncelemeleri

CuAl10Ni5Fe4 alaşımının genel karakteristik özelliği, yüksek sıcaklık katı çözültü fazı olan  $\beta$  fazı, yavaş soğuma hızlarında Şekil 15'te verildiği şekli ile diğer  $\kappa$  (kappa) veya  $\alpha$  fazlarına dönüşmektedir. Çok yüksek soğuma hızlarında difüzyonun bastırılmasıyla birlikte  $\beta \rightarrow \kappa$  faz dönüşümü gerçekleşmemekte, bunun yerine  $\beta$  fazının difüzyonsuz dönüşümü olmakta ve  $\beta'$  olarak ifade edilen martenzitik yapıya dönüşüm gerçekleşmektedir. Burada, mikroyapıdaki hacim merkezli  $\beta$ -fazı bölgeleri kalıntı  $\beta$  olarak adlandırılır ve soğuma esnasında difüzyona maruz kalmadan yüksek yoğunluklu NiAl çökeltileri içeren karmaşık martenzitik yapıya dönüşür. Kısacası; CuAl10Ni5Fe4 alaşımının hızlı katılaşması durumunda içyapı tamamen martenzit fazından oluşur. Yüksek soğuma hızlarından daha düşük soğuma hızlarında ise katılaşma esnasında beynitik yapı oluşabilmektedir. Alaşımın alüminyum içeriğinin %10'un altına düşmesi martenzitik dönüşümü olumsuz yönde etkilemektedir. Bu değer altında alüminyum içeren alaşımlarda proötektoid  $\alpha$ +martenzit+beynit faz yapısı meydana gelebilmektedir (Şekil 16) [104-106]. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız düz disk kullanılarak yapılan şerit üretiminde de benzer yapı ortaya çıkmıştır (Şekil 60-62). Yapıdaki açık gri renkteki rozet şeklindeki kısımlar proötektoid  $\alpha$  fazını, genellikle paralel yönlenmiş küçük iğnemsiz koloniler martenzit fazını, martenzit fazlar içerisindeki gri renkteki nispeten daha kalın olan çubuklar ise beyniti temsil etmektedir [93,101].

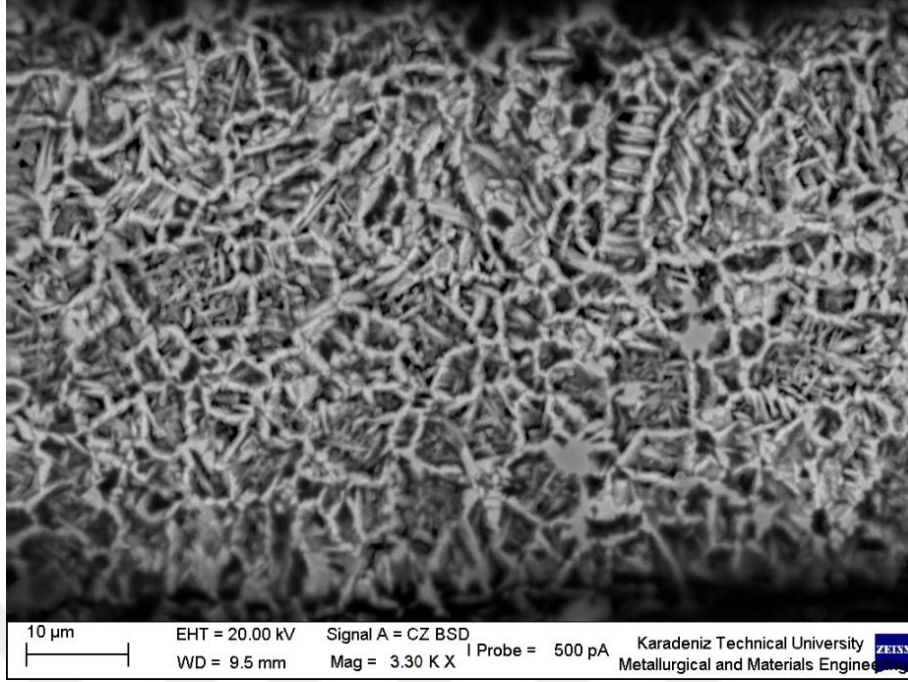


Şekil 60. Melt spining yöntemiyle soğutmasız düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı şeritlerin SEM görüntüsü. Şerit kalınlığı: 34  $\mu\text{m}$ .



Şekil 61. Melt spining yöntemiyle soğutmasız düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı şeritlerin SEM görüntüsü. Şerit kalınlığı: 46  $\mu\text{m}$ .



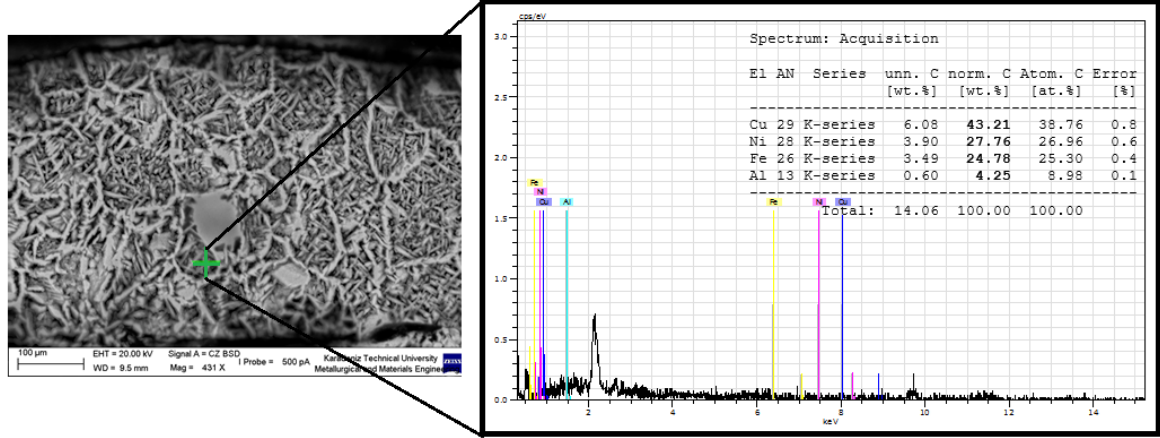


Şekil 62. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı şeritlerin SEM görüntüsü. Şerit kalınlığı: 61 µm.

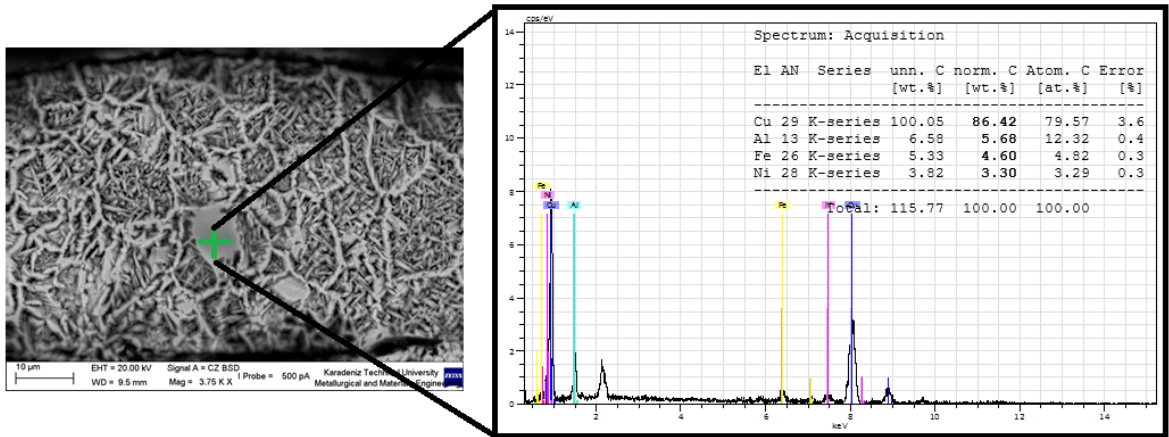
Üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı şeritlerin SEM’de elde edilen mikroyapılarındaki değişik faz bölgelerinin EDS analizleri yapılmış ve elde edilen bulgular Şekil 63-65’de sunulmuştur. Elde edilen sonuçlardan; melt spinning diskinin soğutulmadığı ve ortam sıcaklığında yapılan şerit üretiminde soğuma hızının yetersiz olmasından dolayı mikroyapı tamamen martenzit fazından oluşmamış, bunun yerine NiAl çökeltileri içeren ve kalıntı  $\beta$  olarak adlandırılan martenzit fazı,  $\beta'$  martenzit fazı, preötektoid  $\alpha$  fazı ve beynit fazlarını içeren bir yapıdan oluşmuştur. Aşağıda verilen EDS analiz sonuçları da bunu doğrulamaktadır. Şekil 63’de kalıntı  $\beta$  martenzit fazının EDS analizinde, Bölüm 1.7.2’de ve Tablo 6’da ortalama kimyasal bileşimi %35 Ni, %20 Cu, %28 Al ve %14 Fe olarak verilen değerlere yakın sonuçlar elde edilmiştir.

Alaşımın alüminyum içeriğinin %10 olması ve beynit reaksiyonunun hızlı oluşumundan dolayı martenzitik dönüşüm olumsuz yönde etkilenmiş ve yapıda bir miktar beynit ve preötektoid  $\alpha$  oluşmuştur [114]. Bölüm 1.7.2 ve Tablo 7’de preötektoid  $\alpha$ ’nın kimyasal bileşimi %7,5 Al, 3,7 Ni, 3,6 Fe, 1,0 Mn ve %84,2 Cu olarak verilmiş ve elde edilen EDS analizinde yaklaşık olarak benzer değerler bulunmuştur (Şekil 64). Mikroyapıda elde edilen diğer bir faz ise  $\beta$  fazının difüzyonsuz dönüşümü olan martenzitik

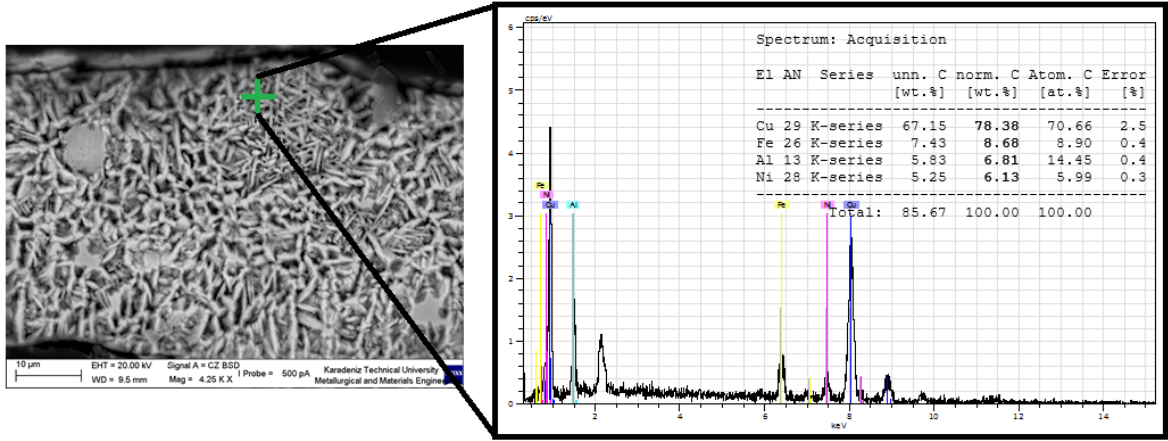
$\beta'$  fazıdır. Bu fazın EDS analiz sonuçları Bölüm 1.7.2 ve Tablo 7'de içeriği %10,6 Al, %5,8 Ni, %4 Fe, %1,2 Mn ve % 78,4 Cu olarak verilen martenzitik  $\beta'$  fazına çok yakın değerlerde bulunması bu bölgelerin martenzit fazı olduğunu doğrulamaktadır (Şekil 65).



Şekil 63. Melt spining yöntemiyle soğutmasız düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı şeritlerin yapısında bulunan kalıntı  $\beta$  (martenzit) fazının EDS analiz sonuçları.



Şekil 64. Melt spining yöntemiyle soğutmasız düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı şeritlerin yapısında bulunan preötektoid  $\alpha$  fazının EDS analiz sonuçları.

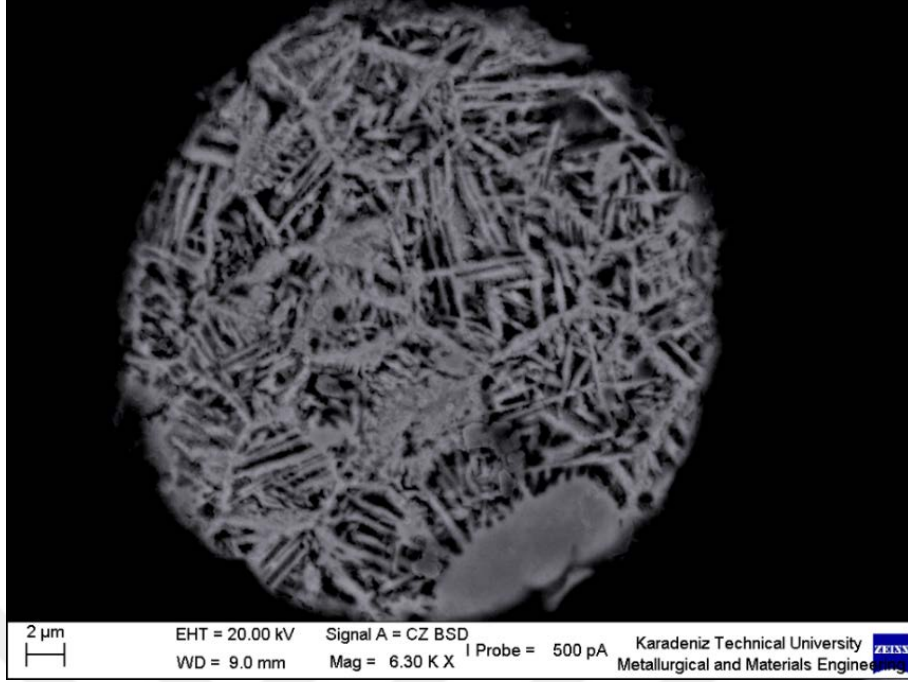


Şekil 65. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı şeritlerin yapısında bulunan martenzitik  $\beta'$  fazının EDS analiz sonuçları.

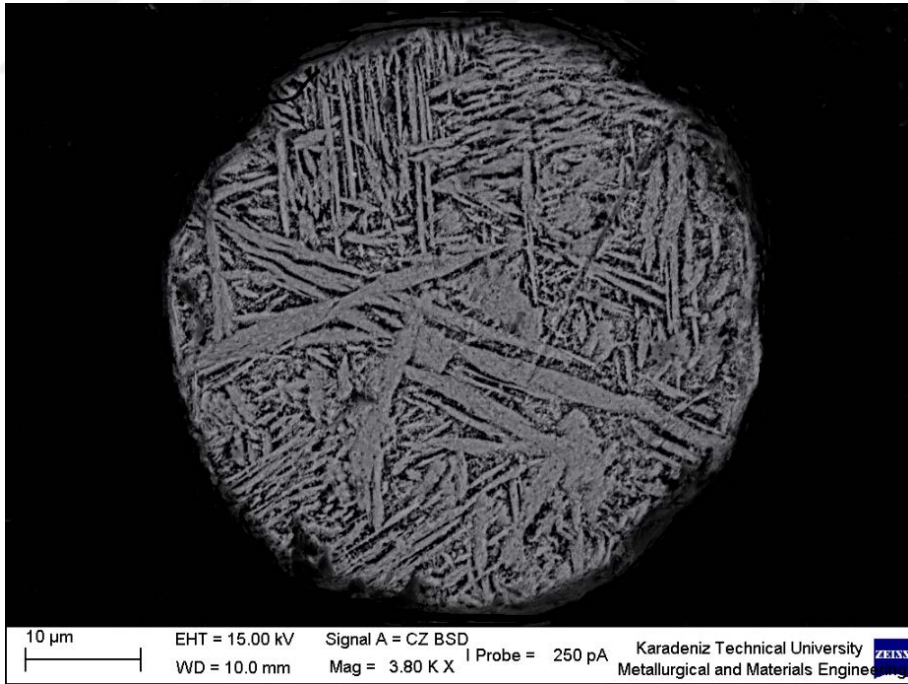
### 3.6. Soğutmasız Dokulu Disk Kullanılarak Üretilen CuAl10Ni5Fe4 Alaşım Tozların Mikroyapı İncelemeleri

Soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşım tozlarında, toz boyutu ile mikroyapı değişimi Şekil 66-73 arasında verilmiştir. Dokulu disk kullanılarak üretilen tozların boyutları 8-500  $\mu\text{m}$  arasında değişmektedir. Melt spinning yöntemiyle yüzeyi düz disk kullanılarak üretilen şeritlerde olduğu gibi, yüksek soğuma hızlarından dolayı difüzyonun bastırılmasıyla birlikte  $\beta \rightarrow \kappa$  faz dönüşümü gerçekleşmemiş ve bunun yerine genel olarak difüzyonsuz dönüşüm ürünü olan  $\beta'$  martenzit ve beynit fazları oluşmuştur. Kısaca belirtmek gerekirse; şeritlerin mikroyapılarında oluşan preötektoid  $\alpha$ , kalıntı  $\beta$  martenzit, beynit ve  $\beta'$  martenzit fazlarından farklı olarak tozların mikroyapıları  $\beta'$  martenzit ve beynit fazlarından oluşmuştur.

Toz boyutu arttıkça, soğuma hızının azalmasına bağlı olarak martenzit fazındaki iğnemi yapıların kalınlığında artma görülmüştür. Elde edilen SEM görüntüleri üzerinden yapılan ölçümlerde, -36/taşa elek aralığındaki tozlarda martenzit yapıdaki iğnemi çubukların kalınlıkları ortalama 0,18  $\mu\text{m}$  iken, -335/250 elek aralığındaki tozlarda ise 0,81  $\mu\text{m}$  olarak ölçülmüştür. Yine bu fotoğraflar üzerinden yapılan incelemelerde, artan toz çapıyla birlikte martanzit kolonilerin (tanelerinin) boyutunun arttığı tespit edilmiştir. Bu durum literatürde yapılan bazı çalışmalarda da belirtilmiştir [106-108].

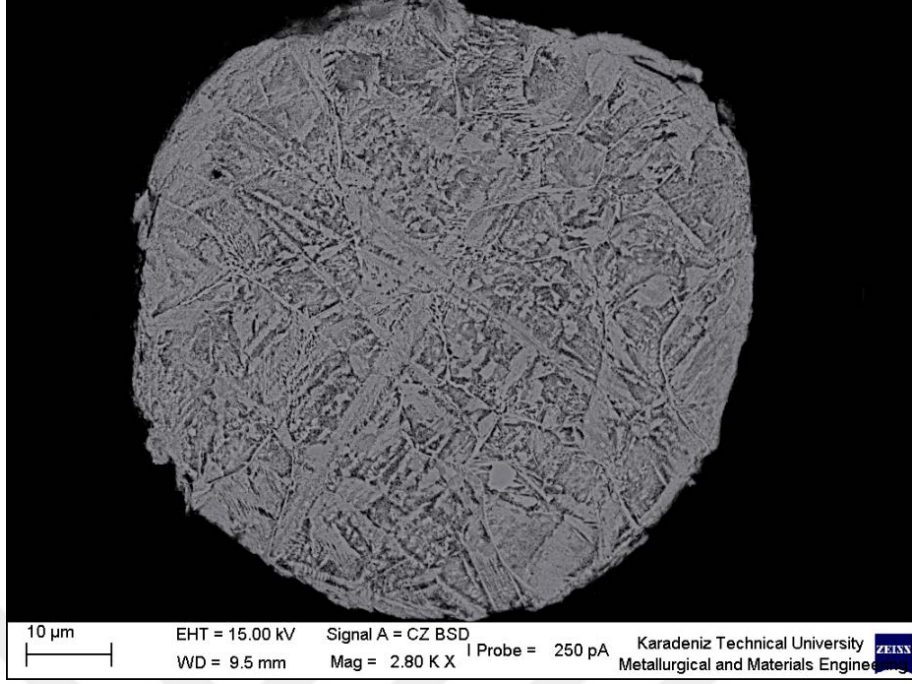


Şekil 66. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen  $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$  alaşımı tozlarından elde edilen mikroyapıları. Toz çapı  $32\ \mu\text{m}$ .

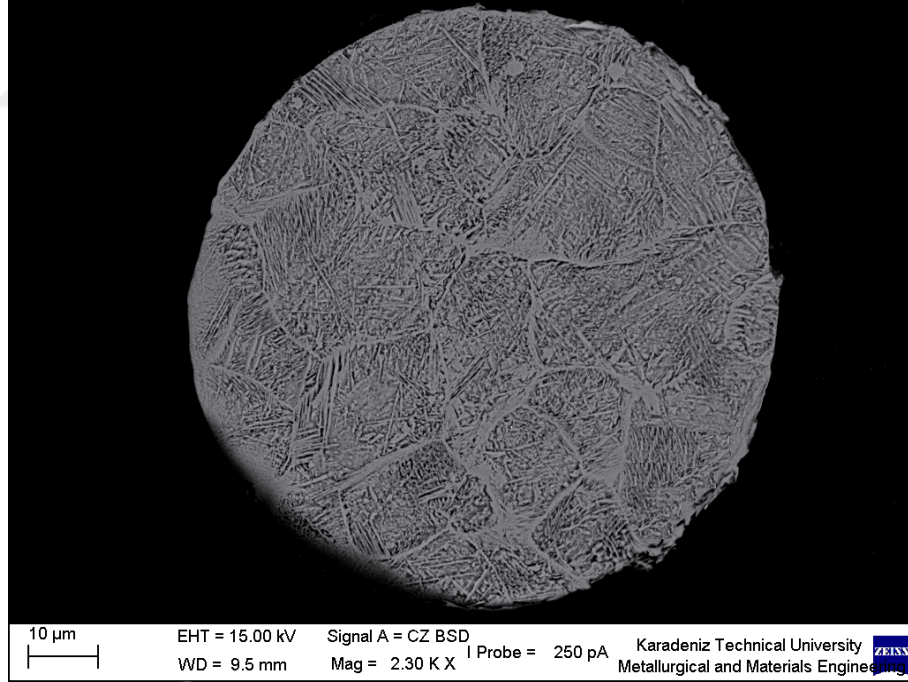


Şekil 67. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen  $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$  alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı:  $45\ \mu\text{m}$ .

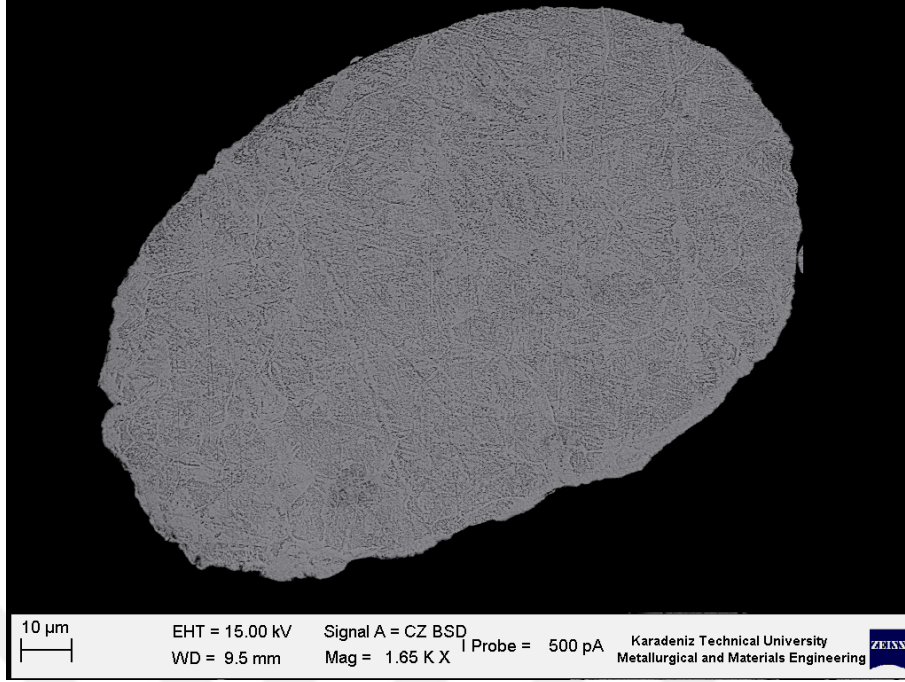




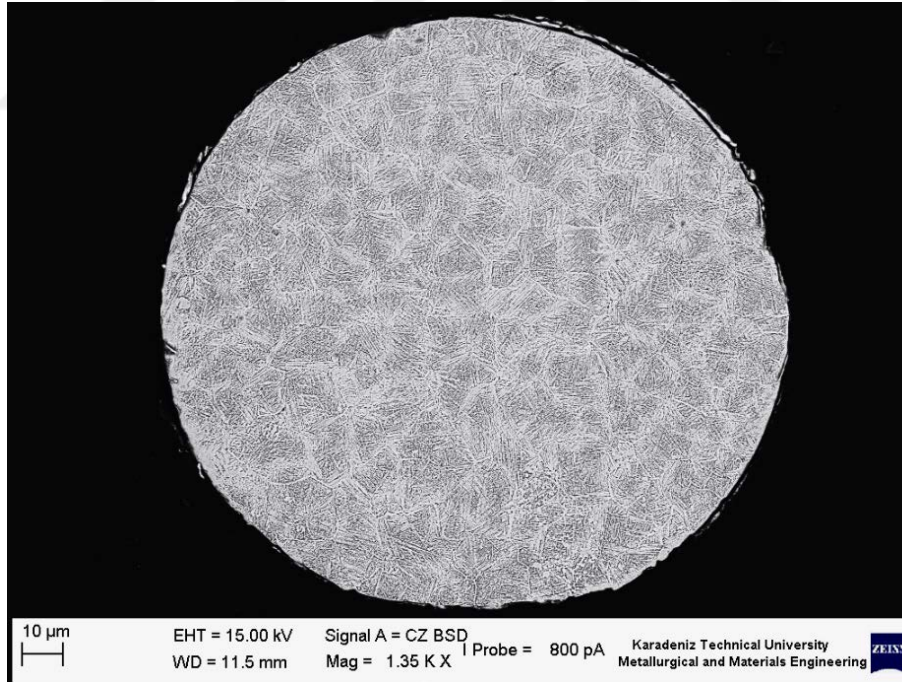
Şekil 68. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen  $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$  alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı: 55  $\mu\text{m}$ .



Şekil 69. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen  $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$  alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı: 83  $\mu\text{m}$ .

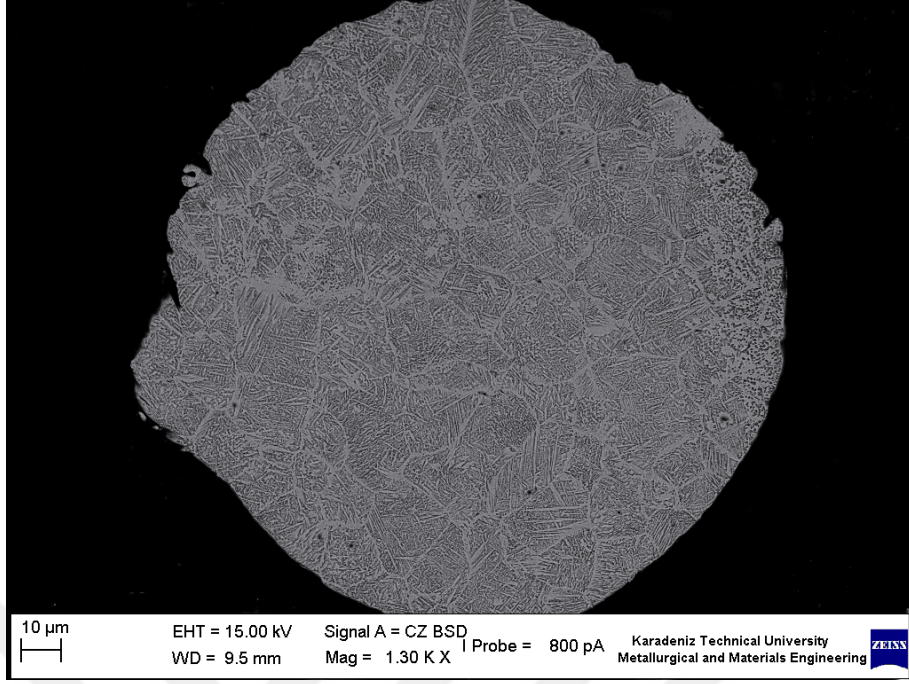


Şekil 70. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen  $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$  alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı:  $121 \mu\text{m}$ .

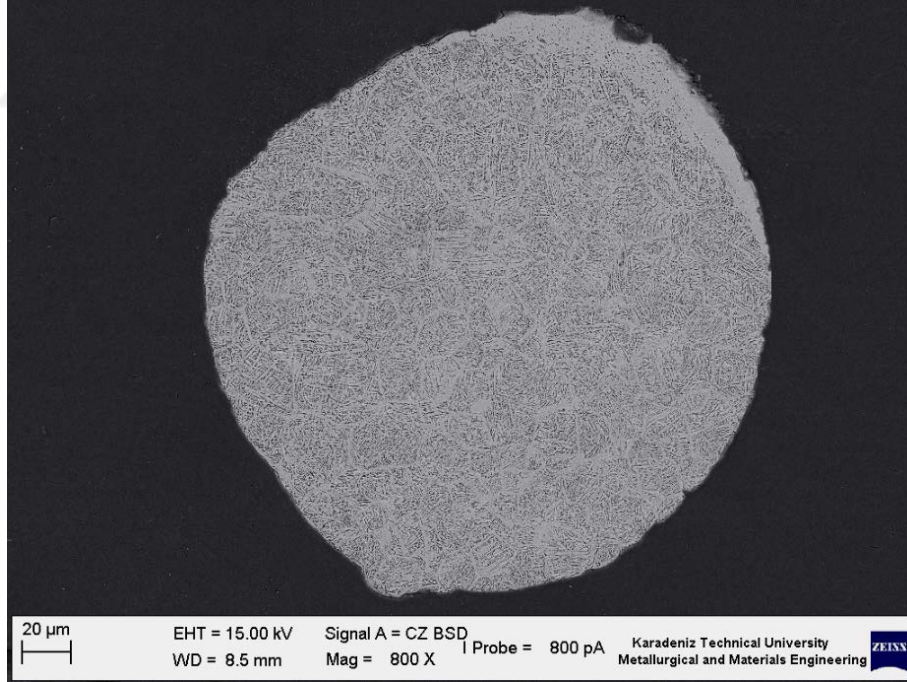


Şekil 71. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen  $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$  alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı:  $158 \mu\text{m}$ .



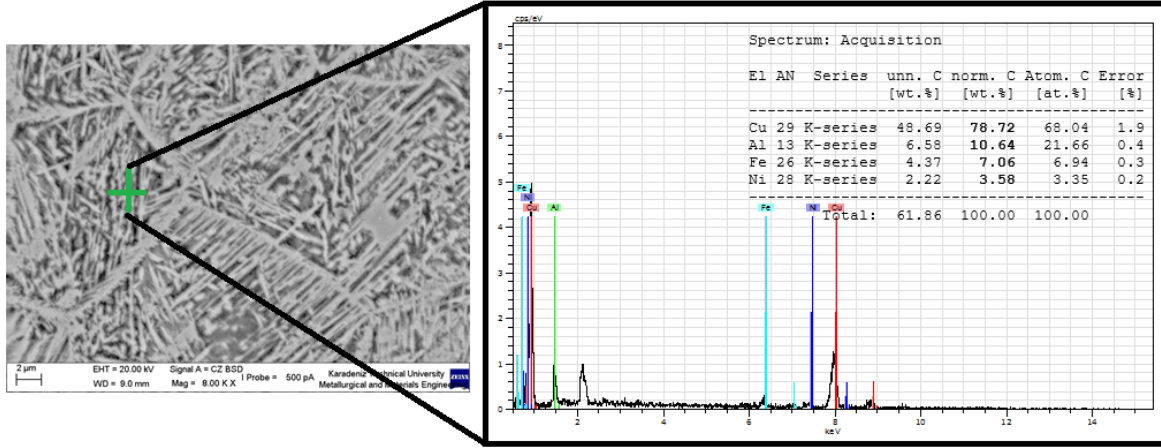


Şekil 72. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı: 180 µm.



Şekil 73. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı: 238 µm.

Şekil 74'te üretilen tozların mikroyapısında  $\beta'$  martenzit fazı olduğu düşünülen bölgeye ait EDS analizi sonuçları verilmiştir. EDS analizinden elde edilen %78,72 Cu, %10,64 Al, %3,58 Ni ve % 7 Fe elementel ağırlık oranları Bölüm 1.7.2 ve Tablo 7'de kimyasal ortalama bileşimi %78,4 Cu, %10,6 Al, %5,8 Ni ve %4 Fe olarak verilen  $\beta'$  martenzit fazı oranlarına çok yakındır. Bu durum belirtilen mikroyapının  $\beta'$  martenzit fazı olduğunu teyit etmektedir.



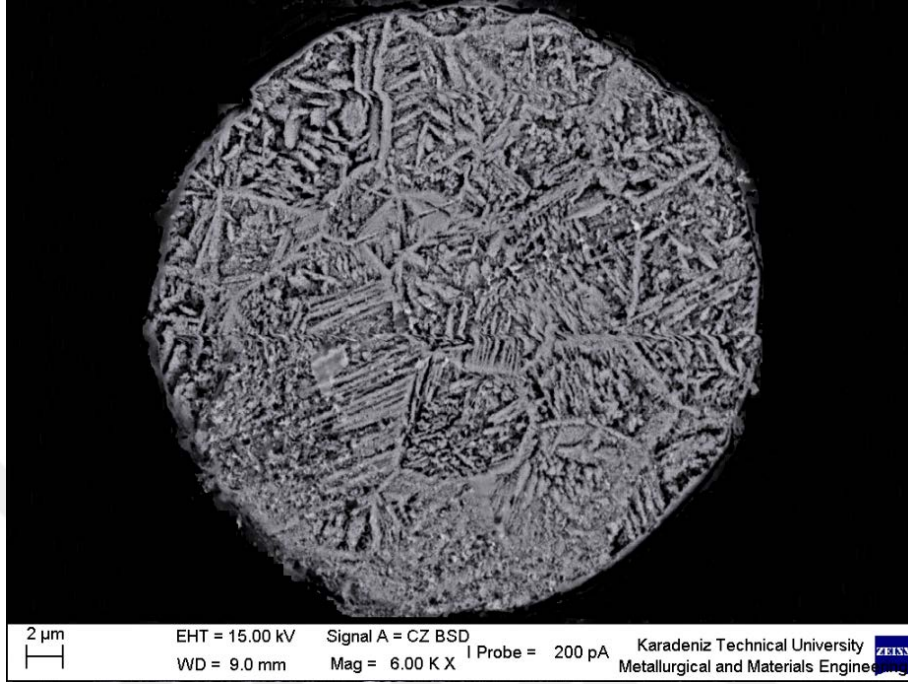
Şekil 74. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk ile üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların yapısında bulunan martenzitik  $\beta'$  fazının EDS analiz sonuçları.

### 3.7. Soğutmalı Düz Disk Kullanılarak Üretilen CuAl10Ni5Fe4 Alaşım Tozların Mikroyapı İncelemeleri

Soğutulmuş (-5°C) ve yüzeyi düz disk kullanılarak yapılan CuAl10Ni5Fe4 alaşımından toz üretiminde çoğunlukla küresel şekilli tozlar ve artan toz boyutuyla az miktarda ince şeritler elde edilmiştir. Üretilen tozların çapları yaklaşık 5-500 µm arasında değişmiştir. Farklı toz boyutlarından SEM'de yapılan mikroyapı incelemelerinden elde edilen sonuçlar Şekil 75-82 arasında sunulmuştur.

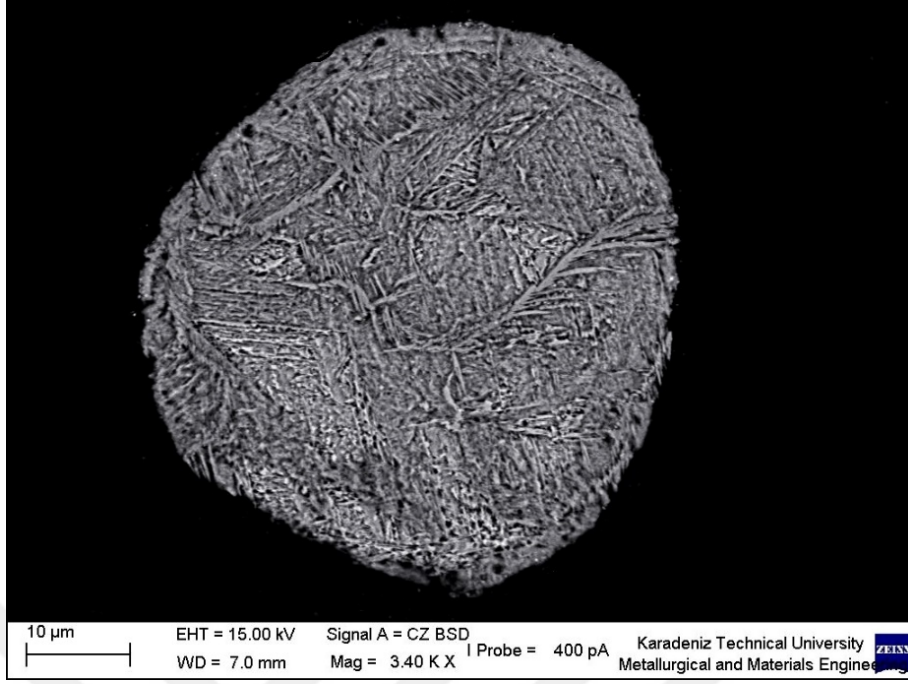
Elde edilen görüntülerden toz mikroyapılarının, çok hızlı soğumadan dolayı  $\beta'$  martenzit ve beynit fazından oluştuğu, toz çapının değişimine bağlı olarak martenzit iğneleri kalınlığının ve martenzit kolonisi (tane) boyutlarının değiştiği anlaşılmıştır. Toz çapının artmasıyla birlikte martenzit iğnelerinin kalınlığı ve martenzit kolonilerinin çapları artmıştır. Yapılan ölçümlerde, -36/tava µm elek aralığındaki toz çapı için martenzit iğneleri kalınlığı ortalama 0,08 µm olarak bulunurken, -355/250 µm elek aralığındaki toz çapı için bu değer 0,67 µm olarak elde edilmiştir. Mikroyapıdaki martenzit kolonilerinin çapı -

36 $\mu$ m/tava elek aralığındaki tozlar için ortalama 6,72  $\mu$ m olarak ölçülürken, -355/250  $\mu$ m elek aralığındaki tozlar için ortalama 19,20  $\mu$ m olarak bulunmuştur.

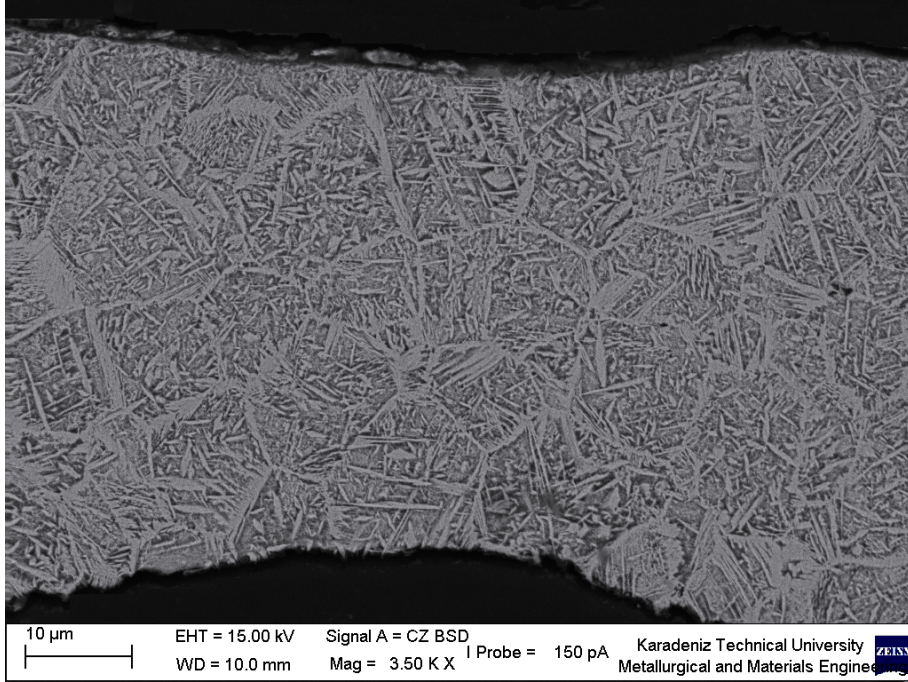


Şekil 75. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlarından elde edilen mikroyapıları. Toz çapı 33  $\mu$ m.

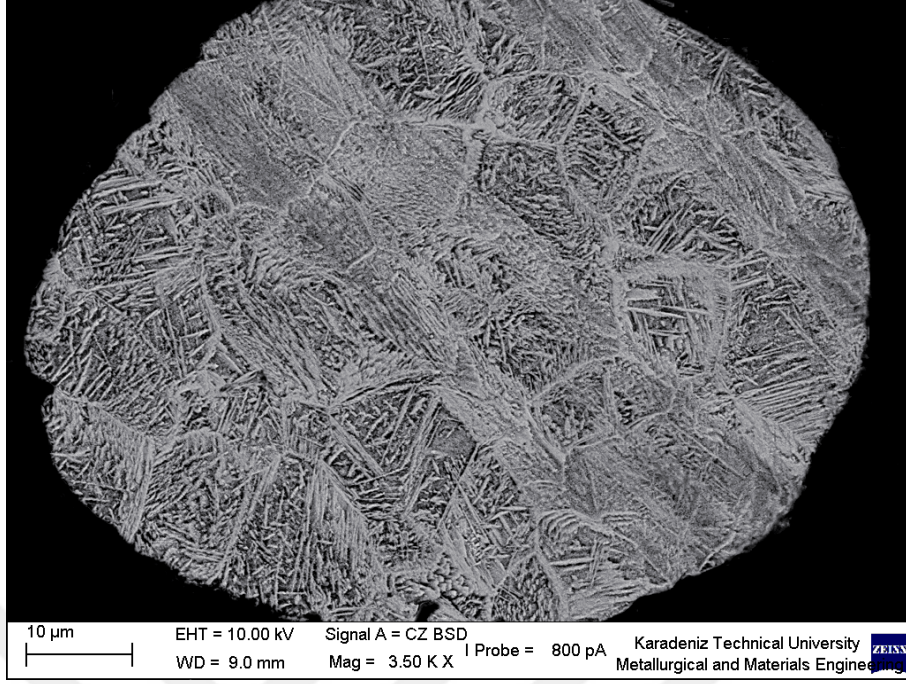




Şekil 76. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı 43 μm.



Şekil 77. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı 50 μm.

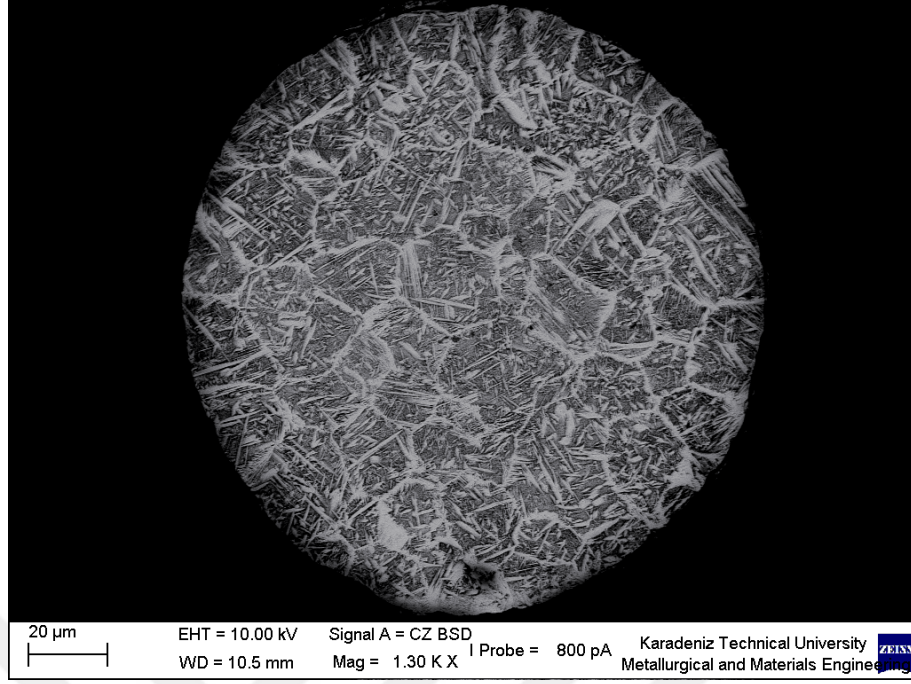


Şekil 78. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı 81 µm.

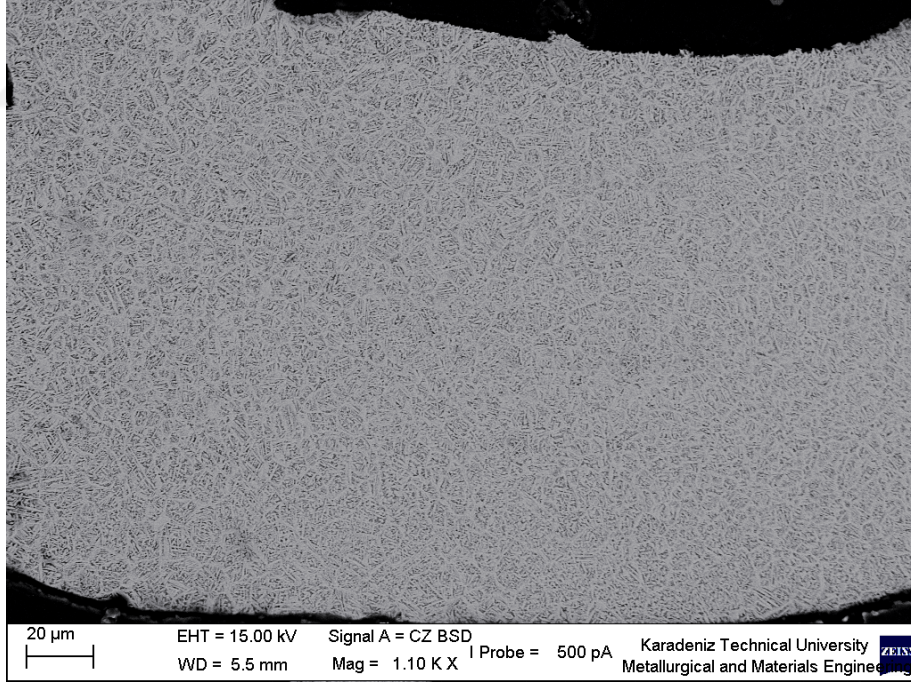


Şekil 79. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı 124 µm.



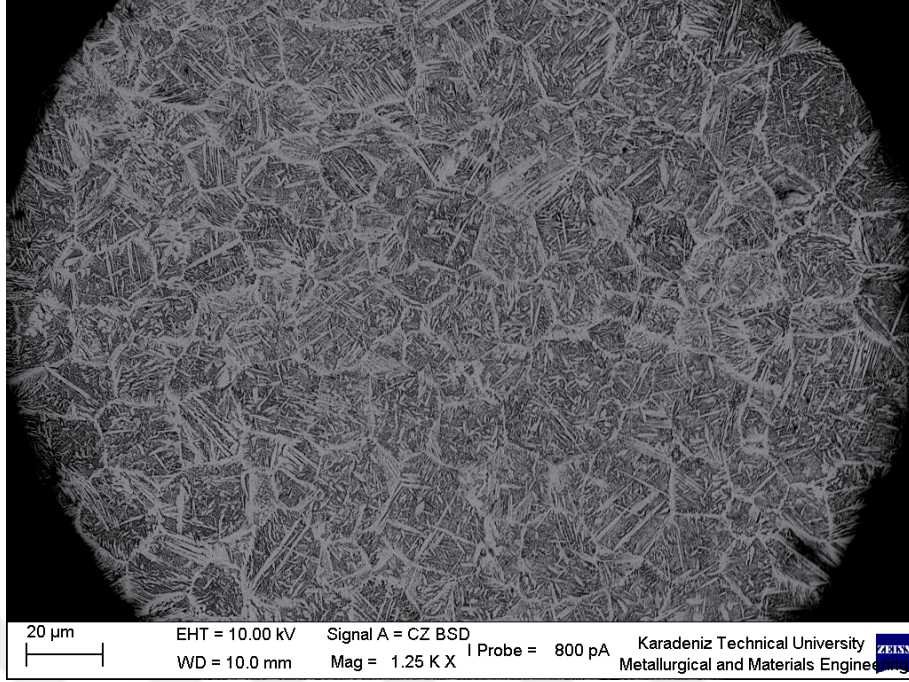


Şekil 80. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen  $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$  alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı  $145 \mu\text{m}$ .



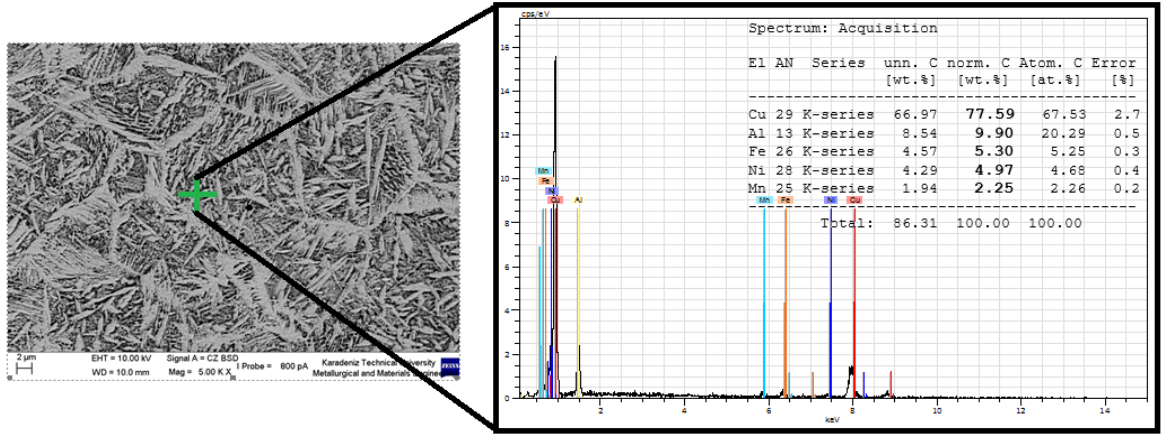
Şekil 81. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen  $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$  alaşımı tozlarından elde edilen mikroyapıları. Toz çapı  $181 \mu\text{m}$ .





Şekil 82. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen  $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$  alaşımı tozların mikroyapıları. Toz çapı  $270 \mu\text{m}$ .

Şekil 83'te soğutmalı düz disk kullanarak üretilen  $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$  alaşımı tozların SEM'de elde edilen EDS sonuçları verilmektedir. Yukarıda da belirtildiği üzere, toz mikroyapısı tamamen  $\beta'$  martenzit fazından oluşmuştur. EDS analizinden elde edilen %77,59 Cu, %9,90 Al, %4,97 Ni ve %5,30 Fe elementel yüzde ağırlık oranları Bölüm 1.7.2 ve Tablo 7'de kimyasal bileşimi %78,4 Cu, %9,90 Al, %4,97 Ni %4 ve Fe olarak verilen  $\beta'$  martenzit fazının bileşimiyle hemen hemen birebir çakışmaktadır.



Şekil 83. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk ile üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozların yapısında bulunan  $\beta'$  martenzit fazının EDS analizi sonuçları.

### 3.8. Soğutmasız Dokulu Disk ve Soğutmalı Düz Disk ile Üretilen CuAl10Ni5Fe4 Alaşımı Tozların Mikroyapılarının Karşılaştırılması

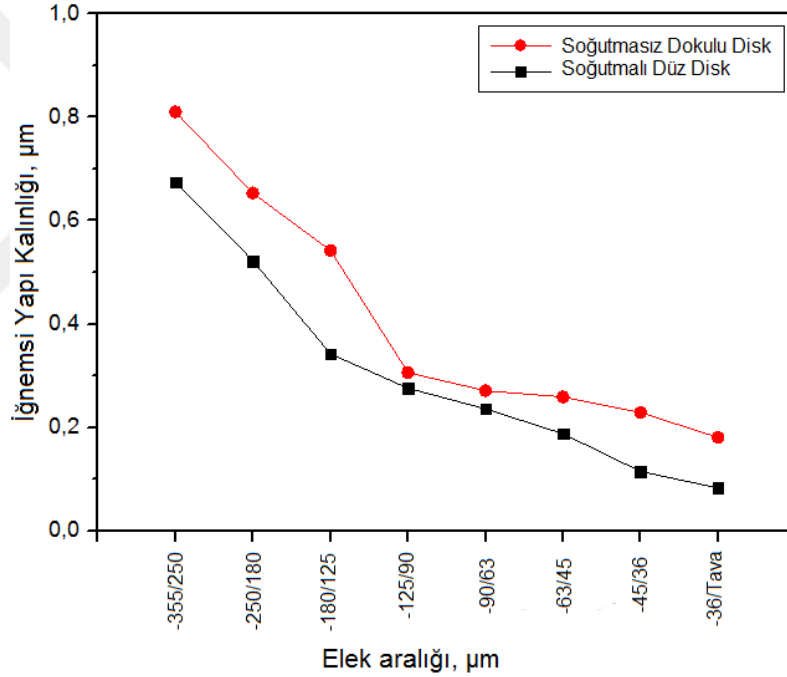
Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk ve soğutma bloğu ile  $-5^{\circ}\text{C}$ 'ye soğutulmuş yüzeyi düz disklerle genel olarak küresel şekilli tozlar üretilmiş, bunun dışında çok az oranlarda pulsu ve elyafı şekilli tozlar elde edilmiştir. Bölüm 3.7 soğutmasız disk ve Bölüm 3.8'de ise soğutmalı disk kullanarak elde edilen toz mikroyapıları verilmiştir. Soğutmasız disk ile preötektoid  $\alpha$ , kalıntı  $\beta$  martenzit, beynit ve  $\beta'$  martenzitten oluşan mikroyapı elde edilirken, soğutmalı disk ile  $\beta'$  martenzit ve beynitten oluşan toz mikroyapısı elde edilmiştir. Diskin soğutma etkisinin toz mikroyapıları üzerine etkisini ortaya koyabilmek amacıyla her iki diskle üretilen tozların mikroyapılarındaki martenzit iğnelerinin kalınlığı ve yine martenzit kolonilerinin çapları kıyaslanmıştır. Elde edilen grafikler Şekil 84 ve 85'te verilmiştir.

Soğutmasız disk için  $-36/\text{tava}$   $\mu\text{m}$  elek aralığındaki tozlar için martenzit iğnelerinin ortalama kalınlığı  $0,18 \mu\text{m}$  iken, soğutmalı disk ile üretilen aynı elek aralığındaki tozlar için  $0,08 \mu\text{m}$  olarak elde edilmiştir.  $-355/250 \mu\text{m}$  elek aralığındaki tozlar için martenzit iğneleri kalınlığı soğutmasız dokulu disk ve soğutmalı disk için sırasıyla  $0,81 \mu\text{m}$  ve  $0,67 \mu\text{m}$  olarak bulunmuştur. Öte yandan, her iki disk için, artan toz boyutuyla martenzit iğnelerinin kalınlığı artmıştır (Şekil 84).

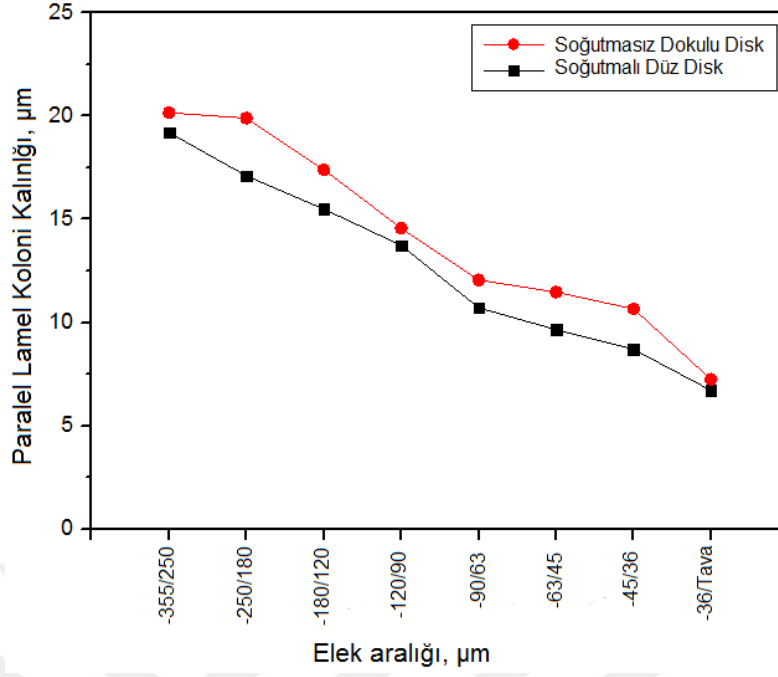
Benzer eğilim martenzit kolonileri (taneleri) boyutu için de gözlenmiştir. Soğutmasız disk için  $-36/\text{tava}$   $\mu\text{m}$  elek aralığındaki tozlar için martenzit kolonileri çapı ortalama  $7,25 \mu\text{m}$  iken, aynı elek aralığındaki soğutmalı disk ile üretilen tozlar için  $6,72 \mu\text{m}$  olarak

ölçülmüştür. -355/250  $\mu\text{m}$  elek aralığındaki soğutmasız dokulu disk ve soğutmalı disk ile üretilen tozlar için bu değerler sırasıyla 20,16  $\mu\text{m}$  ve 19,20  $\mu\text{m}$  olarak bulunmuştur (Şekil 85).

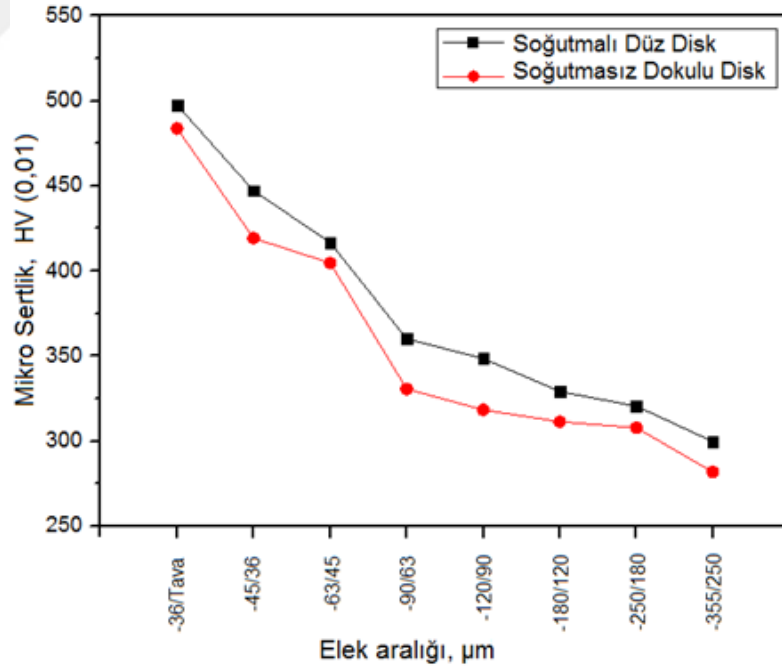
Soğutmasız dokulu disk ve soğutma bloğu ile  $-5^{\circ}\text{C}$ 'ye soğutulmuş yüzeyi düz disklerle üretilen tozların mikrosertlik değerleri ölçülmüş ve sertlik değerinin toz boyutuyla ve diskin soğutma etkisiyle değişimi Şekil 86'de gösterilmiştir. Şekilden de görülebileceği gibi, azalan toz boyutu ve diskin soğutulmasıyla mikrosertlik değerleri artmıştır. Soğutmasız disk kullanılarak üretilen ve -355/250  $\mu\text{m}$  elek aralığındaki tozların ortalama sertlik değeri 281,81 HV iken, -36/tava  $\mu\text{m}$  aralığındaki tozlar için 483,71 HV olarak bulunmuştur. Soğutmalı disk kullanılarak üretilen ve aynı elek aralıklarındaki tozlar için bu değerler sırasıyla 299,72 HV ve 497,43 HV olarak ölçülmüştür.



Şekil 84. Melt spinning yöntemiyle üretilen  $\text{CuAl10Ni5Fe4}$  alaşımı tozlarında mikroyapıda bulunan martenzit iğneleri kalınlığının toz çapıyla ve diskin soğutulmasıyla değişimi.



Şekil 85. Melt spinning yöntemiyle üretilen  $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$  alaşımı tozlarında mikroyapıda bulunan martenzit kolonileri boyutlarının toz çapıyla ve diskin soğutulmasıyla değişimi.



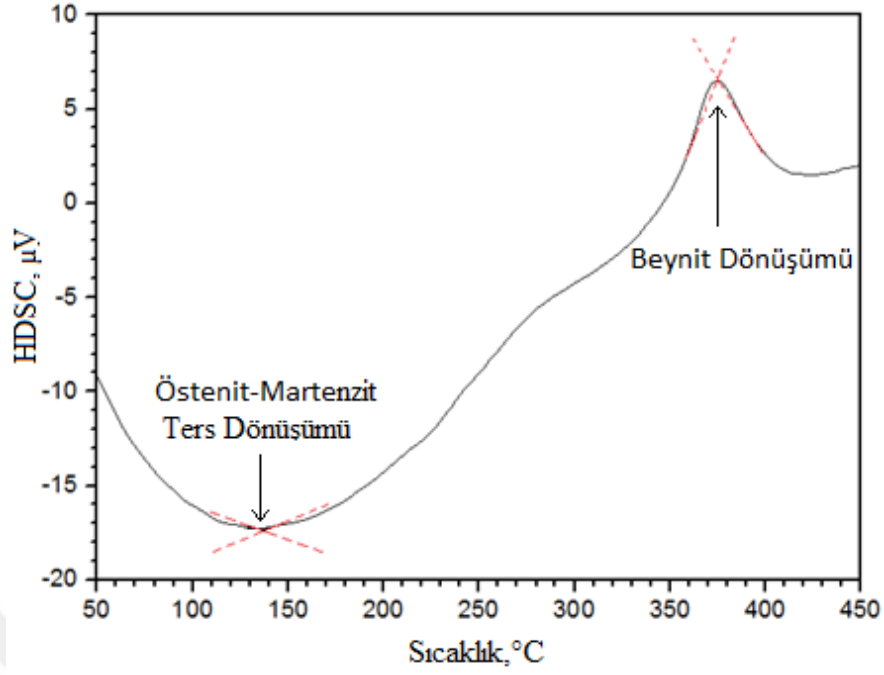
Şekil 86. Melt spinning yöntemiyle üretilen  $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$  alaşımı tozlarında mikrosertlik değerinin toz çapıyla ve diskin soğutma etkisiyle değişimi.

### 3.9. Melt Spinnig Yöntemiyle Üretilen CuAl10Ni5Fe4 Alaşımı Tozların DSC Analizleri

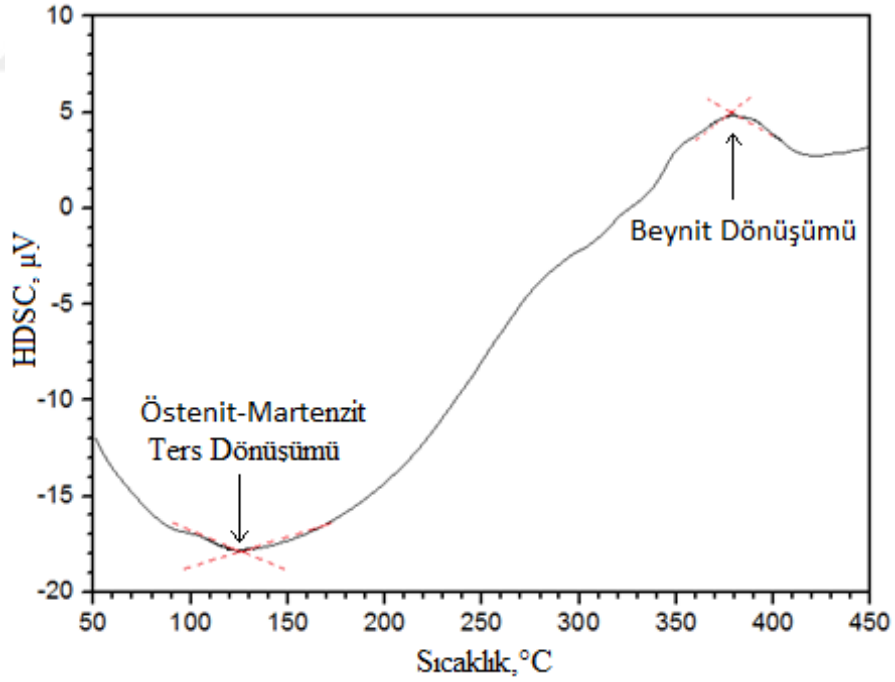
Melt spinnig yöntemiyle farklı diskler kullanılarak elde tozların sıcaklığa bağlı olarak oluşan faz değişimleri diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) ile belirlenmiştir. DSC ölçümleri için 150 mg ağırlığındaki toz numuneler argon gazı atmosferi altında 25 °C sıcaklıktan 500 °C sıcaklığa 20 °C/dak hızda ısıtılarak ve 500 °C sıcaklıktan oda sıcaklığına 5 °C/dak hızda soğutularak ölçümler yapılmıştır. Elde edilen DSC grafikleri Şekil 87-88'de sunulmuştur. DSC eğrilerine bakıldığında, SEM ve EDS incelemeleri neticesinde mikroyapıda bulunan martenzit ve beynit fazlarının varlığını doğrulayan martenzit – östenit ters dönüşüm sıcaklığı ve beynit dönüşüm reaksiyonu eğrileri elde edilmiştir. Eğrilere bakıldığında, soğutmasız dokulu disk ile üretilen tozların mikroyapılarında bulunan beynit fazının soğutmalı düz diske nazaran fazlalığının etkisi DSC ölçümlerinde belirgin olarak ortaya çıkmıştır. Yaklaşık 325-425 °C aralığında oluşan beynit reaksiyonunun, soğutmasız disk ile üretilen tozlarda daha şiddetli ve belirgin pik göstermesi yapıda bir miktar daha fazla bulunmasından kaynaklanmaktadır. Soğutmalı düz disk ile üretilen tozların DSC eğrilerinde beynit reaksiyonun piki daha geniş ve daha küçük şiddette olmaktadır. CuAl10Ni5Fe4 alaşımında yavaş soğutma şartlarında %100 martenzit elde etmek, beynit reaksiyonun hızlı gelişiminden ve alüminyum elementi içeriğinin ağırlıkça %10 olmasından dolayı imkansızdır. Ancak soğutmalı disk kullanarak toz üretimi gibi işlemlerde soğuma hızının çok yüksek olması beynitik dönüşümün bastırılması ve tamamen martenzitik yapının elde edilmesini sağlamaktadır [93,114].

Isıtma esnasında endotermik reaksiyon gerçekleştiren martenzit-östenit ters dönüşümüne bakıldığında, soğutma hızının artmasıyla dönüşüm sıcaklığının düştüğü görülmektedir. Bu sonuçlar literatürde verilen sonuçlarla uyumludur. Soğutmasız dokulu disk ile üretilen tozların martenzit-östenit ters dönüşüm sıcaklığı yaklaşık 137°C iken, soğutmalı düz disk ile üretilen tozlarda bu değer 132°C olmuştur.

Soğuma esnasında endotermik reaksiyon gösteren martenzit dönüşüm sıcaklığı ise yavaş soğutulduğunda cihazın gürültülü pikler vermesinden dolayı belirlenememiştir. Ancak literatürde verilen bilgilerden, bu dönüşüm sıcaklığının hızlı katılaştırılmış CuAl10Ni5Fe4 alaşımlarında 110-50°C aralığında gerçekleştiği tahmin edilmektedir [93,114,118,124].



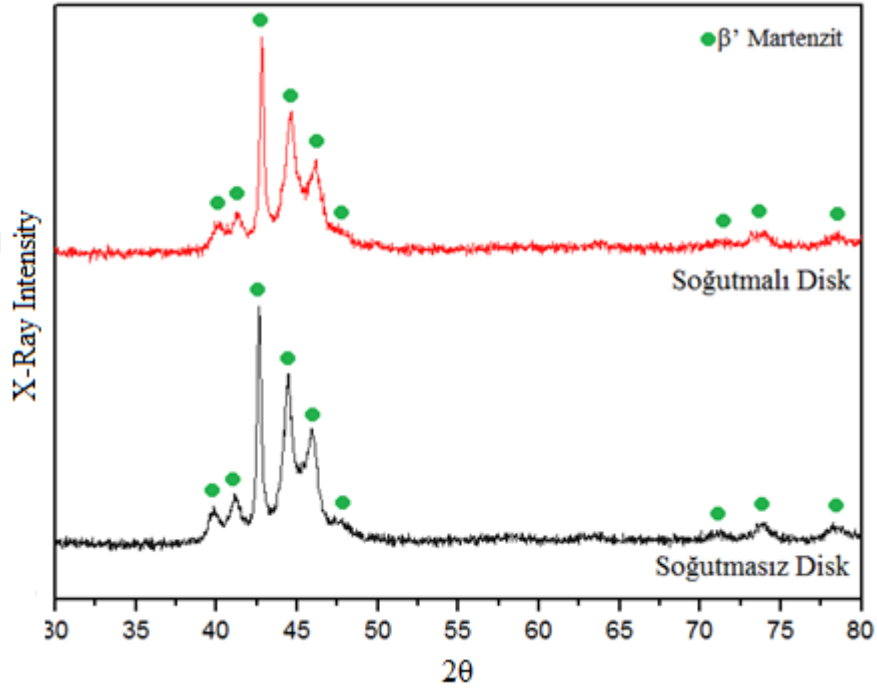
Şekil 87. Melt spinning yöntemiyle üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlarında soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen tozların ısıtma esnasında oluşan HDSC eğrileri.



Şekil 88. Melt spinning yöntemiyle üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlarında soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen tozların ısıtma esnasında oluşan HDSC eğrileri.

### 3.10. Melt Spinning Yöntemiyle Üretilen CuAl10Ni5Fe4 Alaşımı Tozların XRD Analizleri

Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu ve soğutmalı düz diskler kullanılarak üretilen tozların mikroyapılarında bulunan fazları belirlemek amacıyla XRD analizleri yapılmış ve elde edilen kırınım desenleri Şekil 89’da verilmiştir. Şekilden de görülebileceği gibi, soğutmasız dokulu disk ile üretilen tozlar ile soğutmalı düz disk ile üretilen tozlar aynı derecelerde pikler vererek benzer bir XRD kırınım deseni sergilemiştir. Soğutmalı ve soğutmasız disk kullanılarak hızlı katılaştırılan tozlar arasındaki fark sadece pik şiddetlerinde görülmüştür. Elde edilen sonuçlar SEM ve EDS verilerini de doğrulayacak şekilde yapının zig-zag morfolojisine sahip martenzitik  $\beta'$  fazı olduğu ve ingot yapıdaki diğer fazlara rastlanılmadığı ortaya çıkmıştır. Elde edilen XRD sonuçları literatürde bulunan sonuçlarla uyum içerisindedir [109,119-123].

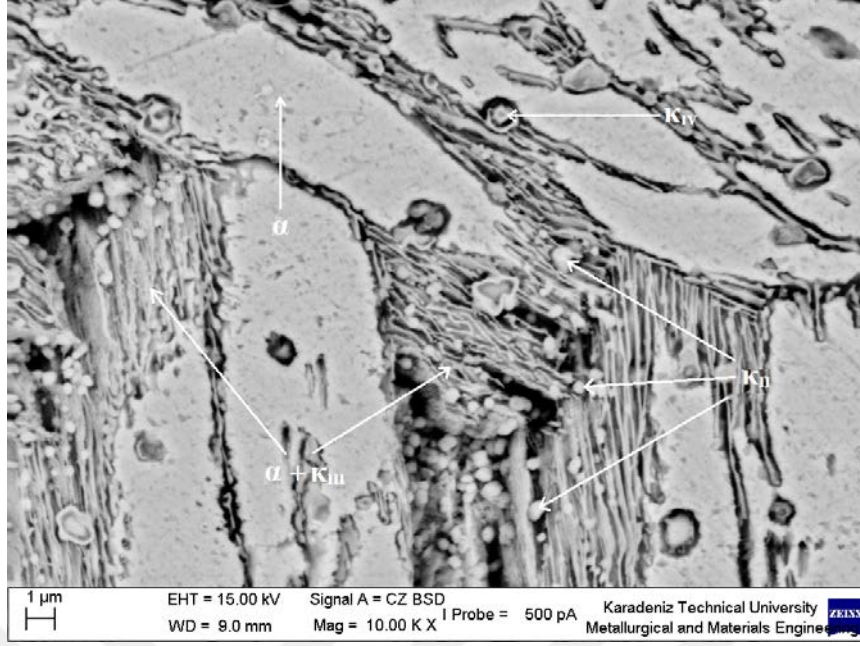


Şekil 89. Melt spinning yöntemiyle üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlarında XRD analizi grafikleri.

### 3.11. CuAl10Ni5Fe4 Alaşımı Tozlardan Üretilen Kompakt Parçaların Sinterleme Sonrası Mikroyapıları

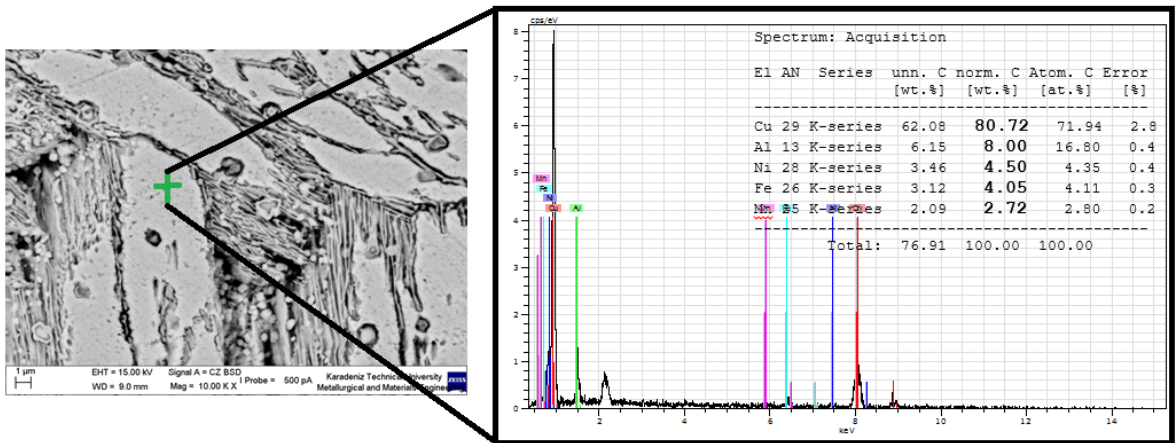
Bu tez kapsamında çalışılan CuAl10Ni5Fe4 alaşımından melt spinning yöntemiyle gerek soğutulmamış dokulu disk ve gerekse soğutulmuş düz disk kullanılarak elde edilen tozlardan presleme ve sinterleme ile üretilen kompakt parçaların sinterleme sonrası mikroyapıda olabilecek değişiklikleri ortaya koyabilmek amacıyla SEM’de mikroyapı incelemeleri yapılmış, EDS analizleri gerçekleştirilmiş ve XRD çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen tozlardan elde edilen kompakt parçaların sinterleme sonrası SEM’de elde edilen mikroyapısı Şekil 90’da gösterilmiştir. Bölüm 2.10’da açıklandığı üzere, preslenen ham parçalar 950 °C sıcaklıkta 3 saat süreyle sinterlenmişlerdir. Şekil 90’da verilen mikroyapıdan da görüldüğü gibi, tozların başlangıç mikroyapıları büyük ölçüde değişmiş, hemen hemen ingot mikroyapısına benzer bir yapı oluşmuş, benzer fazlar elde edilmiştir. Bu durumun oluşmasında 950°C gibi nispeten yüksek sıcaklıkta ve 3 saat süreyle sinterlemenin yapılmasının etkili olduğu düşünülmektedir. Sinterleme sonrası mikroyapıda  $\alpha$ -bakır matrisi içerisinde dağılmış durumda  $\kappa_{II}$ ,  $\kappa_{III}$ ,  $\kappa_{IV}$  metaller arası bileşik kapa fazları oluşmuştur.  $\alpha$ -bakır matris fazı açık gri rekte olup, bu faz içerisinde dağılmış halde koyu renkte  $\kappa_{II}$ ,  $\kappa_{III}$ ,  $\kappa_{IV}$  metaller arası bileşik fazları bulunmaktadır.



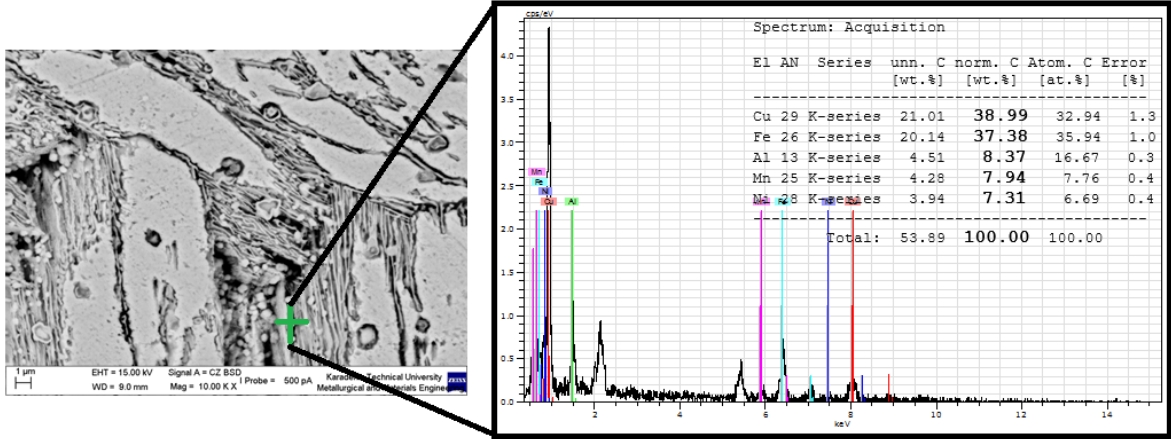


Şekil 90. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlardan elde edilen kompakt parçanın sinterleme sonrası SEM’de çekilen mikroyapısı.

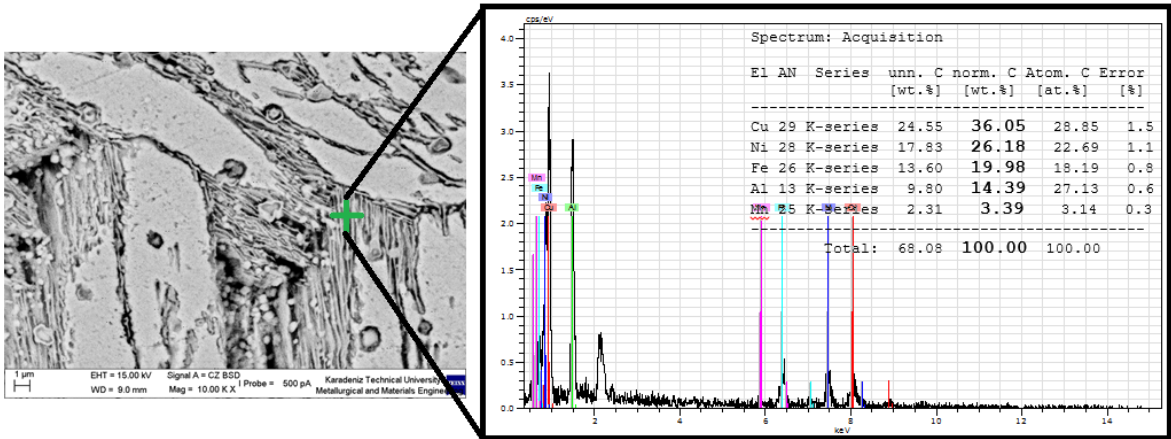
Şekil 90’daki faz bölgelerinin EDS analizleri yapılarak elde edilen % element ağırlık oranları ilgili fazların Tablo 6’da verilen değerleriyle eşleştirilmiştir. Elde edilen EDS verileri her bir faz için ayrı ayrı olmak üzere Şekil 91-94 arası verilmiştir. EDS analizi sonucu bulunan % ağırlık element oranlarının ilgili fazlar için Tablo 6’da sunulan değerlere yakın olduğu tespit edilmiştir.



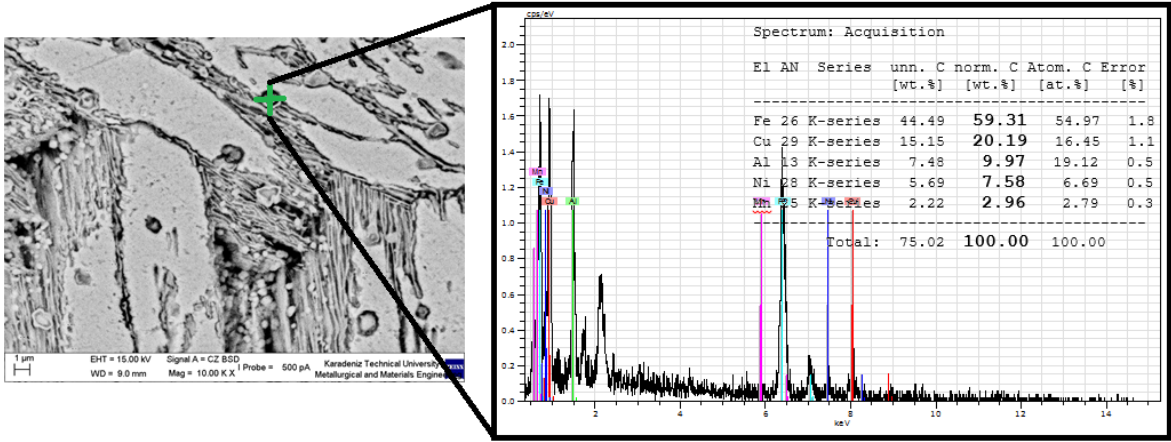
Şekil 91. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlardan elde edilen kompakt parçanın sinterleme sonrası mikroyapısındaki  $\alpha$  faz bölgesinin EDS analiz sonuçları.



Şekil 92. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlardan elde edilen kompakt parçanın sinterleme sonrası mikroyapısındaki  $\kappa_{II}$  faz bölgesinin EDS analiz sonuçları.

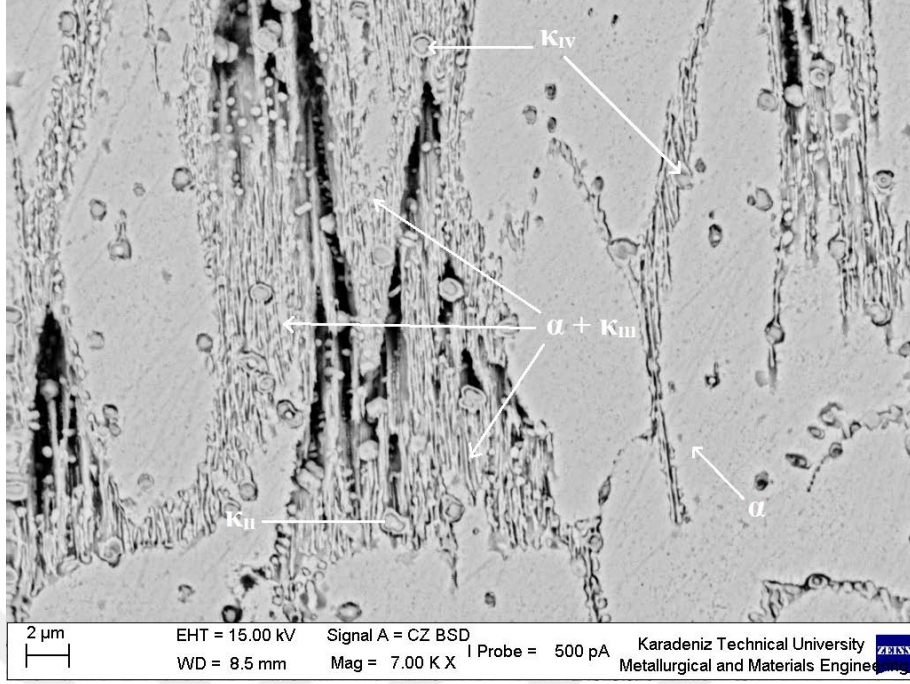


Şekil 93. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlardan elde edilen kompakt parçanın sinterleme sonrası mikroyapısındaki  $\kappa_{III}$  faz bölgesinin EDS analiz sonuçları.



Şekil 94. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen  $\text{CuAl10Ni5Fe4}$  alaşımı tozlardan elde edilen kompakt parçanın sinterleme sonrası mikroyapısındaki  $\kappa_{IV}$  faz bölgesinin EDS analiz sonuçları.

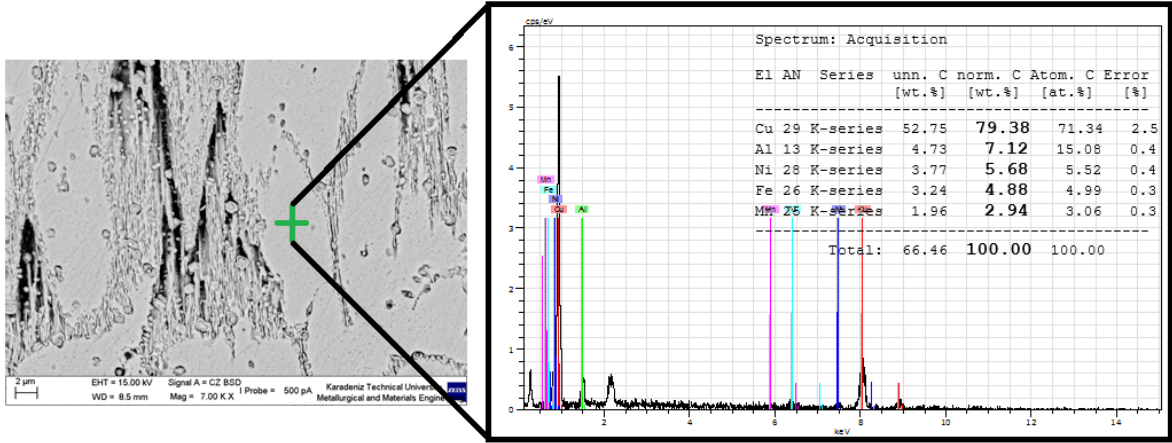
Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen tozlardan elde edilen kompakt parçaların sinterleme sonrası SEM’de elde edilen mikroyapısı Şekil 95’te gösterilmiştir. Burada da, tıpkı soğutmasız dokulu diskle üretilen tozlardan sinterleme sonrası elde edilen kompakt parçanın mikroyapısına benzer bir mikroyapı meydana çıkmıştır. Sinterleme sonrası elde edilen mikroyapı  $\alpha$ -bakır matrisi içerisinde dağılmış durumda  $\kappa_{II}$ ,  $\kappa_{III}$ ,  $\kappa_{IV}$  metaller arası bileşik kapa fazları şeklindedir.



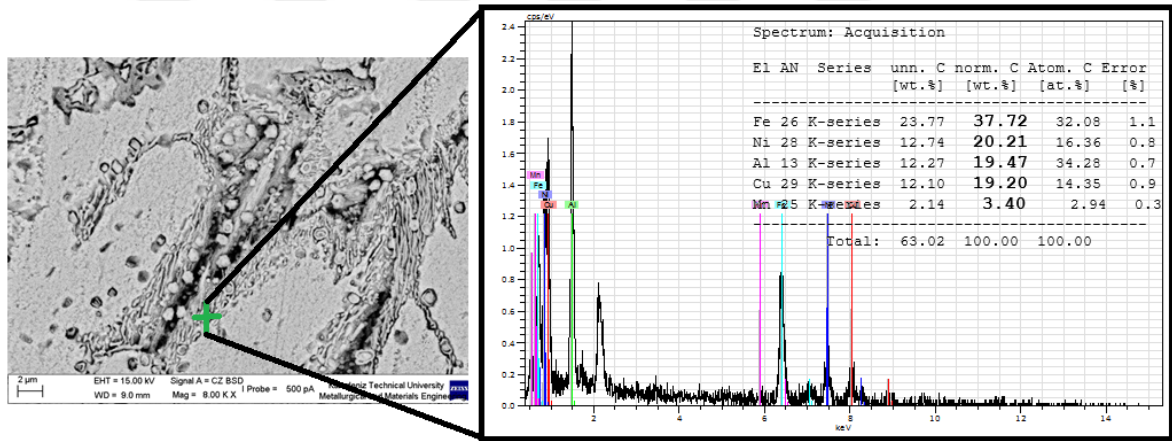
Şekil 95. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlardan elde edilen kompakt parçanın sinterleme sonrası SEM’de çekilen mikroyapısı.

Şekil 95’teki faz bölgelerinin EDS analizleri yapılarak elde edilen % element ağırlık oranları ilgili fazların Tablo 6’da verilen değerleriyle eşleştirilmiştir. Elde edilen EDS verileri her bir faz için ayrı ayrı olmak üzere Şekil 96-99 arası verilmiştir. EDS analizi sonucu bulunan % ağırlık element oranlarının ilgili  $\alpha$ ,  $K_{II}$ ,  $K_{III}$  ve  $K_{IV}$  fazları için Tablo 6’da sunulan değerlere yakın olduğu tespit edilmiştir.

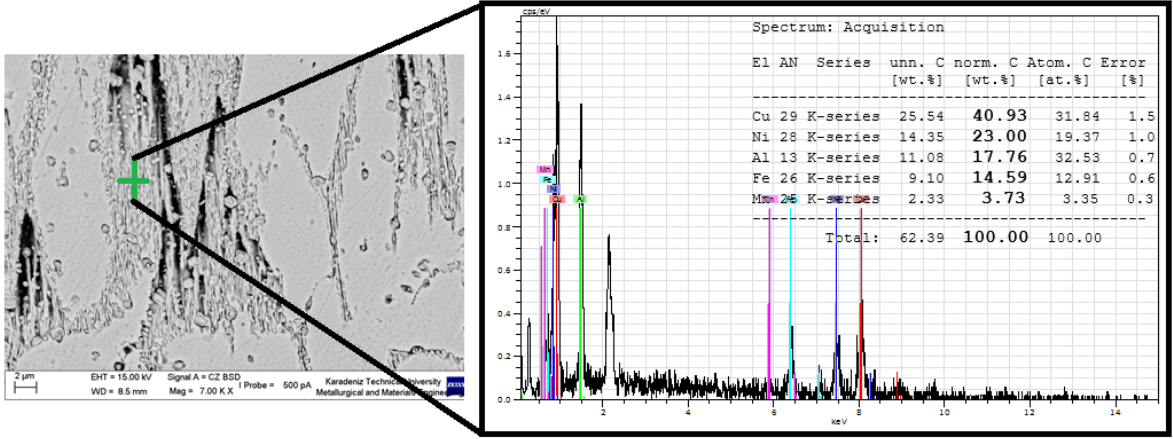




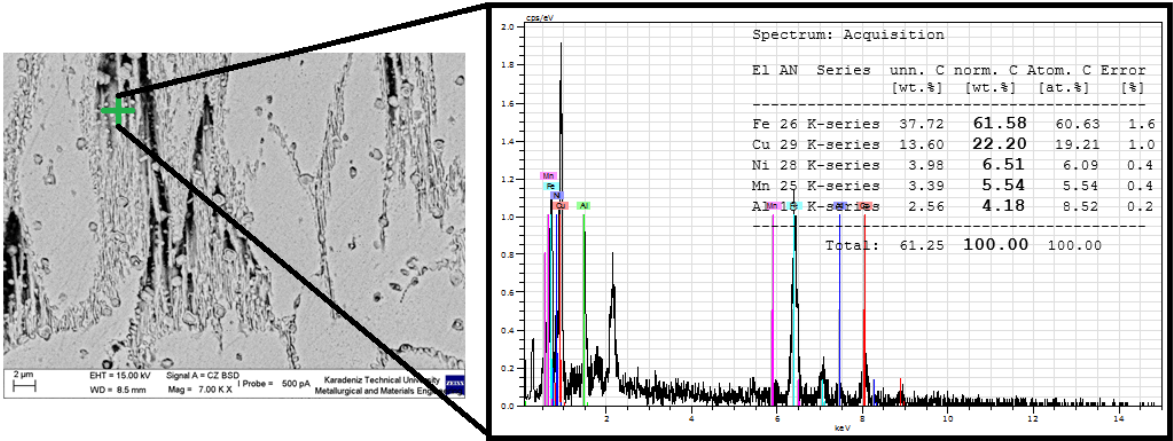
Şekil 96. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlardan elde edilen kompakt parçanın sinterleme sonrası mikroyapısındaki  $\alpha$  faz bölgesinin EDS analiz sonuçları.



Şekil 97. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlardan elde edilen kompakt parçanın sinterleme sonrası mikroyapısındaki  $\kappa_{11}$  faz bölgesinin EDS analiz sonuçları.



Şekil 98. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlardan elde edilen kompakt parçanın sinterleme sonrası mikroyapısındaki  $K_{III}$  faz bölgesinin EDS analiz sonuçları.

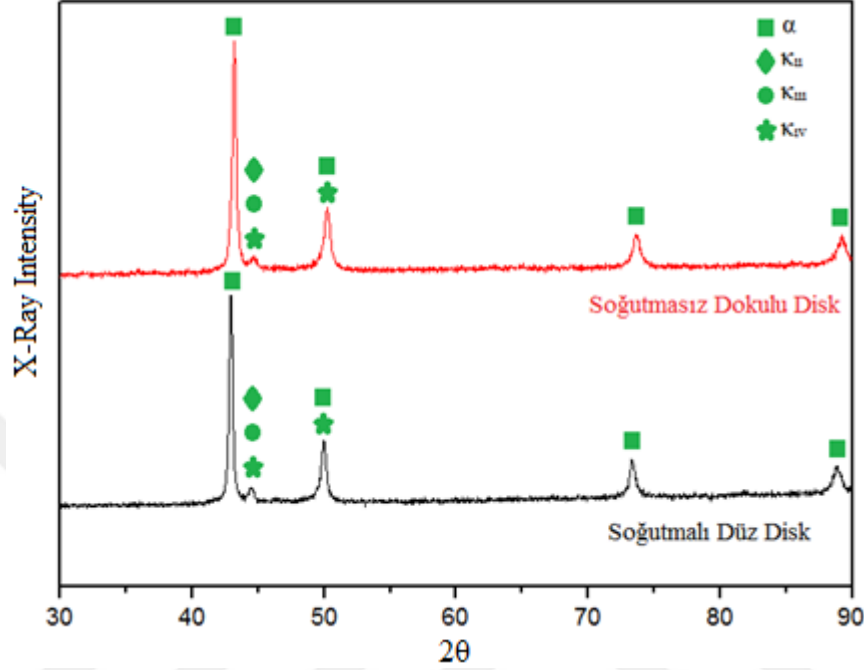


Şekil 99. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlardan elde edilen kompakt parçanın sinterleme sonrası mikroyapısındaki  $K_{IV}$  faz bölgesinin EDS analiz sonuçları.

### 3.12. Üretilen Kompakt Parçaların XRD Analizleri

Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu ve soğutmalı düz diskler kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlardan elde edilen kompakt parçaların sinterleme sonrası mikroyapılarında bulunan fazları belirlemek amacıyla XRD analizleri yapılmış ve sonuçlar Şekil 100'de verilmiştir. Bölüm 3.12'de açıklandığı üzere, sinterleme sonrası tozların başlangıç mikroyapılarından farklı, yaklaşık olarak alaşımın ingot yapısı ile aynı faz yapısı elde edilmiştir. XRD kırınım desenlerine göre sinterlenmiş mikroyapının  $\alpha$ -

matris fazı ve  $\kappa_{II}$ ,  $\kappa_{III}$ ,  $\kappa_{IV}$  metalleri arası bileşik (kappa) fazlarından oluştuğu tespit edilmiştir [125-127]. Bu durum Bölüm 3.12’de verilen SEM ve EDS analizleri ile de teyit edilmektedir.



Şekil 100. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu ve soğutmalı düz diskler kullanılarak üretilen CuAl10Ni5Fe4 alaşımı tozlardan elde edilen kompakt parçaların sinterleme sonrası yapılan XRD analizi sonuçları.

### 3.13. CuAl10Ni5Fe4 Alaşımı Tozlardan Üretilen Kompakt Parçaların Sinterleme Sonrası Yoğunluk Tayini ve Makro Sertlik Değerleri

Toz metalurjisi yöntemiyle üretilmiş parçaların yoğunlukları, Bölüm 1.5.1.’deki Arşimet suya daldırma tekniği ile 1.4’te verilen eşitlik yardımıyla tayin edilmiştir. Tablo 10’da melt spinning yöntemiyle soğutmalı ve soğutmasız diskler kullanılarak üretilen tozlardan presleme ve sinterleme yöntemiyle üretilen parçaların yoğunlukları verilmiştir.

Soğutmalı düz disk ile üretilen tozlardan T/M yöntemiyle üretilen parçaların yoğunluğu  $6,13 \text{ g/cm}^3$  iken, soğutmasız dokulu disk ile üretilen tozlardan T/M yöntemiyle üretilen parçalarınki ise  $5,95 \text{ g/cm}^3$  bulunmuştur. Ortaya çıkan bu farkın tozların soğuma hızından ve neticesinde oluşan mikroyapıdan kaynaklandığı düşünülmektedir. Öte yandan, ingot haldeki alaşımın yoğunluğu ilgili üretici firma tarafından  $7,5 \text{ g/cm}^3$  olarak belirtilmişti. T/M ürünlerde gözenek oranının nispeten yüksek çıkmasının sebebi tozların

presleme işleminin tek eksenli ve tek tesirli sıkıştırma şeklinde olmasından kaynaklanmaktadır [13].

Üretilen kompakt parçalarının makro sertlikleri Bölüm 2.11’de gösterilen Brinell & Vickers makro sertlik cihazı yardımıyla ölçülmüş, eşitlik 1.5’te verilen formül yardımıyla sertlik değerleri hesaplanmıştır. En yüksek sertlik değeri ingot malzemede tespit edilmiştir. Melt spinning yönteminde soğutmalı disk ile hızlı katılaştırılan tozlardan üretilen kompakt parçalarının, soğutmasız disk ile üretilen kompakt parçalara göre sertlik değerlerinin yüksek olmasının sebebi de gözenek yapısının daha az olması ve presleme ve sinterleme öncesi yüksek olan tozların sertliğinin korunmasından kaynaklandığı düşünülmektedir [13].

Tablo 10. CuAl10Ni5Fe4 ingot alaşımı ve farklı diskler kullanılarak hızlı katılaştırılan tozlardan üretilen kompakt parçalarının yoğunluğu ve makro sertlik değerleri.

	Yoğunluk, (g/cm <sup>3</sup> )	Gözenek Oranı, (%)	Vickers Sertlik Değeri, ( $\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2}$ )
Soğutmasız Disk	5,95	20,66	165
Soğutmalı Disk	6,13	18,26	185
İngot	7,5	-	189

### 3.14. CuAl10Ni5Fe4 İngot Malzemenin ve Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretilen Kompakt Parçaların Sürtünme ve Aşınma Özelliklerinin Belirlenmesi

Her bir numunenin aşınma direnci ve sürtünme katsayıları sabit 0,5 m/s kayma hızında, 0,5 MPa, 1 MPa ve 1,5 MPa basınç altında deney parametreleriyle tespit edilmiştir. Kuru ortamda yapılan aşınma deneylerinde 2500 metre, 5000 metre ve 10000 metre olmak üzere 3 farklı mesafede ağırlık kaybı ölçülmüştür. Ağırlık kaybından özgül aşınma miktarı mm<sup>3</sup>/N.m olarak, Bölüm 2.13’te verilen 2,1’deki eşitlik yardımıyla hesaplanmıştır.

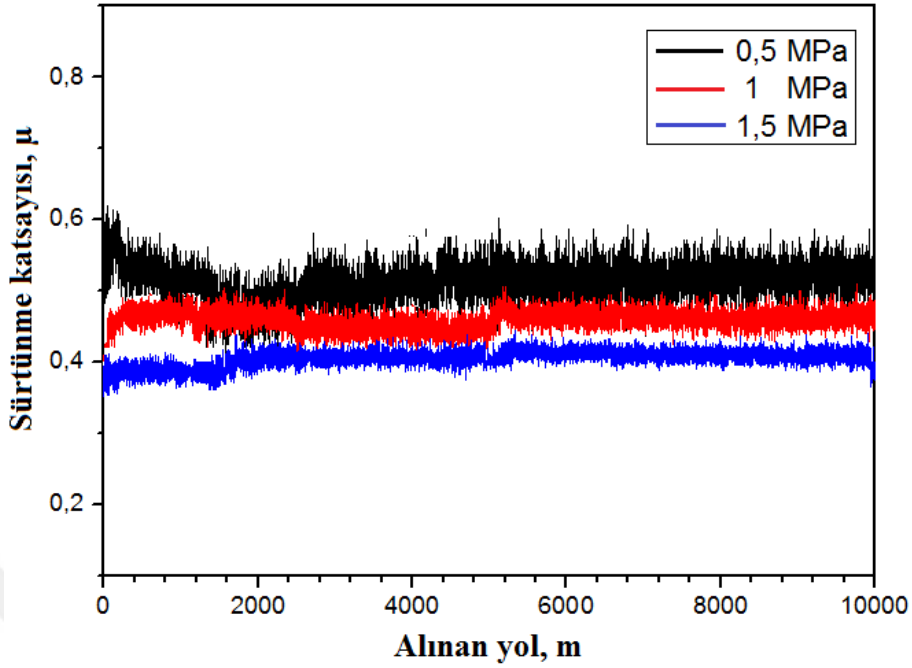


### 3.14.1. CuAl10Ni5Fe4 İngot Malzemenin Sürtünme-Aşınma Özellikleri

Tablo 11’de ingot malzemesinin farklı yük ve alınan yola bağlı olarak elde edilen ortalama sürtünme katsayıları ve özgül aşınma değerleri verilmiştir. Şekil 111 ise farklı yüklerdeki ingot malzemesinin sürtünme katsayısının alınan yol (kayma mesafesi) ile değişimini göstermektedir. Şekil 111 ve Tablo 11 birlikte değerlendirildiğinde sürtünme katsayısının artan yük ile azaldığı özgül aşınma miktarının ise artan yük ile arttığı görülmektedir. Ayrıca aynı yük değerlerinde özgül aşınma kaybı genellikle alınan yol ile artmıştır. Yükün artması ile sürtünme ısı artmakta ve bunun sonucunda yüzeyde bir oksit filmi oluşmaktadır. Oluşan bu film yüzeyde kayma etkisi göstererek sürtünme katsayısının düşmesine yol açmaktadır. [110,113].

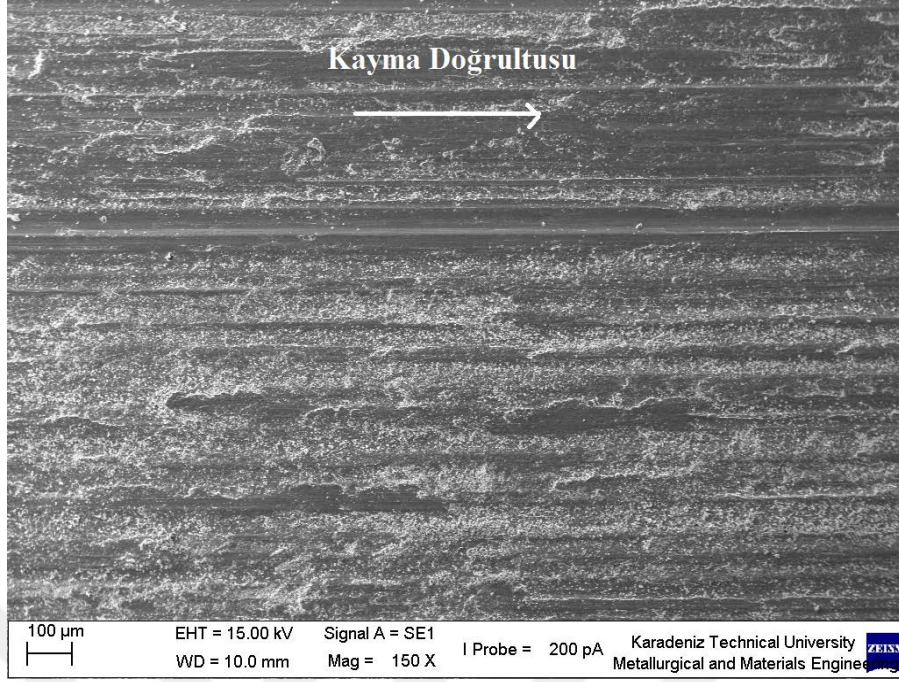
Tablo 11. İngot malzemenin farklı yük ve kayma mesafelerindeki ortalama sürtünme katsayısı ve özgül aşınma değerleri

Uygulanan Yük, (MPa)	Ortalama Sürtünme Katsayısı, ( $\mu$ ) (10000m)	Alınan Yol, (m)		
		2500 m	5000 m	10000 m
		Özgül Aşınma, ( $\text{mm}^3/\text{N.m}$ )		
0,5 MPa	0,52	$3,49 \times 10^{-5}$	$4,50 \times 10^{-5}$	$5,10 \times 10^{-5}$
1 MPa	0,46	$3,51 \times 10^{-5}$	$4,71 \times 10^{-5}$	$5,25 \times 10^{-5}$
1,5 MPa	0,38	$5,56 \times 10^{-5}$	$4,94 \times 10^{-5}$	$5,63 \times 10^{-5}$

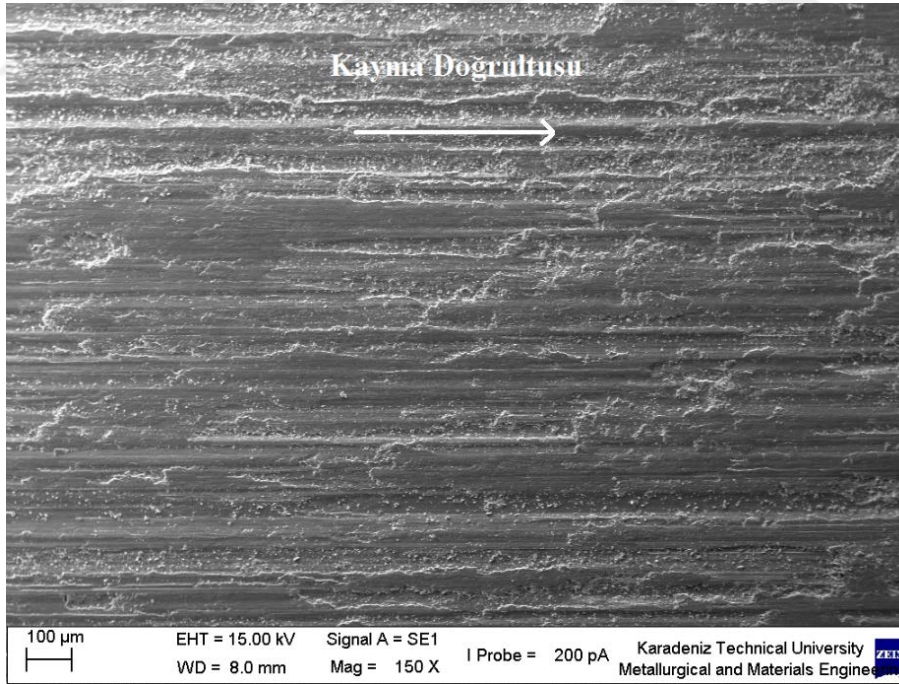


Şekil 101. CuAl10Ni5Fe4 ingot malzemenin farklı yükler altındaki sürtünme katsayısının 10000 metre kayma mesafesi ile değişimi.

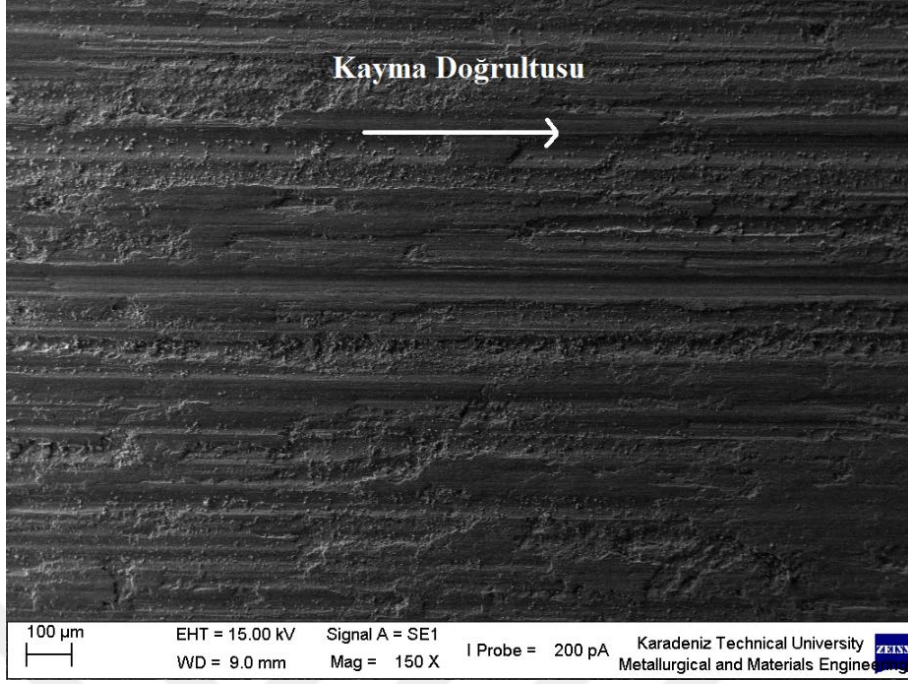
Şekil 102-104'te CuAl10Ni5Fe4 ingot malzemesinin aşınma testleri sonucunda aşınma yüzeylerinin, Şekil 105-107'de aşınma parçacıklarının SEM görüntüleri verilmiştir. Numune aşınma yüzeylerinin, plastik deformasyon sonucu yüzeye yapışmış durumda bulunan sürtünme film tabakası ve aşınma çiziklerinden oluştuğu görülmektedir. Bu film tabakasının artan basınç ile birlikte genişlediği ve ayrıca artan yük ile beraber daha derin aşınma çiziklerinin ve çukurcukların oluştuğu görülmüştür. Z. Shi vd. [128] CuAl10Ni5Fe4 nikel alüminyum bronzunun sertleştirilmiş çelik üzerinde kuru sürtünme ortamındaki aşınma davranışını incelemiş ve 3 tip aşınmanın (adhezif aşınma, abrazif aşınma ve delaminasyon (tabakalı) aşınma) etkin olduğunu ortaya koymuştur.



Şekil 102. CuAl10Ni5Fe4 ingot malzemenin 0,5 MPa yük altında, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucu oluşan aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri.



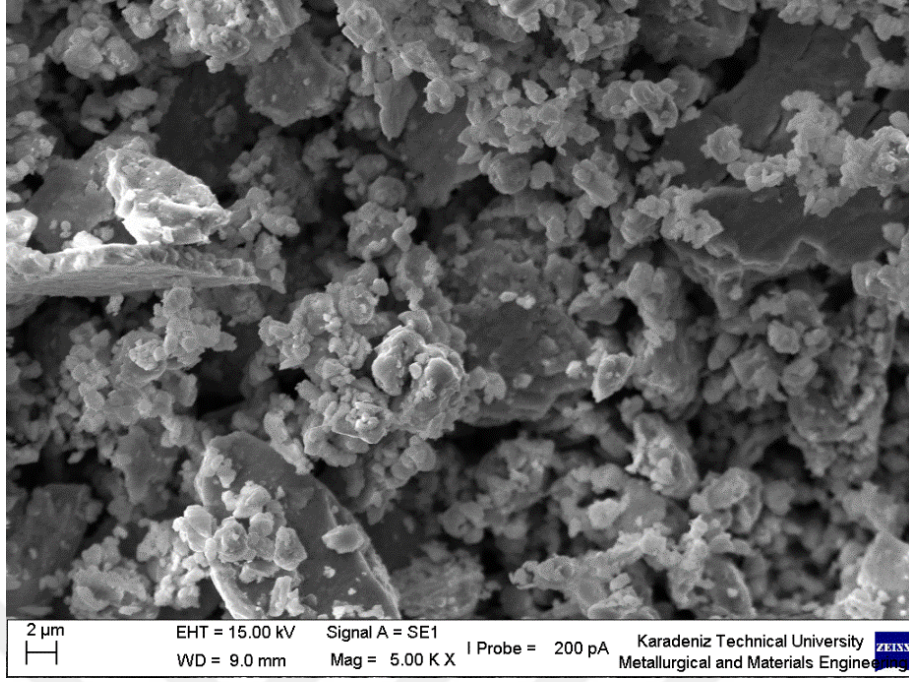
Şekil 103. CuAl10Ni5Fe4 ingot malzemenin 1 MPa yük altında, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucu oluşan aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri.



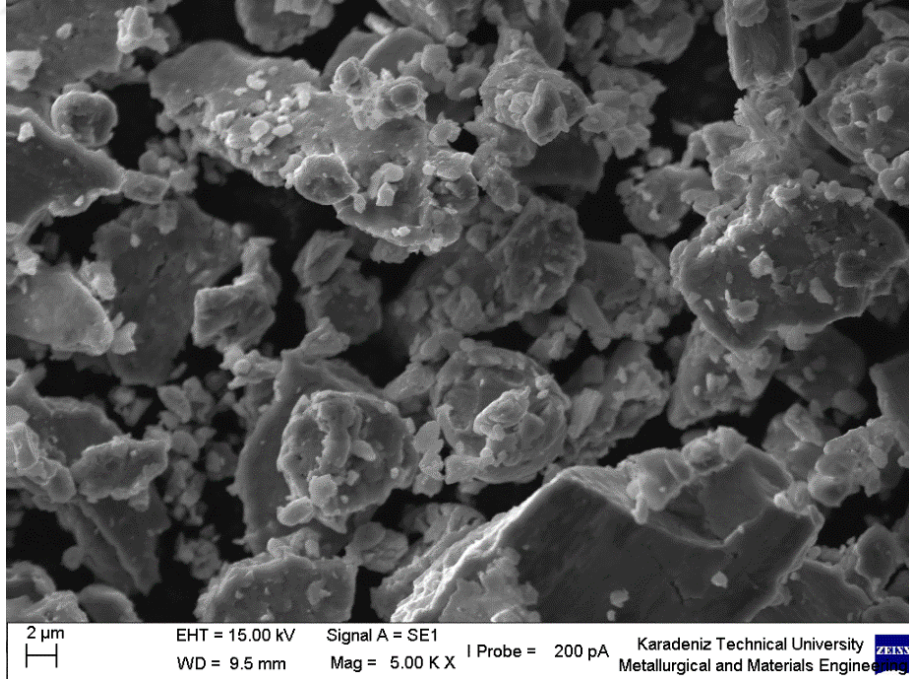
Şekil 104. CuAl10Ni5Fe4 ingot malzemenin 1,5 MPa yük altında, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucu oluşan aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri.

Şekil 105-107 görüldüğü gibi artan basınçla birlikte ortalama aşınma parçacıklarının boyutlarının arttığı görülmektedir. Ortalama parçacık boyutları 0,5, 1 ve 1,5 MPa yük değerlerinde sırasıyla 2,84, 3,17 ve 3,81  $\mu\text{m}$  olarak bulunmuştur.

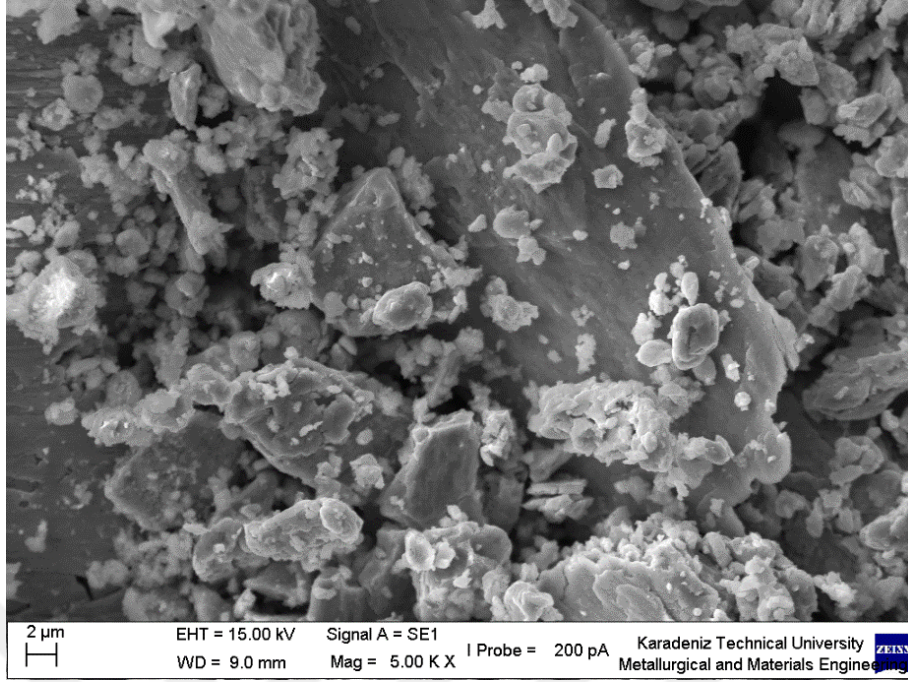




Şekil 105. CuAl10Ni5Fe4 ingot malzemenin 0,5 MPa yük altında, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucundaki aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü

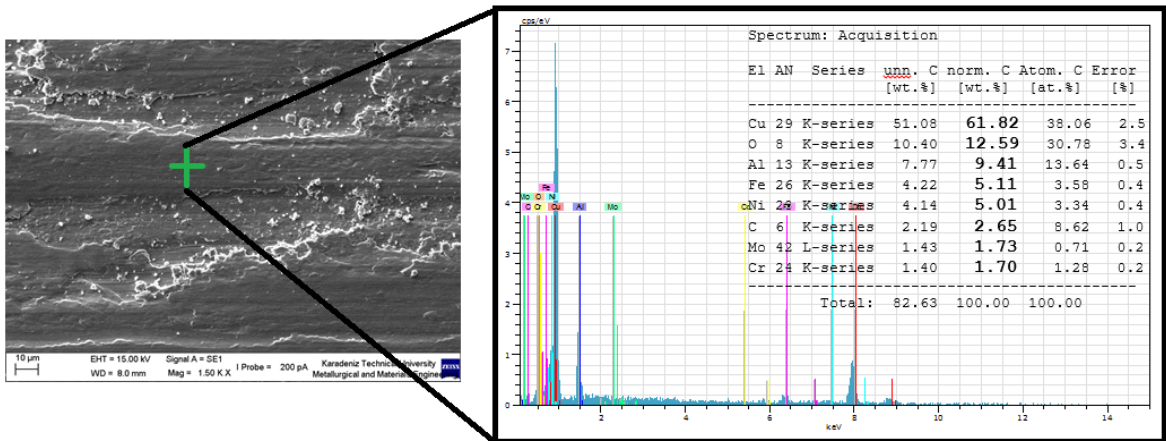


Şekil 106. İngot malzemenin 1 MPa yük altında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucundaki aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü



Şekil 107. İngot malzemenin 1,5 MPa yük altında, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucu oluşan aşınma yüzeyinin EDS analizi.

Şekil 108’de CuAl10Ni5Fe4 ingot numunesinin 1,5 MPa yük altında, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucundaki aşınma yüzeyi EDS analizi verilmektedir. Buradan numune yüzeyinde oksit filmi oluşturan Cu, Al, Fe ve O gibi elementlerin mevcut olduğu görülmektedir.



Şekil 108. CuAl10Ni5Fe4 ingot malzemenin 1,5 MPa yük altında, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucu oluşan aşınma yüzeyinin EDS analizi.

### 3.14.2. Soğutmasız Dokulu Disk Kullanılarak Üretilen Numunelerin Sürtünme-Aşınma Özellikleri

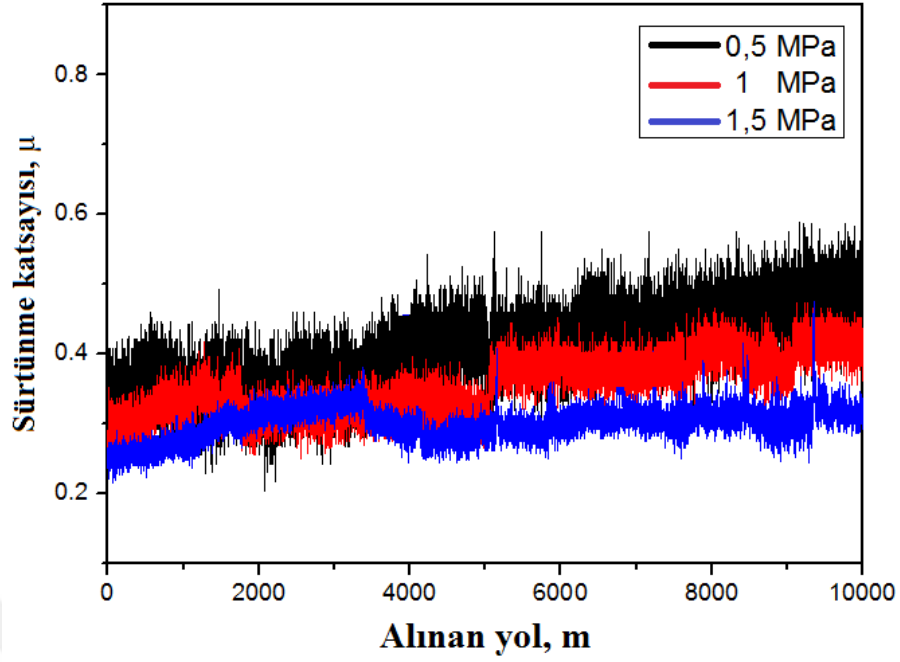
Melt spinning cihazıyla soğutmasız dokulu disk kullanarak hızlı katılaştırılmış tozlar üretilmiş olup üretilen tozlardan numuneler kompakt hale getirilmiş ve numunelerin tribolojik özellikleri belirlenmiştir. Numunelerin sürtünme ile aşınma özellikleri Tablo 12 ve Şekil 109'da verilmiştir. Burada numunelerin sürtünme katsayısı artan yük ile azalırken özgül aşınma değerlerinde belirgin değişim elde edilememiştir.

İngot malzeme ile T/M yöntemiyle üretilen numunelerin sürtünme katsayıları ve aşınma değerleri karşılaştırıldığında, T/M ile üretilen numunelerin hem sürtünme katsayıları hem de özgül aşınma değerlerinin daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Bunun nedeni numune yüzeyinden kopan aşınma parçacıklarının tekrar numune yüzeyine yapışması ve yüzeyde daha geniş sürtünme filminin oluşmasıdır [110,113].

Tablo 12. Soğutmasız dokulu disk ile hızlı katılaştırılan tozlardan üretilen kompakt parçaların farklı yük ve kayma mesafelerindeki ortalama sürtünme katsayısı ve özgül aşınma değerleri.

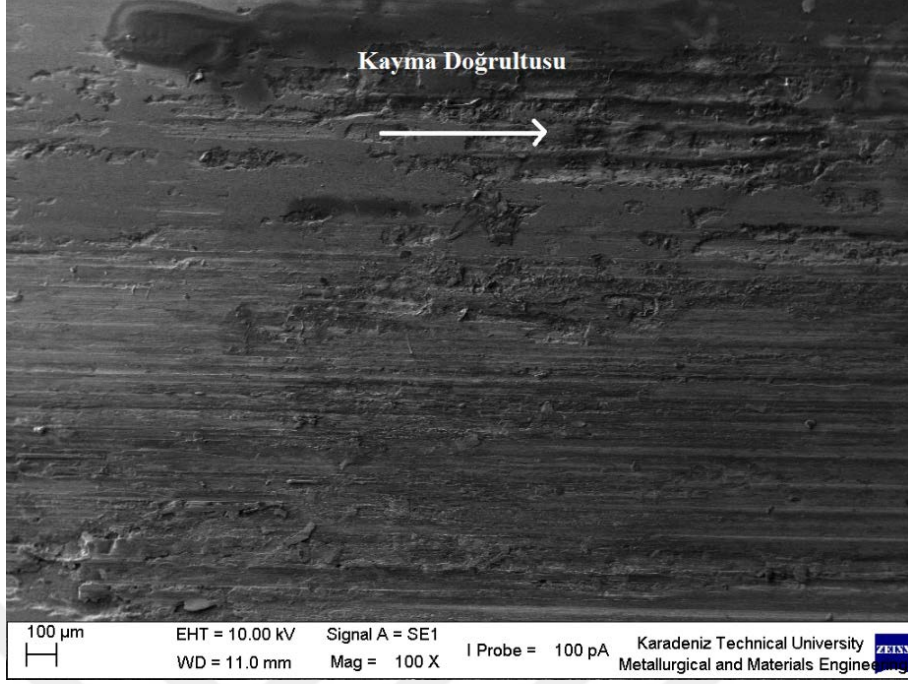
Uygulanan Yük, (MPa)	Ortalama Sürtünme Katsayısı, ( $\mu$ ) (10000m)	Alınan Yol, (m)		
		2500 m	5000 m	10000 m
		Özgül Aşınma, ( $\text{mm}^3/\text{N.m}$ )		
0,5 MPa	0,40	$2,79 \times 10^{-5}$	$2,82 \times 10^{-5}$	$2,65 \times 10^{-5}$
1 MPa	0,35	$2,99 \times 10^{-5}$	$2,67 \times 10^{-5}$	$2,72 \times 10^{-5}$
1,5 MPa	0,30	$2,83 \times 10^{-5}$	$2,97 \times 10^{-5}$	$2,88 \times 10^{-5}$



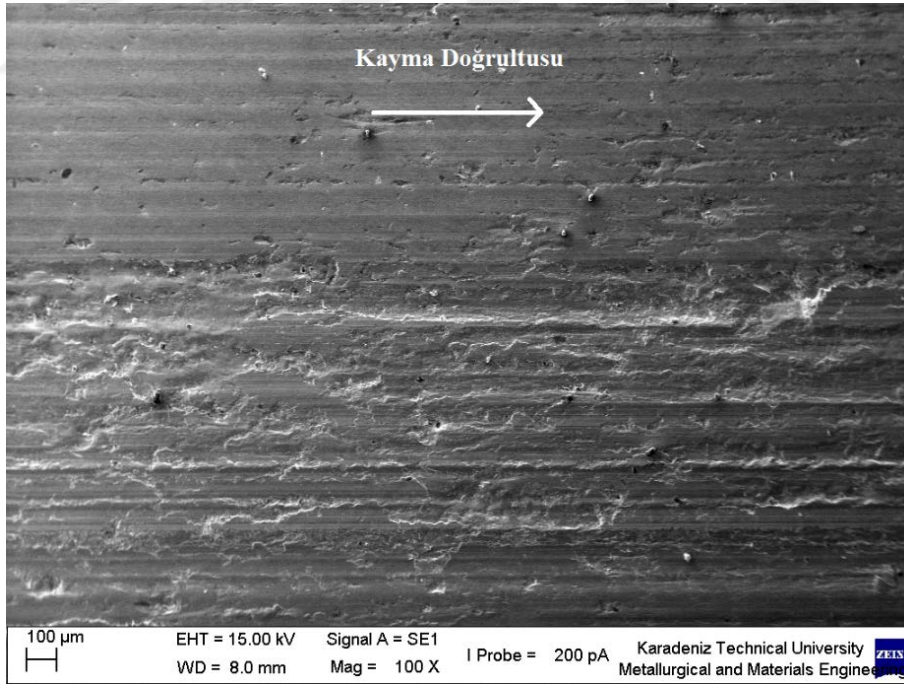


Şekil 109. Soğutmasız dokulu disk ile hızlı katılaştırılan tozlardan üretilen kompakt parçaların farklı yükler altındaki sürtünme katsayısının 10000 metre kayma mesafesi ile değişimi.

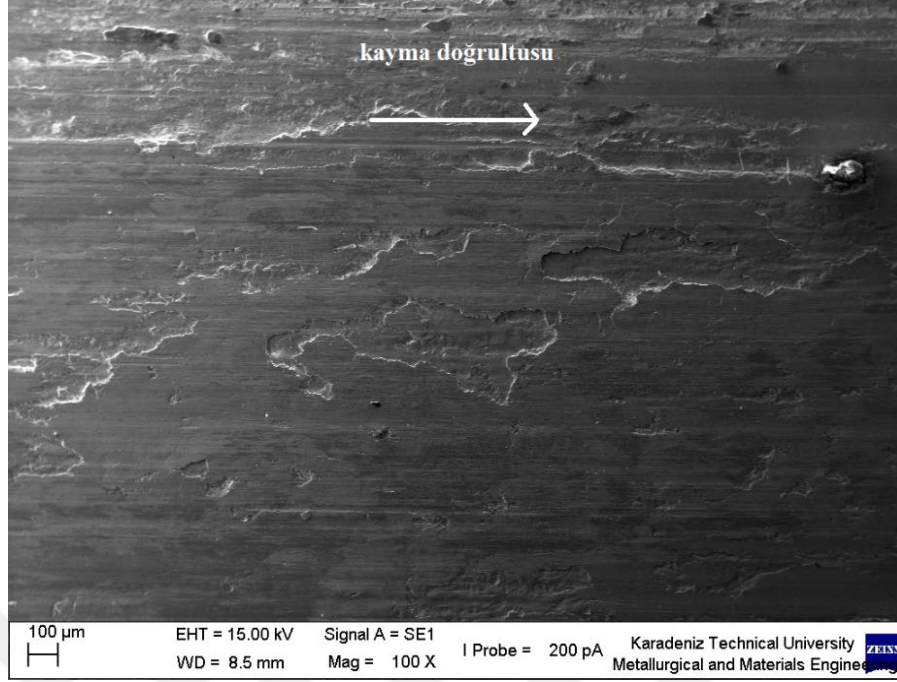
Şekil 110-112'de ise 0,5 MPa, 1 MPa, 1,5 MPa basınç altında, sabit 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonunda soğutmasız dokulu disk kullanılarak üretilen numunelerin aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri verilmiştir. Burada sürtünme tabakasının artan yük ile birlikte arttığı buna ilaveten numune yüzeylerinde çiziklerin de oluştuğu görülmektedir.



Şekil 110. Soğutmasız dokulu disk ile üretilen numunenin 0,5 MPa basınçta, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucundaki aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.



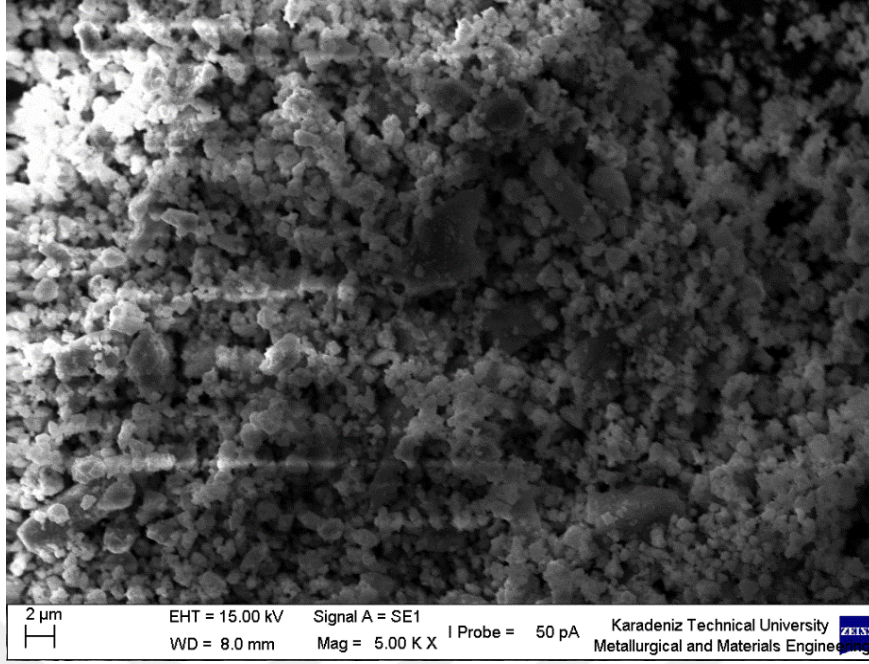
Şekil 111. Soğutmasız dokulu disk ile üretilen numunenin 1 MPa basınçta, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucundaki aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.



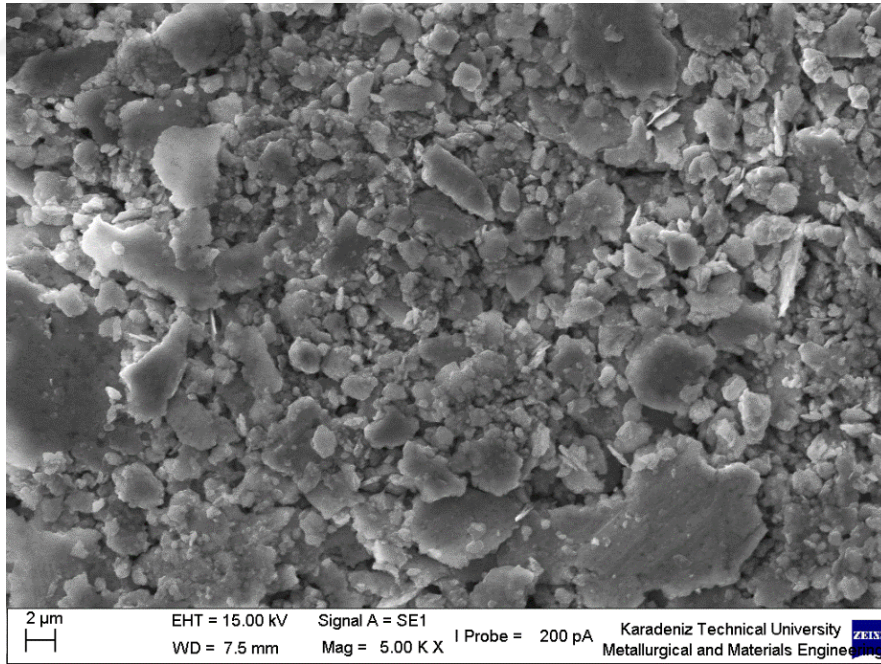
Şekil 112. Soğutmasız dokulu disk ile üretilen numunenin 1 MPa basınçta, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucundaki aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.

Şekil 113-115'te aşınma testi esnasında oluşan aşınma parçacıkların SEM görüntüleri verilmiştir. 0,5 MPa yük değerinde elde edilen ortalama parçacık boyutu 1,76 µm iken, 1 MPa ve 1,5 MPa basınçlarda bu değerler 2,16 µm ve 2,95 µm' dur. Elde edilen bu değerler CuAl10Ni5Fe4 ingot malzemesiyle yapılan aşınma testleriyle elde edilen sonuçlara nazaran daha düşüktür.

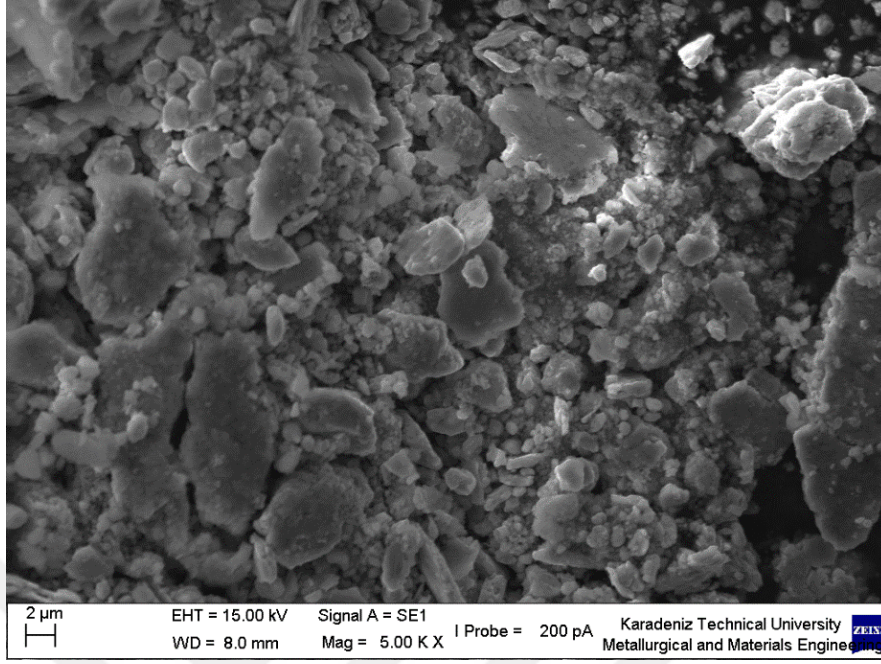




Şekil 113. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk ile hızlı katılaştırılan  $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$  tozlarından üretilen kompakt parçaların 0,5 MPa basınç altındaki aşınma parçacıklarının SEM görüntüleri.

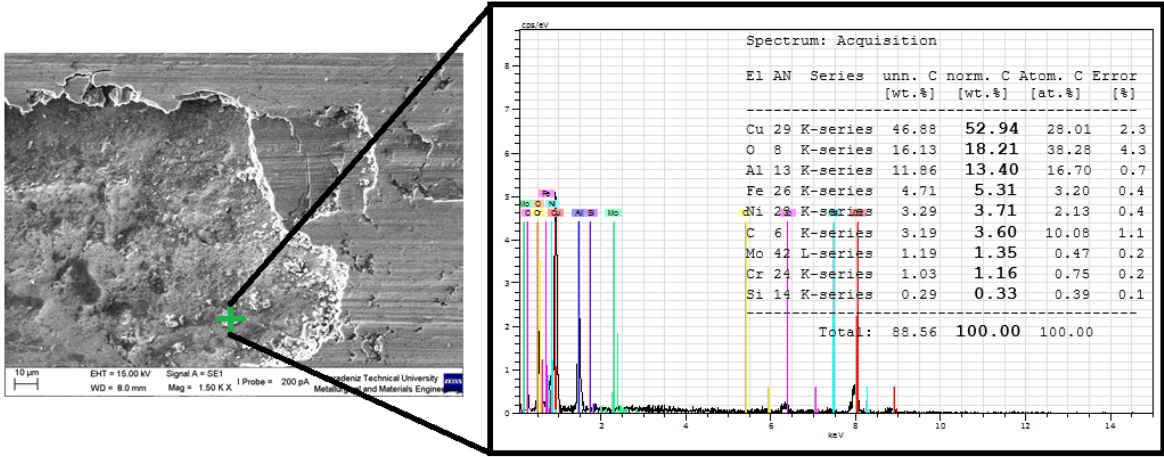


Şekil 114. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk ile hızlı katılaştırılan  $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$  tozlarından üretilen kompakt parçaların 1 MPa basınç altındaki aşınma parçacıklarının SEM görüntüleri.



Şekil 115. Melt spinning yöntemiyle soğutmasız dokulu disk ile hızlı katılaştırılan  $\text{CuAl}_{10}\text{Ni}_5\text{Fe}_4$  tozlarından üretilen kompakt parçaların 1,5 MPa basınç altındaki aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri.

Şekil 116'da aşınma yüzeyin EDS analizi verilmektedir. Burada numune yüzeyinde başlıca Cu elementi olmak üzere Al, Fe, Ni ve O elementleri mevcuttur. Bu elementlerde numune yüzeyinde film yapıcı elementler ( $\text{Cu}_2\text{O}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) şeklinde ortaya çıkmaktadır [129].



Şekil 116. Soğutmasız dokulu disk üretilen T/M ürünlerinin 0,5 MPa yük altında, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucu oluşan aşınma yüzeyinin EDS analizi.

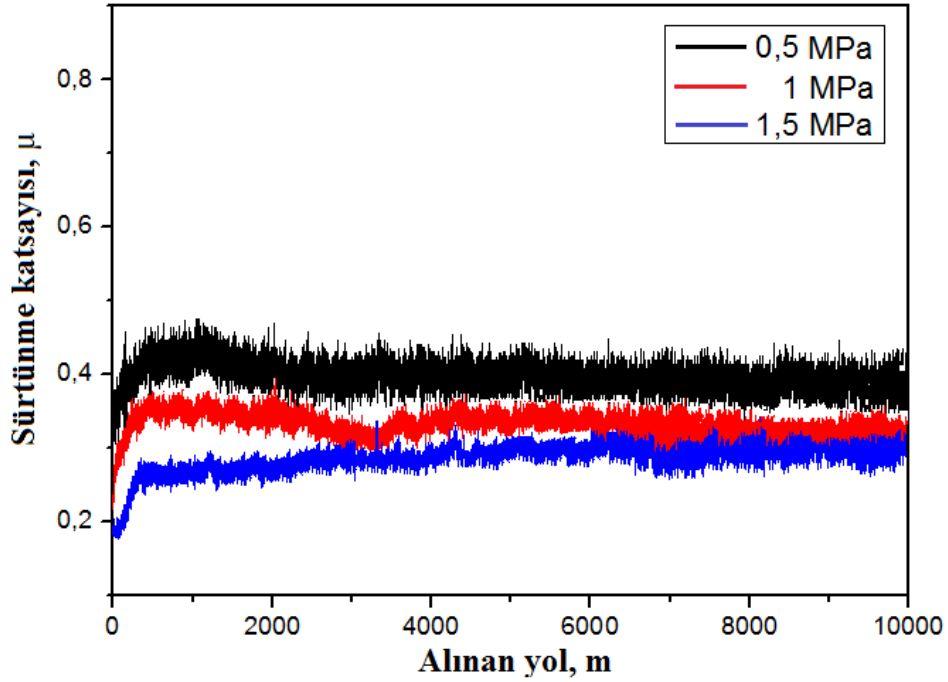
### 3.14.3. Soğutmalı Dokulu Disk Kullanılarak Üretilen Numunelerin Sürtünme-Aşınma Özellikleri

Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk kullanılarak tozlar üretilmiş olup daha bu tozlardan kompakt numuneler üretilmiştir. Üretilen numunelerin farklı yük ve kayma mesafesindeki sürtünme katsayıları ve özgül aşınma değerleri Tablo 13 ve Şekil 117' de verilmiştir.



Tablo 13. Soğutmalı düz disk ile elde edilen tozlar kullanarak üretilen numunelerin farklı yük ve kayma mesafelerindeki ortalama sürtünme katsayısı ve özgül aşınma değerleri.

Uygulanan Yük, (MPa)	Ortalama Sürtünme Katsayısı, ( $\mu$ ) (10000m)	Alınan Yol, (m)		
		2500 m	5000 m	10000 m
		Özgül Aşınma, ( $\text{mm}^3/\text{N.m}$ )		
0,5 MPa	0,39	$1,94 \times 10^{-5}$	$2,34 \times 10^{-5}$	$2,46 \times 10^{-5}$
1 MPa	0,33	$2,01 \times 10^{-5}$	$2,52 \times 10^{-5}$	$2,68 \times 10^{-5}$
1,5 MPa	0,29	$2,49 \times 10^{-5}$	$2,55 \times 10^{-5}$	$2,71 \times 10^{-5}$

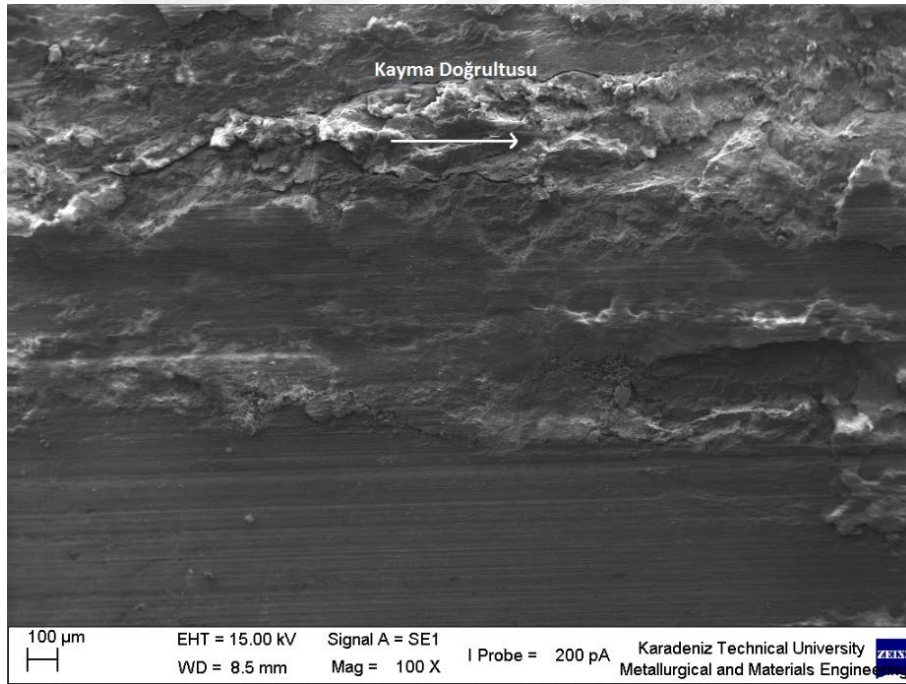


Şekil 117. Soğutmasız dokulu disk ile hızlı katılaştırılan tozlardan üretilen kompakt parçaların farklı yükler altındaki sürtünme katsayısının 10000 metre kayma mesafesi ile değişimi.

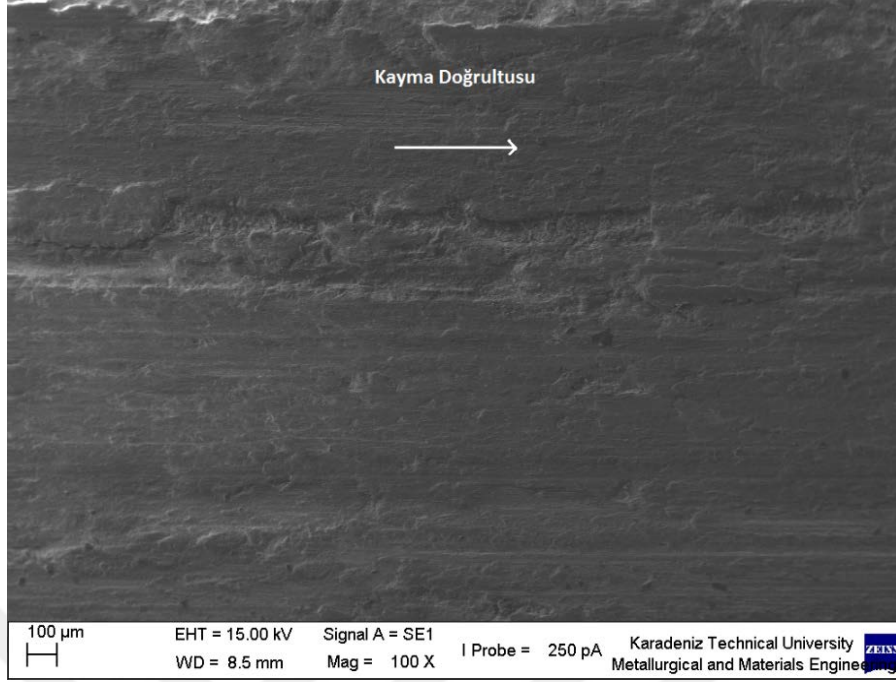
Tablo 13’de görüldüğü gibi artan yükte numunelerin ortalama sürtünme katsayısı azalırken özgül aşınma değerleri artmıştır. Ayrıca artan kayma mesafesi ile birlikte yine numunelerin özgül aşınma değerleri artmıştır. Numunelerin ortalama sürtünme katsayısı değerleri 0,5, 1 ve 1,5 MPa yük değerlerinde sırasıyla 0,39, 0,33 ve 0,29 olarak bulunmuştur. İngot alaşım numuneleri Sürtünme katsayısı değerleri soğutmasız dokulu disk ile hızlı katılaştırılan tozlardan üretilen kompakt parçalar ile kıyaslandığında bir miktar düşüş sergilediği tespit edilmiştir.

İngot numunesi ve melt spinning yöntemiyle hızlı katılaştırılan tozlardan üretilen numunelerle kıyaslandığında bu gruptaki numunelerin gerek sürtünme katsayıları ve gerekse de özgül aşınma değerlerinin en düşük olduğu bulunmuştur.

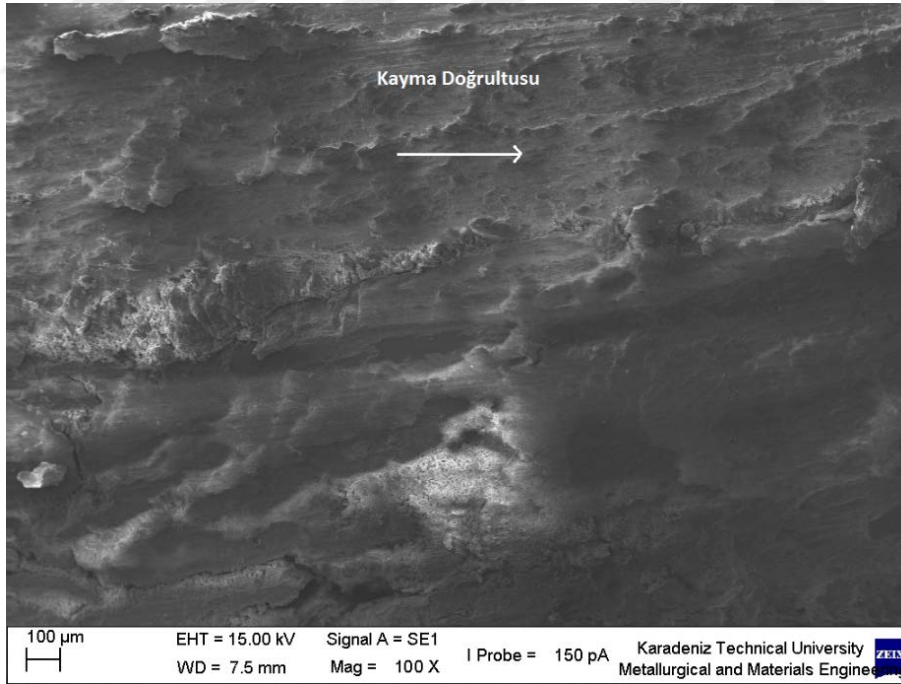
Soğutmalı düz disk ile hızlı katılaştırılan tozlardan üretilen kompakt parçaların aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri Şekil 118-120’de verilmiştir. Şekilden görüldüğü gibi artan basınçla birlikte aşınma yüzeylerinin oluşan aşırı deformasyon sonucu yüzeye sıvanmış durumda bulunan sürtünme tabakasının giderek arttığı görülmektedir.



Şekil 118. Soğutmalı düz disk ile üretilen kompakt parçanın 0,5 MPa basınçta, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucundaki aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.

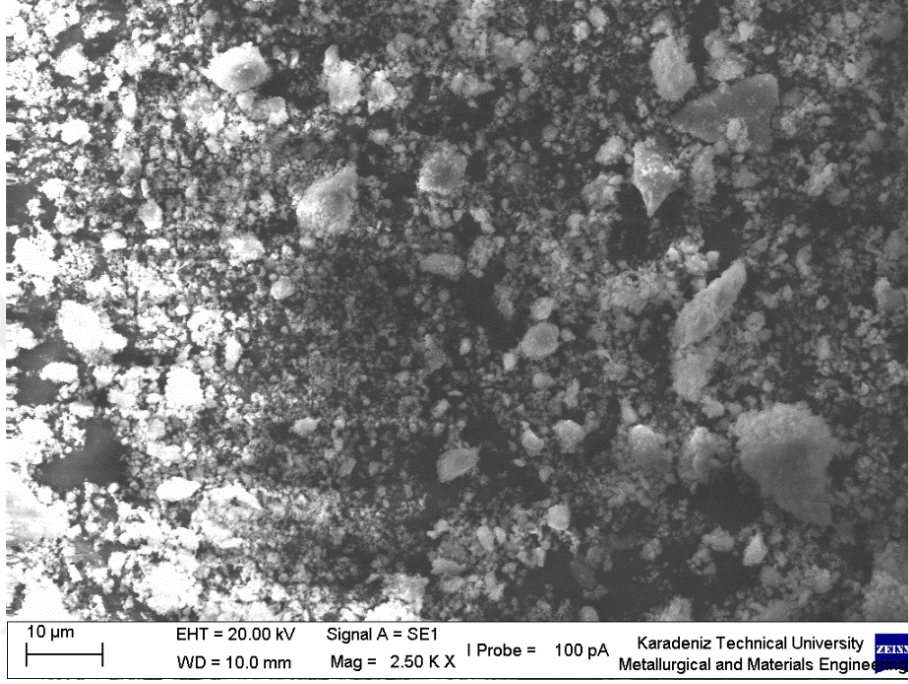


Şekil 119. Soğutmalı düz disk ile üretilen kompakt parçanın 1 MPa basınçta, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucundaki aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.



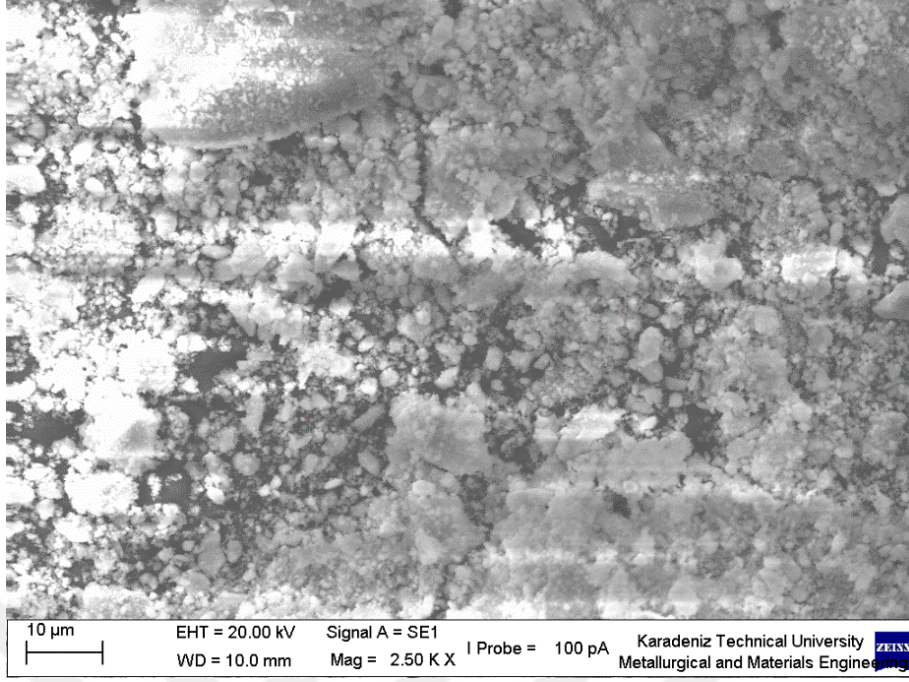
Şekil 120. Soğutmalı düz disk ile üretilen kompakt parçanın 1,5 MPa basınçta, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucundaki aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.

Sürtünme esnasında oluşan aşınma parçacıklarının SEM görüntüleri Şekil 121-123'te verilmiştir. Aşınma parçacık boyutları 0,5 MPa, 1 MPa ve 1,5 MPa basınç değerlerinde sırasıyla 1,58  $\mu\text{m}$ , 2,07  $\mu\text{m}$  ve 2,69  $\mu\text{m}$  olarak bulunmuştur. Bu değerlerin ingot malzemesi ve soğutmasız dokulu disk ile hızlı katılaştırılan tozlardan üretilen numune aşınma parçacıklarından daha düşük olduğu anlaşılmaktadır.

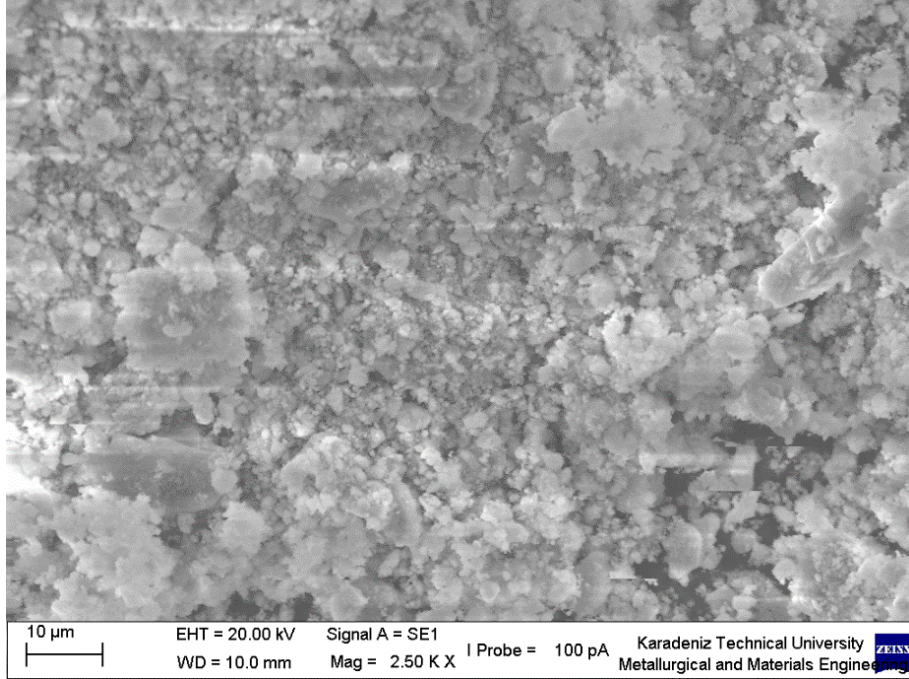


Şekil 121. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk ile hızlı katılaştırılan  $\text{CuAl10Ni5Fe4}$  tozlarından üretilen kompakt parçanın 0,5 MPa basınç altındaki aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri.



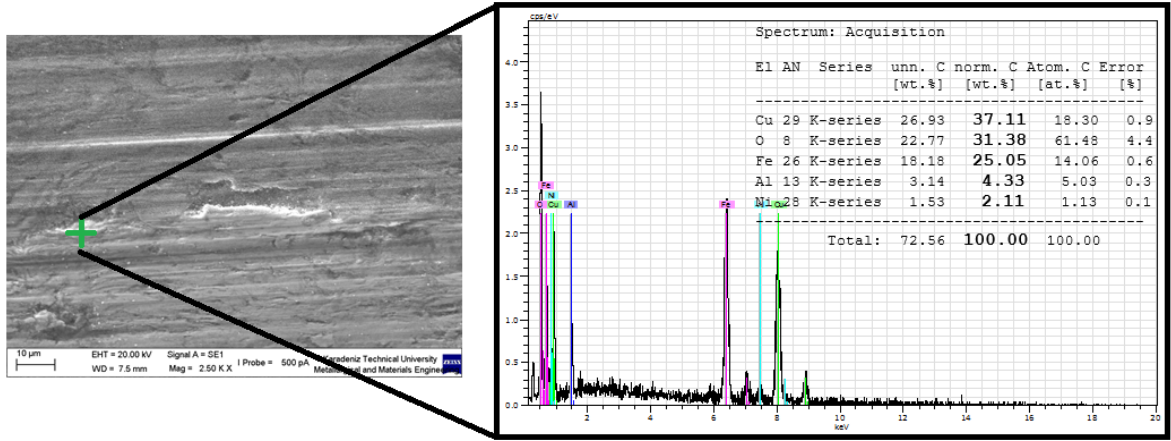


Şekil 122. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk ile hızlı katılaştırılan CuAl10Ni5Fe4 tozlarından üretilen kompakt parçanın 1 MPa basınç altındaki aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri.

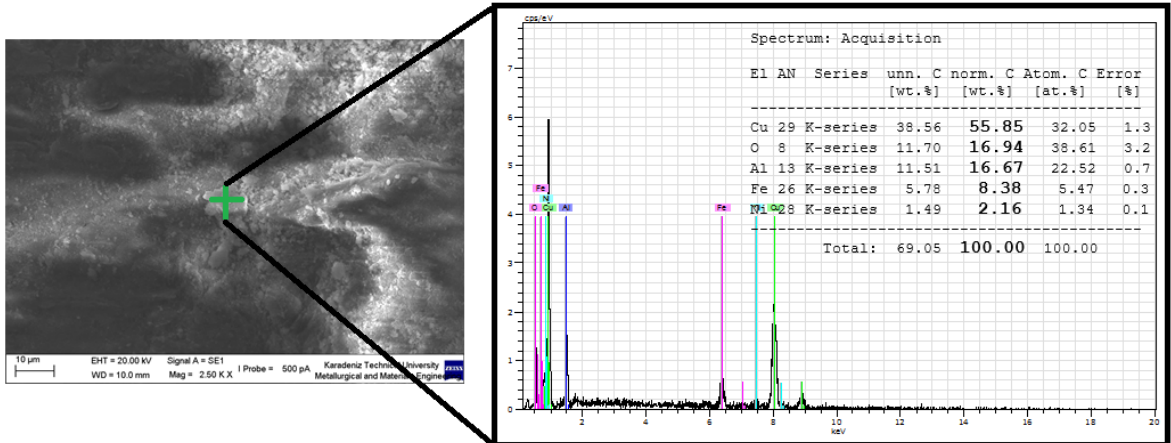


Şekil 123. Melt spinning yöntemiyle soğutmalı düz disk ile hızlı katılaştırılan CuAl10Ni5Fe4 tozlarından üretilen kompakt parçanın 1,5 MPa basınç altındaki aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri.

Şekil 124-125'te melt spinning metoduyla soğutmalı düz disk ile hızlı katılaştırılmış tozlardan üretilen kompakt parçaların aşınma yüzeyinin EDS sonuçları verilmiştir. Yük değerinin 0,5 MPa' dan 1 MPa' a artmasıyla Cu ve Al oranlarının arttığı görülmektedir. Böylece numune yüzeyinde başlıca  $\text{Cu}_2\text{O}$  ve  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ' den oluşacak sürtünme filminin muhtemelen artan yükte birlikte numunelerin sürtünme katsayısının düşmesine neden olduğu düşünülmektedir [129].



Şekil 124. Soğutmalı düz disk ile üretilen kompakt parçanın 0,5 MPa yük altında, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucu oluşan aşınma yüzeyinin EDS analizi.



Şekil 125. Soğutmalı düz disk ile üretilen kompakt parçanın 1 MPa yük altında, 0,5 m/s kayma hızında ve 10000 metre kayma mesafesi sonucu oluşan aşınma yüzeyinin EDS analizi.



#### 4. SONUÇLAR

Yapılan deneylerden ve elde edilen bulguların değerlendirilmesinden elde edilen sonuçlar aşağıda verilmiştir:

1. Melt spinning yöntemiyle düz disk kullanılarak, 52m/s disk hızında, 0,6 bar püskürtme basıncı ve 1 mm nozul ile disk arası mesafede ortalama ortalama 300 mm uzunluğunda, 40-60  $\mu\text{m}$  kalınlıkta ve 3 mm genişlikte şeritler üretilmiştir şeritler üretilmiştir. Şerit mikroyapısı preötektoid  $\alpha$  + martenzit + beynit fazlarından meydana gelmiştir.
2. Melt spinning düzeneğinde soğutmasız dokulu disk kullanılarak hızlı katılaştırılan  $\text{CuAl10Ni5Fe4}$  alaşımı tozlarından çoğunlukla küresel şekilli tozlar üretilirken, toz boyutu arttıkça küresel şekilden sapma, yuvarlak, düzensiz, pulsü ve elyafı şekle dönüşüm tespit edilmiştir. Üretilen tozların mikroyapısı difüzyonsuz dönüşüm ürünü olan  $\beta'$  martenzit ve beynit fazlarından oluşmuştur.
3. Soğutmalı düz disk ile yapılan melt spinning deneyleri sonrasında  $\text{CuAl10Ni5Fe4}$  alaşımının nispeten yüksek yoğunlukta ( $7,5 \text{ gr/cm}^3$ ) olmasından dolayı, toz-şerit karışımı ürün elde edilmiştir. Tozların çoğunlukla küresel şekilli olduğu, artan toz boyutu ile tozlar arasında elyafı şekilde parçacıklar gözlenmiştir. Toz mikroyapılarının, çok hızlı soğumadan dolayı  $\beta'$  martenzit ve beynit fazından oluştuğu anlaşılmıştır.
4. Soğutmasız disk için -36/tava  $\mu\text{m}$  elek aralığındaki tozlarda martenzit iğnelerinin ortalama kalınlığı 0,18  $\mu\text{m}$  iken, soğutmalı disk ile üretilen aynı elek aralığındaki tozlar için 0,08  $\mu\text{m}$  olarak elde edilmiştir. -355/250  $\mu\text{m}$  elek aralığındaki tozlar için martenzit iğneleri kalınlığı soğutmasız dokulu disk ve soğutmalı disk için sırasıyla 0,81  $\mu\text{m}$  ve 0,67  $\mu\text{m}$  olarak bulunmuştur.
5. Soğutmasız disk için -36/tava  $\mu\text{m}$  elek aralığındaki tozlarda martenzit kolonileri çapı ortalama 7,25  $\mu\text{m}$  iken, aynı elek aralığındaki soğutmalı disk ile üretilen tozlar için 6,72  $\mu\text{m}$  olarak ölçülmüştür. -355/250  $\mu\text{m}$  elek aralığındaki soğutmasız dokulu disk ve soğutmalı disk ile üretilen tozlar için bu değerler sırasıyla 20,16  $\mu\text{m}$  ve 19,20  $\mu\text{m}$  olarak bulunmuştur

6. Üretilen tozlar yüksek enerjili bilyeli öğütme işlemine tabi tutulmuş, öğütme öncesi çoğunlukla küresel, az miktarda çubuksu ve pulsü şekilde olan tozların, öğütme sonrası düzensiz şekilli, çubuksu ve yassı tozlara dönüştüğü görülmüştür. Öğütme işlemi öncesi ortalama parçacık boyutu 289,6  $\mu\text{m}$  iken, maximum öğütme süresi olan 20 saat için ortalama parçacık boyutu 7,148  $\mu\text{m}$  olarak ölçülmüştür.
7. Soğutmasız disk kullanılarak üretilen ve -355/250  $\mu\text{m}$  elek aralığındaki tozların ortalama sertlik değeri 281,81 HV iken, -36/tava  $\mu\text{m}$  aralığındaki tozlar için 483,71 HV olarak bulunmuştur. Soğutmalı disk kullanılarak üretilen ve aynı elek aralıklarındaki tozlar için bu değerler sırasıyla 299,72 HV ve 497,43 HV olarak ölçülmüştür.
8. Döküm yoluyla üretilen CuAl10Ni5Fe4 ingot alaşımı yavaş soğuduğundan mikroyapı,  $\alpha$ -bakır matrisi içerisinde dağılmış durumda  $\text{K}_{\text{II}}$ ,  $\text{K}_{\text{III}}$ ,  $\text{K}_{\text{IV}}$  metaller arası bileşik kapa fazlarından oluşmuştur.
9. DSC eğrilerinde, yaklaşık 325-425  $^{\circ}\text{C}$  arasında oluşan beynit dönüşümü soğutmasız disk ile üretilen tozlarda daha şiddetli ve belirgin pik göstermiştir. Soğutmasız dokulu disk ile üretilen tozların martenzit-östenit ters dönüşüm sıcaklığı yaklaşık 137 $^{\circ}\text{C}$  iken, soğutmalı düz disk ile üretilen tozlarda bu değer 132 $^{\circ}\text{C}$  olmuştur.
10. X- ışınları kırınım desenlerinde, soğutmalı ve soğutmasız disk kullanılarak hızlı katılaştırılan tozlar arasındaki fark sadece pik şiddetlerinde görülmüştür. Elde edilen yapının zig-zag morfolojisine sahip martenzitik  $\beta'$  fazı olduğu ortaya çıkmıştır.
11. Gerek soğutmasız dokulu gerekse soğutmalı düz disk kullanılarak hızlı katılaştırılan tozlardan üretilen kompakt parçaların SEM, EDS ve XRD analizleri sonucunda mikroyapının,  $\alpha$ -bakır matrisi içerisinde dağılmış durumda  $\text{K}_{\text{II}}$ ,  $\text{K}_{\text{III}}$ ,  $\text{K}_{\text{IV}}$  metaller arası bileşik kapa fazlarından oluştuğu görülmüştür.
12. Soğutmalı düz disk ile üretilen tozlardan T/M yöntemiyle üretilen parçaların yoğunluğu 6,13  $\text{g}/\text{cm}^3$  iken, soğutmasız dokulu disk ile üretilen tozlardan T/M yöntemiyle üretilen parçalarınki ise 5,95  $\text{g}/\text{cm}^3$  bulunmuştur. Vicker sertlik değerleri, ingot alaşımı için 189  $\text{kgf}/\text{mm}^2$ , soğutmalı düz disk ile hızlı katılaştırılan tozlardan üretilen kompakt parçalarda 185  $\text{kgf}/\text{mm}^2$ , soğutmasız

dokulu disk ile hızlı katılaştırılan kompakt parçalarda ise  $165 \text{ kgf/mm}^2$  olarak bulunmuştur.

13. Sürtünme aşınma deneylerine tabi tutulan 3 farklı numunede 10000 metre kayma mesafesi sonunda en düşük ortalama sürtünme katsayısı değeri soğutmalı düz disk ile hızlı katılaştırılan tozlardan üretilen kompakt parçalarda 1,5 MPa basınç değerinde 0,299 olarak ölçülmüştür.
14. Sürtünme aşınma deneylerinde 10000 metre kayma mesafesi ve 0,5 m/s kayma hızında en düşük özgül aşınma miktarı soğutmalı düz disk ile hızlı katılaştırılan tozlardan üretilen kompakt parçalarda 0,5 MPa basınç altında  $2,46 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N.m}$  olarak bulunmuştur.
15. Sürtünme aşınma testlerinde 10000 metre kayma mesafesi ve 0,5 m/s kayma hızında numune yüzeyinden kopan parçacıkların ortalama boyutları ölçüldüğünde en düşük değer  $1,58 \text{ }\mu\text{m}$  ile soğutmalı düz disk ile hızlı katılaştırılan tozlardan üretilen kompakt parçalarda 0,5 MPa basınç altında elde edilmiştir.

## 5. ÖNERİLER

Melt spinning metoduyla farklı diskler kullanılarak üretilen tozların T/M yöntemiyle üretilen kompakt parçaların dayanımını arttırmak için çift tesirli toz sıkıştırma veya sıcak izostatik presleme yapılabilir.

Melt spinning yöntemiyle hızlı katılaştırılan tozlardan üretilen kompakt parçalara yaşlandırma ısıl işlemi uygulanarak mekanik özellikler geliştirilebilir.

Melt spinning metoduyla üretilen tozlarda elde edilen martenzitik  $\beta'$  fazını koruyabilmek için sinterleme sıcaklığı kritik sıcaklıklar arasında yapılabilir veya soğuma esnasında numune hızlı katılaştırılarak (su vererek) yapının mekanik özellikleri iyileştirilebilir.

## 6. KAYNAKLAR

1. German, R., M., Powder Metallurgy Science, Second Edition, Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ, USA, 1994.
2. Yamaoğlu, R., Titan ve Alaşım Tozlarının PREP Yöntemi ile Üretimi ve Karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji & Malzeme Mühendisliği Anabilimdalı, Kocaeli, 2005.
3. Schatt, W. ve Wieters, K., P., Powder Metallurgy Processing & Materials, European Powder Metallurgy Association, 1994.
4. Ünlü, B., S. ve Yılmaz, S., S., Kurgan, N., Toz Metalurjisi ve Kullanım Alanları, Makine Tek., 99-100 (2006) 108-112 ve 138-141.
5. Bozkurt, Ç., ve Ünal, R., 'Gaz Atomizasyon Yöntemi ile Metal Tozu Üretiminde Gaz Akış Modelleri', 1. Ulusal Metalurji ve Malzeme Günleri, Mayıs 2004, Eskişehir, Bildiriler Kitabı, 125-142.
6. Öveçoğlu, M. L., Toz Metalurjisi: Tarihsel Gelişimi, Üretim Aşamaları ve Yeni Eğilimler', 9. Uluslararası Metalurji ve Makine Kongresi, Haziran 1997, İstanbul, Bildiriler Kitabı, 449-475.
7. Turhan, H., Yıldız, T. ve Gülenç, B., Toz Metalurjisi ile Üretilen CuFeMn ve CuFeCr Metal Matrisli Kompozitlerin Mikroyapı ve Mekanik Özellikleri, Fırat Üniv. Fen ve Müh. Bil. Dergisi, 19,4 (2007) 569-574.
8. Özduval, H., Toz Metal Ticaret ve Sanayi A.Ş., 1. Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı, Eylül 1996, Ankara, Bildiriler Kitabı, 725-729.
9. Verlinden, B. ve Froyen, L., Aluminium Powder Metallurgy, European Aluminium Association, 1994.
10. Kurt, A., O., Toz Üretim Yöntemleri ve Sinterleme, Sakarya Üniversitesi, [http://content.lms.sabis.sakarya.edu.tr/Uploads/48939/27958/1\\_toz\\_uretim\\_yontemleri\\_ve\\_sinterleme\\_ders\\_notlari.pdf](http://content.lms.sabis.sakarya.edu.tr/Uploads/48939/27958/1_toz_uretim_yontemleri_ve_sinterleme_ders_notlari.pdf) , 07 Aralık 2015.
11. Lawley, A., Atomization: The production of metal powders, Metal Powder Industries Federation, Princeton, New Jersey, USA, 1992.

12. Vajpai, S., K., Dubel, R., K. ve Sangal, S., Microstructure and properties of Cu–Al–Ni shape memory alloy strips prepared via hot densification rolling of argon atomized powder preforms, Materials Science and Engineering, 529 (2011) 378– 387.
13. German, R. M., Toz Metalurjisi ve Parçacıklı Malzeme İşlemleri, ed: Sarıtaş, S., Türker, M. ve Durlu, N., Birinci Basım, Türk Toz Metalürjisi Derneği Yayınları:05, Ankara, 2007.
14. Öztürk, S., Su Soğutmalı Döner Disk Atomizasyon Yöntemiyle Toz ve Şerit Üretiminde İşlem Parametrelerinin Etkisi, Doktora Tezi, K.T.Ü., Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon, 2001.
15. Kaysser W., A. ve Rzesnitzek, K., Principles of atomization, Science of Sintering, Ed. Uskokovic, D., P., Plenum Press, 157 – 174, 1990.
16. Klar, E., ve Fesko, J., W., Atomization, Metals Handbook, 9th ed., Ohio,1984, 25-39.
17. Dunkley, J., J., Atomization of Metal Powders, Powder Metallurgy: An Overview, 2-21, 1991.
18. Antony, L., V., M. ve Reddy, R., G., Process for Production of High-Purity Metal Powders, JOM, 55,3 (2003) 14-18.
19. Sünbül, S., E., Melt Spinning Yöntemiyle AA6060 Alüminyum Alaşımı Şerit ve Toz Üretiminde İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, K.T.Ü., Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon, 2015.
20. Suryanarayana, C., Froes, F., H. ve Rowe, R.G., Rapid solidification processing of titanium alloys'. International Materials Reviews, 36,1 (1991) 85-123.
21. Cahn R., W., Krishanand, K., D., Laridjani, M., Greenholtz, M. ve Hill, R., Novel, Splat quenching techniques and methods for assessing their performance', Mat. Sci. Eng., 23 (1976) 83–6.
22. Pond, R., B., Maringer, R., E. ve Mobley, C., E., High rates continuous casting of metallic fibers and filaments in new trends in materials fabrication, 1976, ASM Seminar Series, 128–164.
23. Anantharaman T., R. ve Suryanarayana, C., 1987, Rapidly solidified metals: A Technological Overview, 103–124, Trans. Tech. Pub., USA, 1987.



24. Usta, G., Su Jeti Soğutmalı Döner Disk Atomizasyonu Yöntemiyle Hızlı Katılaştırılmış Bronz Alaşımı Toz ve Şeriti Üretiminin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, K.T.Ü., Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon, 2009.
25. Dawson, R., J., C., Aluminum bronze [J], Engineering Materials and Design, 22,12 (1978) 25-28.
26. Callcut V., A., Aluminum bronze for industrial use [J], Metals and Materials, 5,3 (1989) 128-132.
27. Li, W., S., Wang, Z., P., Lu, Y., Jin, Y., H., Yuan, L., H. ve Wang F., Mechanical and tribological properties of a novel aluminum bronze material for drawing dies [J], Wear, 261,2 (2006) 155-163.
28. Tuthill, A., H., Guidelines for the use of copper alloys in seawater [J], Materials Performance, 26,9 (1987) 12-22.
29. Barabash, V., Pokrovsky, A. ve Fabritsiev, S., The effect of low-dose neutron irradiation on mechanical properties, electrical resistivity and fracture of NiAl bronze for ITER [J], Journal of Nuclear Materials, 367,370 (2007) 1305-1311.
30. Wood R., J., K., Erosion-corrosion interactions and their effect on marine and offshore materials [J], Wear, 261 (2006) 1012-1023.
31. Li, W., S., Wang Z., P., Lu Y., Gao, Y. ve Xu J. L., Preparation, mechanical properties and wear behavior of a novel aluminum bronze for dies [J], Transaction of Nonferrous Metals Society of China, 16,3 (2006) 607-612.
32. Lavernia, E., J. ve Srivatsan, T., S., The rapid solidification processing of materials: science, principles, technology, advances, and applications, J. Mater. Sci, 45 (2010) 287-325.
33. Koch, C., C., Nanostructured Materials - Processing, Properties, and Applications Structure Formation and Mechanical Behavior of Two-Phase Nanostructured Materials, 2nd Edition, William Andrew Publishing, 2007.
34. Klement, W., Willens, R., H. ve Duwez, P., O., L., Non-crystalline Structure in Solidified Gold-Silicon Alloys. Nature, 187,4740 (1960) 869-870.
35. Mehrabian, R., Rapid solidification, International Materials Reviews, 27,1 (1982) 185-208.

36. Öztürk, S. ve Arslan, F., Production of Rapidly Solidified Metal Powders by Water Jet Cooled Rotating Disc Atomisation, Powder Metallurgy, 44, 2 (2001) 171-176.
37. Sahu, S., N., Harikishore, S. ve Korla, S., C., Solidification Behaviour of Droplets In Spray Deposition, Powder Metallurgy, 48,3 (2005) 270-276.
38. Satoh, T., Okimoto, K. ve Nishida, S., Material of Rotating Disk in Centrifugal Atomization Method, Proceedings of 1993 Powder Metallurgy World Congress, 730 - 733.
39. Savage, S., J. ve Froes, F., H., Journal of Metals, 36,4 (1984) 20.
40. Jones, H., Ultrarapid Quenching of Liquid Alloys, Academic Press, New York, USA, 1981.
41. Bomberger H., B. ve Froes, F., H., Titanium Rapid Solidification Technology, Editors: Froes, F., H. Ve Eylon, D., The Metallurgical Society, Inc., Warrendale, Penn., 1986.
42. Brodenck, T., F., Jackson, A., G., Jones, H. ve Froes, F., H., The effect of cooling conditions on the microstructure of rapidly solidified Ti-6Al-4V, Met. Trans., 16,11 (1985) 1951-1959.
43. Konitzer, D., G., Walters, K., W., Heiser, E., L. Ve Fraser, H., L., Met. Trans., 15B (1984) 149.
44. Tang, S., M., Chung C., Y. ve Liu, W., G., Preparation of Cu-Al-Ni-based Shape Memory Alloys by Mechanical Alloying and Powder Metallurgy Method, Journal of Materials Processing Technology, 63 (1997) 307-312.
45. Suryanarayana, C., Froes, F.H. ve Rowe, R.G., Rapid solidification processing of titanium alloys. International Materials Reviews, 36,1 (1991) 85-123.
46. Pond, R. ve Maddin, R., TMS-AIME, 245 (1969) 2475.
47. Gündeş, A., Al-Ni-Si Alaşımlarının Hızlı Katılaştırma ile Üretilmesi ve Fiziksel, Yapısal Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 2002.
48. Ergen, S., Hızlı Katılaştırılmış Şekil Hafızalı Cu-Al-Be Alaşımlarının Üretimi ve Karakterizasyonu, Doktora Tezi, Tokat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Fizik Anabilim Dalı, 2014.

49. Kamal, M. ve Mohammad, U., S., Chill-Block Melt Spin Technique, 2, Bentham Science Publishers, Sharjah, UAE, 2012.
50. Lavernia, E., J. ve Srivatsan, T., S., The rapid solidification processing of materials: science, principles, technology, advances, and applications. Journal of Materials Science, 45,2 (2009) 287-325.
51. Kılıçaslan, M., F., Yüksek Silisyum İçerikli Al-Si-Fe Alaşımlarının Mikroyapı Özellikleri Üzerinde Hızlı Katılaştırma ve Kobal'ın Etkileri, Doktora Tezi, Gaziosmanpaşa Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Fizik Anabilim Dalı, Tokat, 2012.
52. Kamal, M. ve Mohammad, U., S., Chill-Block Melt Spin Technique, Theories & Applications, 42-69. Bentham Science Publishers, 2012.
53. Dikicioğlu, A., Toz Metalurjisi, <http://web.itu.edu.tr/~dikicioğlu/Toz%20metalurjisi.pdf> , 02 Nisan 2016.
54. Fischmeister, H., F. ve Arzt, E., Densification of powders by particle deformation, Powder Metallurgy, 26,2 (1983).
55. Poquillon, D., Lemaitre, J., Carles, V., Tailhades, P. ve Lacaze J., Cold compaction of iron powders relations between powder morphology and mechanical properties Part I: Powder preparation and compaction, Powder Technology, 126 (2002) 65–74.
56. Toplan, N., Pekiştirme ve Presleme Teknikleri, Sakarya Üniversitesi, 2015.
57. German R. M., Sinterleme Teorisi ve Uygulamaları, ed: Gülsoy, H., Ö., Nobel Akademik Yayıncılık Eğitim Danışmanlık Tic Ltd. Şti, Ankara, 2014.
58. German, R. M., Sintering Theory and Practice, Chapter 3: Solid State Sintering Fundamentals, John Wiley & Sons, New York, 1996.
59. Ak, H.D., Geleneksel Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretilen AISI 304L ve AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Özelliklerine Sinterleme Koşullarının Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, İ.T.Ü., Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2014.
60. Wang ,Y.,U., Computer modeling and simulation of solid-state sintering: A phase field approach, Acta Materialia, 54 (2006) 953–961.

61. Çakmakkaya, M., Demir Esaslı İntermetalik Malzemelerin Mikrodalga Sinterleme İle Üretimi ve Difüzyon Kaynağı İle Birleştirilmesi, Doktora Tezi, Afyon Kocatepe Üniversitesi, Metal Eğitimi Anabilim Dalı, Fen Bilimleri Enstitüsü, Eylül, 2010.
62. Yalçın, Ö., F., Toz Metalurjisi Üretim Parametrelerinin Gözeneklilik, Mikrosertlik ve Isıl Genleşme Katsayısına Etkileri, Yüksek Lisans Tezi, K.T.Ü., Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon, 2015.
63. Arnold, N., A., Co, K., C. ve Straub, V., C., Keystone Powdered Metal Company; Michael Schloder, Specialty Pressed Components, Inc., ASM Handbook, Volume 7, Powder Metal Technologies and Applications, ASM Metals Handbook Desk Edition, 2001.
64. Jost Report, House of Commons, Official Reports, Parliamentary Debates, V733, 74, 1966.
65. H. Kaleli, Triboloji Prensipleri ve Uygulama Örnekleri, Yıldız Teknik Üniversitesi, Otomotiv Anabilim Dalı, Makine Mühendisliği Bölümü, Makine Fakültesi, <http://www.yildiz.edu.tr/~kaleli/TribolojiPrensipleriveUygulamalar.pdf>, 18 Nisan 2016.
66. Soydan, Y. ve Ulukan L., Temel Triboloji "Sürtünme Aşınma Yağlama Bilimi ve Teknolojisi", Tagem Kopisan Yayınevi.
67. Amontons, G. ve Histoire D., I., Academic Royale des Sciences avec les Memoires de Mathematique et de Physique, 206, 1699.
68. Coulomb, V., A., Memoires de Mathematique et de Physique de l'Academic Royale des Sciences, 122, 1785.
69. Erdemir, A. ve Erek, R., A., 'Relationship of hertzian contact pressure to friction behavior of self-lubricating boric acid films', Surface and Coatings Technology, 49,1-3, (1991) 435-438.
70. Erdemir, A., Halter, M. ve Fenske, G., R., Preparation of ultralow-friction surface films on vanadium diboride, Wear, 205, 1,2 (1997) 236-239.
71. Kennedy, F., E., Lidhagena, D., Erdemir, A., Woodford, J., B. ve Kato, T., Tribological behavior of hard carbon coatings on steel substrates' 2003, Wear, 14th International Conference on Wear of Materials, 255, 7-12, 854-858
72. Bhushan, B., Principles and applications of tribology, 2nd Edition, March 2013.

73. Akkurt, M., Makina Elemanları - Cilt 3, Birsen Yayınevi,
74. Yılmaz, F., Sürtünme ve Aşınma, 9. Uluslar arası Metalurji ve Malzeme Kongresi, 1997, İstanbul, Bildiriler Kitabı, 229-256.
75. DIN 50320, Wear; terms, systematic analysis of wear process, classification of wear phenomena, Dec. 1979
76. Ekinci, S., Tuz Banyosunda Nitrürlemenin AISI 4140 Çeliği Üzerindeki Aşınmaya Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, S.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Konya, 2005.
77. Gürleyik, M.Y., “Soğuk Deformasyonla aşınma direnci artırılabilir.”, 2. Ulusal Makine ve İmalat Kongresi, 1986, ODTÜ, Ankara, 501-510.
78. Alsaran, A., ‘Makine Elemanları-2, Temel Triboloji, <http://akgunalsaran.com/doc/05-triboloji-2015-3443.pdf> , 21 Nisan 2016.
79. Fang, Z. ve Tool, S., Smith International, Inc., Wear Resistance of Powder Metallurgy Alloys, ASM Handbook, Volume 7, Powder Metal Technologies and Applications, 2001.
80. Kato, K. ve Adachi, K., Wear Mechanisms, Tohoku University, [http://home.ufam.edu.br/berti/nanomaterials/8403\\_PDF\\_CH07.pdf](http://home.ufam.edu.br/berti/nanomaterials/8403_PDF_CH07.pdf) , 22 Nisan 2016.
81. Çimenoğlu, H., Taptık, Y., Çiğdem, M., Eruslu, N. ve Kayalı S., Hasar Analizi, TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası, 5,2-5.18, İstanbul, 1997.
82. Richardson I., ‘Guide to Nickel Aluminium Bronze for Engineers’ edited by Powell C., Copper Development Association Publication No 222, January 2016.
83. Genders R., Reader R., C. ve Foster V., T., S., ‘Die Casting of Copper-Rich Alloys’. J. Inst Met, 40 (1928) 187.
84. Gough, H., T., ve Sopwith, D., G., ‘The Resistance of Some Special Bronzes to Fatigue and Corrosion Fatigue.’ J. Inst. Metals, 69 (1937) 143.
85. Strang, J., R., C., Nickel-Aluminium Bronze for Seawater: Flattered by Comparison, Shipham Valves.

86. Strang J., R., C., Cast Valve Materials for Seawater Service: Nickel-Aluminium Bronze and Its Rivals, Shipham Valves, Materials for Seawater Service, (2006) 1-19.
87. Cuevas, A., M., Microstructure Characterization of Friction-Stir Processed Nickel Aluminium Bronze Through Orientation Imaging Microscopy, Thesis, Naval Postgraduate School, Master of Science in Mechanical Engineering, California, September 2002.
88. Weston, G., M., "Survey of Nickel-Aluminium-Bronze Casting Alloys on Marine Applications," Australia Dept. of Defence Report, DSTO MRL, Melbourne, Victoria, MRL-R-807, 1981.
89. Hasan, F., Jahanafrooz, A., Lorimer, G., W. ve Ridley, N., The Morphology, Crystallography, and Chemistry of Phases in As-Cast Nickel Aluminium Bronze, Metallurgical Transactions A, 13A, 8 (1982) 1337-1345.
90. Pierce, F., A., The Isothermal Deformation of Nickel Aluminium Bronze in Relation to Friction Stir Processing, Thesis, Naval Postgraduate School, Master of Science in Mechanical Engineering, California, September, 2004.
91. Hyatt, C., V., Review Of Literature Related To Microstructure Development During Laser Surface Engineering Of Nickel Aluminum Bronze, Defence Research Establishment Atlantic, March, 1997.
92. Pisarek, B., P., Effect of Annealing Time for Quenching CuAl7Fe5Ni5W2Si2 Bronze on the Microstructure and Mechanical Properties, Archives of Foundry Engineering, 12,2 (2012) 187-204.
93. Howell, P., R., On the Phases, Microconstituents and Microstructures in Nickel Aluminium Bronzes, Department of Materials Science Engineering, The Pennsylvania State University.
94. Jahanafrooz, A., Hasan, F., Lorimer, G., W. ve Ridley, N., Microstructural Development in Complex Nickel-Aluminum Bronze, Met. Trans A, 14a (1983) 1951-1956.
95. Weill-Couly, P. ve Arnaud D., Influence De La Composition Et De La Structure Des Cupro-Aluminiums Sur Leur Comportment En Service, Fonderie, 322, (1973) 123-13.
96. England, C., J., Analysis of Microstructure Refinement During Single-Pass and Multi-Pass Friction Stir Processing of NiAl Propeller Bronze, Thesis, Naval Postgraduate School, Master of Science in Mechanical Engineering, California, September 2010.



97. Brezina, P., Int. Met. Rev., 27 (1982) 77.
98. Swan, P., R. ve Warlimont, H., Acta. Met., 11 (1963) 511.
99. Cook, M., Fentiman, W., P. ve Devis, E., J. Inst. Met., 80 (1951-1952) 1364.
100. Şentürk, E., Nikel Alüminyum Bronzunun Sürtünme Karıştırma Kaynak Yöntemiyle Birleştirilebilirliğinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, K.T.Ü., Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon, 2014.
101. Michels, H., T. ve Kain R. M., “Effect of Composition and Microstructure on the Seawater Corrosion Resistance of Nickel Aluminum Bronze”, Guide to Nickel Aluminum Bronze for Engineers.
102. Aydoğdu, A., “Şekil Hatırlatmalı CuAlNi Alaşımlarındaki Martensitik Dönüşümler Üzerinde Termal Yaşlandırma Etkileri”, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi, Fizik Anabilim Dalı, 1995.
103. Saud, S., N., Hamzah, E., Abubakar, T. Ve Farahany, S., Structure-Property Relationship of Cu-Al-Ni-Fe Shape Memory Alloys in Different Quenching Media, Journal of Materials Engineering and Performance, 23,1 (2014) 255.
104. Stanciu, S., Bujoreanu, L., G., Özkal, B., Öveçoğlu, M., L. ve Sandu, A., V., Study of precipitate formation in Cu–Al–Ni–Mn–Fe shape memory alloys, Journal of Optoelectronics and Advanced Materials, 10,6, (2008) 1365,1369.
105. Yıldız, K. Ve Kok, M., Study of martensite transformation and microstructural evolution of Cu–Al–Ni–Fe shape memory alloys, Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, 115,2 (2014) 1509-1514.
106. Sieniawski, J., Ziaja, W., Kubiak, K. ve Motyka, M., Microstructure and Mechanical Properties of High Strength Two-Phase Titanium Alloys, Titanium Alloys - Advances in Properties Control, ed. Sieniawski J. ve Ziaja, W., Dept. of Materials Science, Poland, 2013.
107. Gil, F., J., Ginebra, M., P., Manero, J., M. ve Planell, J., A., Formation of a-Widmansta'tten structure: effects of grain size and cooling rate on the Widmansta'tten morphologies and on the mechanical properties in Ti6Al4V alloy, Journal of Alloys and Compounds, 329 (2001) 142–152.
108. Lutjering, G., Influence of processing on microstructure and mechanical properties of ( $\alpha + \beta$ ) titanium alloys, Materials Science and Engineering, A243 (1998) 32–45.

109. Vajpai, S., K., Dube, R., K. ve Sharma, M., Studies on the mechanism of the structural evolution in Cu–Al–Ni elemental powder mixture during high energy ball milling, J. Mater. Sci, 44 (2009) 4334–4341.
110. Özyürek, D., Tekel, S. ve Yılmaz, R., Cu-Al-Ni Alasımlarında Yaşlanmanın Aşınma Davranışı ve Elektrik İletkenliğine Etkisi, 5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu, 2009, Karabük, Türkiye.
111. Tu, J., P., Meng, U. ve Liu, M., S., Friction and wear behavior of Cu-Fe3Al powder metallurgical composites in dry sliding, Wear, 220 (1998) 72-79.
112. Kryachek, V., M. ve Shvedkov, E., L., Sintered Friction Materials Based On Aluminum Bronze, Institute of Materials Science, Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 8,10 (1969) 829-831
113. Koçak, T., Ü., Yanar, H., Pürçek, G. ve Birol, F., Bir Nikel Alüminyum Bronzu (CuAl10Ni5Fe4) İle Kalay Bronzunun (CuSn11) Sürtünme Ve Aşınma Özellikleri Açısından Karşılaştırılması, 2. Uluslar arası Demir Çelik Sempozyumu (IISS'15), 1-3 Nisan 2014, Karabük, Türkiye.
114. Izadinia, M., Dehghani, K., “Structure and properties of nanostructured Cu-13.2Al-5.1Ni shape memory alloy produced by melt spinning, Trans. Nonferrous Met. Soc., 21 (2011) 2037-2043.
115. Tan, Z., H., Guo, Zhai, W., K. ve Zhao Z., P., Tribological Characteristics Of Nickel-Aluminium Bronze CuAl10Ni5Fe4 Against 30CrMnSiA Steel After The Prior Corrosion Treatment, Applied Mechanics and Materials Vols. 201,202 (2012) 73-77.
116. Randall, M., G., Powder Metallurgy & Particulate Materials Processing. Ankara: Toz Metalurjisi Derneği, 2005.
117. Sakaguchi, Y., Harada, T. ve Kuji, T., Microstructural Studies of Nd-Fe-B Powders Produced by Gas Atomization, Mater. Sci. Eng. A, 181,82 (1994) 1232-1236.
118. Aydogdu, A., Aydogdu, Y. ve Adiguzel, O., The Influence Of Ageing On Martensite Ordering And Stabilization In Shape Memory Cu-Al-Ni Alloys, Materials Research Bulletin, 32, 5 (1997) 507-513.
119. Yıldız, K. ve Kök, M., Study Of Martensite Transformation And Microstructural Evolution of Cu–Al–Ni–Fe Shape Memory Alloys, Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, 115,2 (2014) 1509-1514.

120. Saud, S., N., Hamzah, E., Abubakar, T., Ibrahim, M., K. ve Bahador, A., Effect of A Fourth Alloying Element on The Microstructure and Mechanical Properties of Cu–Al–Ni Shape Memory Alloys, Materials Research Society, 30,14 (2015) 2258-2269.
121. Gökdemir, N., “Şekil Hatırlamalı Cu-%14,70Al-%4,72Ni Alaşımında Martensitik Dönüşümün Kristalografik ve Kinetik Özellikleri”, YL Tezi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 2006.
122. Saud, S. N., Hamzah, E., Abubakar, T., ve Farahany, S., “Structure-Property Relationship of Cu-Al-Ni-Fe Shape Memory Alloys in Different Quenching Media”, Journal of Materials Engineering and Performance, 23,1 (2014) 255.
123. Yılmaz, M., A., “CuAlni Şekil Hatırlamalı Alaşımlarda Tane Boyutunun Malzemenin Bazı Fiziksel özelliklerine Etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, Fizik Anabilim Dalı, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ocak, 2012.
124. Cava, R., D., Bolfarini, C., Kiminami, C., S., Mazzer, E., M., Filho, B., Gargarella, P. ve Eckert, J., Spray Forming of Cu–11.85Al–3.2Ni–3Mn (Wt%) Shape Memory Alloy, Journal of Alloys and Compounds, 615 (2014) 602-606.
125. Thapliyal, T. ve Dwivedi, D., K., Study of the effect of friction stir processing of the sliding wear behavior of cast NiAl bronze: A statistical analysis, Tribology International, 97 (2016) 124-135.
126. Okolo, B., Kienzler, A., Rothkirch, A., Schulze1, V., Wanner, A., ve Löhe, D., Study of the phase composition and residual stress state in cast nickel aluminium bronze alloy, 1Institute of Materials Science and Engineering, University of Karlsruhe, Germany.
127. Lv, Y., Wang, L., Xu, X. ve Lu, W., Effect of Post Heat Treatment on the Microstructure and Microhardness of Friction Stir Processed NiAl Bronze (NAB) Alloy, Metals, 5 (2015) 1695-1703.
128. Shi, Z., Sun, Y., Bloyce, A. ve Bell, T., Un-lubricated Rolling-Sliding Wear Mechanisms of Complex Aluminium Bronze Against Steel, Wear 193,2 (1996) 235-241.
129. Meigh, H., J. ve MIMechE, C., E., Resistance to Wear of Aluminium Bronzes, Copper Development Association, Chapter 10 of Cast and Wrought Aluminium Bronzes Properties, Processes and Structure, Copper Development Association , CDA Publication 126, 2000.

## ÖZGEÇMİŞ

Abdurrahim METOĞLU 1989 yılında Rize’de doğdu. 2007 yılında Sakıp Sabancı Anadolu Lisesi’ni bitirdi ve 2009 yılında Karadeniz Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği’nde lisans eğitimine başladı. 2014 yılında Karadeniz Teknik Üniversitesinden ‘Metalurji ve Malzeme Mühendisi’ ünvanı ile mezun oldu. Aynı yıl içinde K.T.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı’nda yüksek lisans eğitimine başladı. 2014 yılında başlayan ve halen devam eden TÜBİTAK araştırma ve geliştirme projesinde burslu yüksek lisans öğrencisi olarak yer almaktadır.

