KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

Fe-B BAZLI CAMSI METAL ALAŞIMLARININ ÜRETİMİ VE ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Selmine AKYOL

MART 2024
TRABZON

KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

Fe-B BAZLI CAMSI METAL ALAŞIMLARININ ÜRETİMİ VE ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Selmine AKYOL

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

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 07/02/2024
Tezin Savunma Tarihi : 06/03/2024

Tez Danışmanı : Prof. Dr. Sultan ÖZTÜRK

Trabzon 2024

ÖNSÖZ

Fe-B bazlı yumuşak manyetik özelliklere sahip camsı metal yapılı alaşımlar, modern teknolojinin birçok alanında kritik bir rol oynamaktadır. Bu alaşımların manyetik sensör uygulamaları için önemine vurgu yaparak, teknolojik gelişmelere katkı sağlayan önemli bir bileşen olduğu vurgulanmıştır. Bu malzemeler, günlük hayatımızda kullanılan birçok cihazın ve sistemlerin temelini oluşturarak, gelecekteki inovasyonlara kapı açmaktadır. Bu çalışmada düzlemsel akış yöntemi ile üretilen yüksek performanslı Fe-B esaslı yumuşak manyetik amorf şeritler üretilerek yapısal, morfolojik, manyetik ve sensör özellikleri incelenmiştir.

Tez sürecimde değerli danışman hocam Prof. Dr. Sultan ÖZTÜRK rehberliği, fikirleri ve engin tecrübesiyle çalışmamın başarılı bir şekilde tamamlanmasına önemli katkılarda bulunmuştur. Kendisine içtenlikle teşekkür ederim. Öncelikle yüksek lisansa başlamam konusunda teşvik eden ve bu süreç boyunca her alanda bilgi ve tecrübesiyle yoluma ışık tutan, her konuda desteğini gördüğüm Dr. Öğr. Üyesi Kürşat İÇİN ve Arş. Gör. Dr. Sefa Emre SÜNBÜL' e teşekkürlerimi borç bilirim. Bu çalışmanın bir parçası olduğu proje kapsamında TÜBİTAK UME' de yürütülen çalışmalarda destek olan değerli Doç. Dr. Hüseyin SÖZERİ ve Doç. Dr. Uğur TOPAL hocalarıma teşekkürlerimi sunarım. Çalışmam boyunca yan yana olduğum ve yardımlarını esirgemeyen arkadaşlarım Hacı Mehmet AYDOĞDU, Ataberk YILDIZ, Furkan ALPTEKİN ve Arş. Gör. Sümran BİLGİN' e teşekkür ederim.

Hayatımın her aşamasında sonuna kadar bana destek olan, bugünlere gelmemi sağlayan değerlilerim annem Mehtap AKYOL, babam Ömür AKYOL ve kardeşim Taha AKYOL' a tüm kalbimle teşekkür ederim. Ayrıca varlığıyla güç bulduğum, her kararımda yanımda olan ve bu süreçte elinden gelen her şeyi yapan sevgili eşim Yavuz ÜNVER' e teşekkür ederim.

Bu çalışma 218M647 numaralı TÜBİTAK ve Karadeniz Teknik Üniversitesi BAP Birimi tarafından FYL-2021-9399 numaralı projelerle desteklenmiştir. Maddi desteklerinden dolayı TÜBİTAK ve Karadeniz Teknik Üniversitesi BAP birimi çalışanlarına teşekkürlerimi sunarım.

Selmine AKYOL

Trabzon 2024

TEZ ETİK BEYANNAMESİ

Yüksek Lisans Tezi olarak sunduğum “Fe-B Bazlı Camsı Metal Alaşımlarının Üretimi ve 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. 06/03/2024

Selmine AKYOL

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖNSÖZ III
TEZ ETİK BEYANNAMESİ IV
İÇİNDEKİLER V
ÖZET VII
ŞEKİLLER DİZİNİ IX
TABLOLAR DİZİNİ XII
SEMBOLLER VE KISALTMALAR DİZİNİ XIII
1. GENEL BİLGİLER 1
1.1. Giriş 1
1.2. Manyetizma 11
1.2.1. Manyetizmanın Kaynağı 12
1.2.2. Histerezis Döngüsü 14
1.3. Manyetik Malzemeler 16
1.3.1. Sert Manyetik Malzemeler 17
1.3.2. Yumuşak Manyetik Malzemeler 19
1.3.3. Yumuşak Manyetik Malzemeler ile İlgili Terimler 24
1.4. Metalik Camlar 26
1.4.1. Metalik Camların Tarihi 26
1.4.2. Metalik Cam Kavramı 26
1.4.3. Amorf Yapının Tanımı 27
1.4.4. Metalik Camların Genel Özellikleri 28
1.4.5. Camsı Geçiş 30
1.4.6. Camlaşma Yeteneği 31
1.4.7. Cam Oluşumu İçin Gerekli Kriterler 35
1.5. Cam Oluşumu 37
1.5.1. Cam Oluşumunun Termodinamik Olarak İncelenmesi 37
1.5.2. Cam Oluşumunun Kinetik Olarak İncelenmesi 38
1.6. Fe-B Bazlı Camsı Metal Alaşımlarının Üretim Yöntemleri 41
1.6.1. Hızlı Katılaştırma 41
1.6.2. Hızlı Katılaştırma Teknikleri 43
1.6.3. Melt Spinning (Eriyik Savurma) Yöntemi 44
1.6.4. Şerit Oluşum Mekanizması 48

1.6.5. Melt Spinning Yönteminde Önemli Parametreler ve Etkileri 49
1.7. Toz Metalurjisi Yöntemi ile Fe-B Bazlı Alaşımlarının Üretim Yöntemleri 50
1.8. Literatür Özeti 51
2. YAPILAN ÇALIŞMALAR 55
2.1. Kullanılan Malzemeler 55
2.2. Vakum Ark Ergitme Sistemi 56
2.3. Alaşım Üretimi 57
2.4. Melt Spinning Düzeneği 58
2.5. Melt Spinning Cihazı ile Şeritlerin Üretimi 61
2.6. Proton Radyasyon Uygulaması 62
2.7. Karakterizasyon Çalışmaları 63
2.7.1. Şeritlerin Morfolojik İncelemeleri 63
2.7.2. Şeritlerin Faz Yapısı İncelemeleri 65
2.7.3. Şeritlerin Manyetik İncelemeleri 66
2.7.4. Sensör Özelliklerinin Belirlenmesi 67
3. BULGULAR VE TARTIŞMA 70
3.1. Düzlemsel Akış Yöntemi ile Üretilen Şeritlerin Faz Yapılarının İncelenmesi 70
3.2. Düzlemsel Akış Yöntemi ile Üretilen Şeritlerin Morfolojik İncelenmesi 74
3.3. Düzlemsel Akış Yöntemi ile Üretilen Şeritlerin Manyetik Karakterizasyonu 81
3.4. Düzlemsel Akış Yöntemi ile Üretilen Şeritlerin Sensör Karakterizasyonu 87
4. SONUÇLAR 92
5. ÖNERİLER 93
6. KAYNAKLAR 94
ÖZGEÇMİŞ

Yüksek Lisans Tezi

ÖZET

Fe-B BAZLI CAMSI METAL ALAŞIMLARININ ÜRETİMİ VE ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Selmine AKYOL

Karadeniz Teknik Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı
Danışman: Prof. Dr. Sultan ÖZTÜRK
2024, 93 Sayfa

Bu yüksek lisans çalışmasında Fe-B bazlı yumuşak manyetik özelliklere sahip camsı metal alaşımlar $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ (Fe38) ve $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ (Fe42) olmak üzere iki farklı bileşime sahip olarak düzlemsel akış döküm tekniği kullanılarak şerit formunda üretilmiştir. Uydu takip sistemlerinde sensör malzemesi olarak kullanılan bu alaşımların uzayın zorlu koşullarındaki performansını tespit etmek amacıyla proton ışınlaması uygulanmıştır. Daha sonra proton ışınlamasının şeritler üzerindeki yapısal, manyetik ve sensör performansı üzerindeki etkisi 15-30-60 kRad'a kadar ışınlama dozlarıyla incelenmiştir.

Alaşımların yapısal incelemesi X-ışını kırınım desenleri ve SEM analizleri ile gerçekleştirilmiştir. Yüzey ve toplu manyetik özellikleri araştırmak için sırasıyla bir manyetik kuvvet mikroskobu ve titreşimli numune manyetometresi kullanılmıştır. Fe38 alaşımının amorf yapısı ışınlamayla değişmezken, Fe42 alaşımında muhtemelen şeridin yerel ısınmasından dolayı bir dereceye kadar kristalleşme gözlemlenmiştir. Işınlama sonrası MFM görüntülerinde Fe38 alaşımında manyetik alanların oluşumu açıkça görülmüştür. Fe42 alaşımında ise aşırı alan büyümesi nedeniyle bu oluşum görülmemiştir. Işınlama dozunun artmasıyla birlikte her iki alaşım için de sensörlerin transfer fonksiyonlarında azalma görülürken, gürültüde ciddi oranda artış tespit edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Fe-B bazlı camsı metal alaşımlar, Proton ışınlaması, Sensör parametreleri

Master Thesis

SUMMARY

PRODUCTION OF Fe-B BASED GLASSY METAL ALLOYS AND EXAMINATION OF THEIR PROPERTIES

Selmine AKYOL

Karadeniz Technical University
The Graduate School of Natural and Applied Sciences
Metallurgical and Materials Engineering Program
Supervisor: Prof. Dr. Sultan ÖZTÜRK
2024, 93 Pages

In this master's thesis, metallic glasses with soft magnetic properties based on Fe-B, namely $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ (Fe38) and $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ (Fe42), have been produced in strip form using the planar flow casting technique. These alloys, utilized as sensor materials in satellite tracking systems, were subjected to proton irradiation to assess their performance under the challenging conditions of space. Subsequently, the impact of proton irradiation on the structural, magnetic, and sensor performance of the strips was investigated with irradiation doses from 15 to 30 to 60 kRad. The structural analysis of the alloys was conducted through X-ray diffraction patterns and SEM. For the investigation of surface and bulk magnetic properties, a magnetic force microscope and a vibrating sample magnetometer were employed. While the amorphous structure of the Fe38 alloy remained unchanged with irradiation, a degree of crystallization was observed in the Fe42 alloy, likely due to local heating of the strip. The formation of magnetic domains in Fe38 alloy was clearly observed in MFM images after irradiation, whereas this formation was not observed in Fe42 alloy due to excessive domain growth. As the irradiation dose increased, a decrease in the transfer functions of sensors was observed for both alloys, accompanied by a significant increase in noise.

Key Words: Fe-B based metallic glass alloys, Proton irradiation, Sensor parameters

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa No

Şekil 1. Küresel çapta üretilen yumuşak manyetik malzemelerin pazarı (Fiorillo, Bertotti et al. 2016) 4

Şekil 2. Tipik yumuşak manyetik malzemeler için manyetik doygunluk ve koersivite (manyetik zorlayıcılık) değerleri 5

Şekil 3. Elektron hareketi, dönme momenti ve yörünge momentinin şematik gösterimi 13

Şekil 4. Histerezis döngüsü 16

Şekil 5. Yumuşak ve sert manyetik malzemelerin tipik histerezis eğrisi 17

Şekil 6. Sert manyetik malzemede üretilen maksimum enerjinin gösterimi 18

Şekil 7. Yumuşak manyetik malzemelerin Weiss alanlarının gösterimi 20

Şekil 8. Bloch duvarının tanımı ve iki bitişik Weiss alanı arasındaki manyetik momentlerin geçişi 20

Şekil 9. Weiss alanlarının mıknatıslanma yönündeki değişikliklerin açıklaması. Soldan sağa gösterilen şekilde harici manyetik alan kuvveti H artar 21

Şekil 10. Genel bir yumuşak manyetik malzemenin mıknatıslanma eğrisinin tanımı 22

Şekil 11. Amorf ve kristal yapının dizilimin şematik gösterimi 28

Şekil 12. Kristalli ve kristalli olmayan (metalik cam) malzemelerin özelliklerinin sıcaklıkla değişimi (Hair 1988) 30

Şekil 13. Bir metalin/alaşımın bir sıvıdan soğutulması sırasındaki hacminin sıcaklığa bağlı olarak değişimi (Kaplan 2022) 33

Şekil 14. Kristalleşme başlangıcının zaman-sıcaklık dönüşüm (TTT) diyagramı (Kaplan 2022) 34

Şekil 15. Fe-Co faz diyagramı 37

Şekil 16. $Zr_{46.75}Ti_{8.25}Cu_{7.5}Ni_{10}B_{27.5}$ amorf metal alaşımının sıcaklık-viskozite değişimi (Wang, Dong and Shek 2004) 40

Şekil 17. Farklı cam oluşturucu sıvıların viskozitelerinin karşılaştırması (Wang, Dong and Shek 2004) 41

Şekil 18. Melt spinning (düzlemsel akış) tekniğinin şematik görünümü 45

Şekil 19. Twin roll melt spinning (İkiz silindirli eriyik eğirme) tekniğinin şematik görünümü 47

Şekil 20. Vakum ark ergitme cihazı. a) Fotoğraf görüntüsü, b) Şematik resmi (1: Paslanmaz çelik gövde, 2: Güç ünitesi (jeneratör), 3: Vakum pompası, 4: Kontrol panosunun elektrik aksanı, 5: Kontrol ünitesi, 6: Körük, 7: Elektrot hareket tekerleği, 8: Aydınlatma pen 57

Şekil 21. Ark ergitme sistemi ile üretilen Fe-B bazlı ingot alaşım 58
Şekil 22. Melt spinning cihazı ünitesi 60
Şekil 23. Döküm potasının yakından görüntüsü 60
Şekil 24. Melt spinning ile üretilen şerit görüntüsü 62
Şekil 25. Proton radyasyon uygulaması cihazı 63
Şekil 26. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) 64
Şekil 27. Atomik kuvvet mikroskobu (AFM) 65
Şekil 28. X-ışınları diffraktometresi (XRD) 66
Şekil 29. Titreşimli örnek manyetometresi (VSM) cihazı 67
Şekil 30. Şerit + kasnak hazırlık aşamaları 68
Şekil 31. a) Üzerine bobin sarılan şerit + kasnak ve dikdörtgen kasnak üzerine sarılan algılayıcı bobin b) Ölçüm düzeneği 69
Şekil 32. $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritlere ait X-ışını kırınım deseni 72
Şekil 33. $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritlere ait X-ışını kırınım deseni 73
Şekil 34. $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritlere ait proton ışınlanması öncesi ve sonrası X-ışını kırınım deseni 73
Şekil 35. $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritlere ait proton ışınlanması öncesi ve sonrası X-ışını kırınım deseni 74
Şekil 36. $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ alaşım şeritlere ait proton ışınlanması öncesi ve sonrası SEM görüntüleri 75
Şekil 37. $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritlere ait proton ışınlanması öncesi ve sonrası SEM görüntüleri 76
Şekil 38. $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ alaşım şeritlerine ait proton ışınlanması öncesi ve sonrası AFM görüntüleri 78
Şekil 39. $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ alaşım şeritlerine ait proton ışınlanması öncesi ve sonrası AFM görüntüleri 79
Şekil 40. $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ alaşım şeritlerine ait proton ışınlanması öncesi ve sonrası MFM görüntüleri 80
Şekil 41. $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ alaşım şeritlerine ait proton ışınlanması öncesi ve sonrası MFM görüntüleri 81
Şekil 42. $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritlere ait proton ışınlamasından önce ve sonra zorlayıcılıktaki (H_c) ve doyma mıknatıslamasındaki (M_s) değişim 84
Şekil 43. $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritlerin proton ışınlamasından önce ve sonra histerezis döngüleri 85
Şekil 44. $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritlere ait proton ışınlamasından önce ve sonra histerezis döngüleri 86
Şekil 45. $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritlerin proton ışınlamasından önce ve sonra zorlayıcılıktaki (Hc) ve doyma mıknatıslamasındaki (Ms) değişimi 87

Şekil 46. Fe38 ($Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$) şeridinin sensör özellikleri. Sol sütun: Uyarma frekansı ve V_{2f} sinyal gücü. Orta sütun: Harici dc manyetik alan ve V_{2f} sinyal gücü. Sağ sütun: Sensörlerin gürültü spektrumu. 90

Şekil 47. Fe42 ($Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$) şeridinin sensör özellikleri. Sol sütun: Uyarma frekansı ve V_{2f} sinyal gücü. Orta sütun: Harici dc manyetik alan ve V_{2f} sinyal gücü. Sağ sütun: Sensörlerin gürültü spektrumu. 91

TABLOLAR DİZİNİ

Sayfa No

Tablo 1. Yumuşak manyetik malzemeler ve oda sıcaklığında bazı temel manyetik parametrelerin tipik değerleri (Fiorillo, Bertotti et al. 2016) 24

Tablo 2. Kristal yapılı ve amorf yapılı alaşımların genel özelliklerinin karşılaştırılması 29

Tablo 3. Üretimi gerçekleştirilen $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritin kimyasal kompozisyonu 55

Tablo 4. Üretimi gerçekleştirilen $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritin kimyasal kompozisyonu 56

Tablo 5. Fe38 ve Fe42 alaşımlı şeritlerin ışınlama öncesi ve sonrası yüzey özellikleri 77

Tablo 6. Fe38 ve Fe42 alaşımlı şeritlerin ışınlama öncesi ve sonrası manyetik paremetreleri 83

SEMBOLLER VE KISALTMALAR DİZİNİ

Fe : Demir

Co : Kobalt

B : Bor

Mo : Molibden

B : Bor

Cu : Bakır

J: Manyetik polarizasyon

J_s: Doygunluk polarizasyon

μ_o: Geçirgenlik

R_c: Kritik soğuma hızı

T_x: Kristalleşme sıcaklığı

T_m: Erime sıcaklığı

T_g: Camsı geçiş sıcaklığı

T_{rg}: İndirgenmiş camsı geçiş sıcaklığı

ΔH_{tr}: Dönüşüm entalpisi

$T\Delta S_{tr}$: Dönüşüm entropisi

H_c : Koersivite

B_r : Kalıcı mıknatıslık

B: Manyetik akı yoğunluğu

$(BH)_{maks}$: Maksimum enerji ürünü miktarı

H : Manyetik alan şiddeti

M : Manyetizasyon

μm : Mikrometre

nm : Nanometre

mm : Milimetre

Oe : Oersted

K : Kelvin

T: Sıcaklık

1. GENEL BİLGİLER

1.1. Giriş

Günümüzde toplum, her geçen gün artan bir hızla yenilikçi malzemelere duyduğu ihtiyaçla şekillenmektedir. Teknolojik ve endüstriyel gelişmeler, yaşam tarzlarımızı dönüştürmekte ve çeşitli sektörlerin ihtiyaçlarına hızla yanıt verilmesini gerektirmektedir. Yenilik, malzeme bilimi alanında yapılan araştırmalarda, mühendislik çözümlerinde ve ürün geliştirmede anahtar bir unsur haline gelmiştir. Yeni malzemelerin keşfi ve tasarımı, enerji üretiminden sağlık sektörüne, ulaşımdan elektronik cihazlara, havacılık, uzay ve savunma sanayisine kadar geniş bir yelpazede etkiler yaratmaktadır. Bu bağlamda, toplumun sürekli değişen ihtiyaçlarına uyum sağlamak ve geleceğin zorluklarına çözümler sunmak adına yenilikçi malzemelere olan talep her geçen gün artmaktadır. Bu girişim malzeme bilimcileri, mühendisler ve araştırmacılar için büyük bir sorumluluk getirirken aynı zamanda ileri düzey teknolojilerin ve sürdürülebilir çözümlerin kapılarını aralamaktadır. Bu bağlamda, yenilikçi malzemeler, toplumun karşılaştığı karmaşık sorunlara çözümler sunmak ve ilerlemenin önünü açmak adına stratejik bir öneme sahiptir.

Yenilikçi malzemeler arasında en dikkat çeken malzeme gruplarından birisi ise manyetik malzemeler olmuştur. Manyetik malzemeler, uygulanan manyetik alana tepki olarak mıknatıslanma ve duyarlılık gibi manyetik özellikler sergileyen malzemelerdir. Bunlar demir, nikel, kobalt gibi malzemeleri ve bunların alaşımlarını ayrıca bazı seramikleri ve polimerleri içermektedir. Manyetik malzemeler, çağdaş teknolojinin temel taşlarından birini oluşturan heyecan verici, geleceğe yön veren ve doğalarındaki kendine has özellikleri ile bilim dünyasında büyük bir ilgi odağı olan malzeme sınıfı haline gelmiştir. Doğalarında gizem barındıran bu malzemeler, elektrik ve manyetizma arasındaki derin bağlantıları ortaya koymakta ve birçok ilginç fenomeni içermektedir. Manyetik malzemelerin özellikleri, elektrik akımlarının oluşturduğu manyetik alanlarla etkileşimleriyle belirlenir ve bu özellikleri sayesinde bir dizi pratik uygulama için uyarlanabilir hale gelmişlerdir. Hem endüstriyel süreçlerde hem de günlük yaşantımızda kullandığımız birçok cihazın temelinde yatan prensipleri yönlendiren manyetik malzemeler, bilim dünyasında sürekli keşiflere ve teknolojik ilerlemelere ilham vermişlerdir. Bu giriş, manyetik malzemelerin dünyasına bir pencere açarak bu malzemelerin geniş uygulama alanlarını ve bilimsel merak uyandıran özelliklerini keşfetmeye davet etmektedir.

Manyetik malzemeler, insanlık tarihinde uzun bir evrim geçirmiş ve kullanıldığı dönemlerden günümüze kadar çeşitli gelişmeler kaydetmiştir. İlk olarak pusulanın keşfiyle ortaya çıkan manyetik özellikler, denizcilik ve keşif yolculuklarını kolaylaştırmıştır. Ancak, manyetizma konusundaki bilgi ve uygulamalar, zamanla derinleşmiş ve genişlemiştir. Yüzyılın başlarından itibaren, manyetik malzemelerin endüstriyel uygulamalarda kullanımı hızla artmıştır. Elektrik ve manyetizma alanındaki teorik gelişmeler, malzeme bilimine ve manyetik malzemelerin özelliklerinin daha iyi anlaşılmasına yönlendirmiştir. Bu dönemde, manyetik alaşımların üretimi üzerine yapılan çalışmalar, teknolojik ilerlemeleri destekleyerek bir dizi yenilikçi uygulamayı mümkün kılmıştır. Nano ölçekte malzeme tasarımı, süperiletkenlik gibi özelliklerin keşfi ve manyetik alan kontrol teknolojilerindeki ilerlemeler, manyetik malzemelerin kullanım alanlarını genişletmiş ve daha etkili çözümler sunulmasını sağlamıştır. Bu evrim, manyetik malzemelerin tarih boyunca geçirdiği önemli aşamalara ışık tutmaktadır.

İlk olarak, Hans Christian Orsted'in 1820'de manyetizmanın elektrik akımlarıyla ilişkisini gösteren deneyleri, elektrik ve manyetizma arasındaki temel bağlantıyı ortaya koymuştur. Michael Faraday'ın elektromanyetik indüksiyon teorisi ve James Clerk Maxwell'ın elektromanyetizma denklemleri de manyetizmanın matematiksel bir temelini oluşturarak bu alandaki bilgimizi genişletmiştir. Bununla birlikte, manyetik malzemelerin doğası ve nasıl oluştuğu konusundaki anlayışımız, elektronların içsel özellikleri ve atomaltı parçacıkların davranışları hakkındaki çalışmalar ile daha da gelişmiştir. Sonuç olarak, manyetik malzemelerin ortaya çıkışı, elektromanyetizma, atomaltı fizik ve malzeme bilimi alanlarındaki bilimsel gelişmelerin birleşimiyle şekillenmiştir. Bu keşifler, manyetik malzemelerin hem temel bilimde hem de çeşitli uygulama alanlarında nasıl kullanılabileceği konusunda önemli bir temel oluşturmuştur.

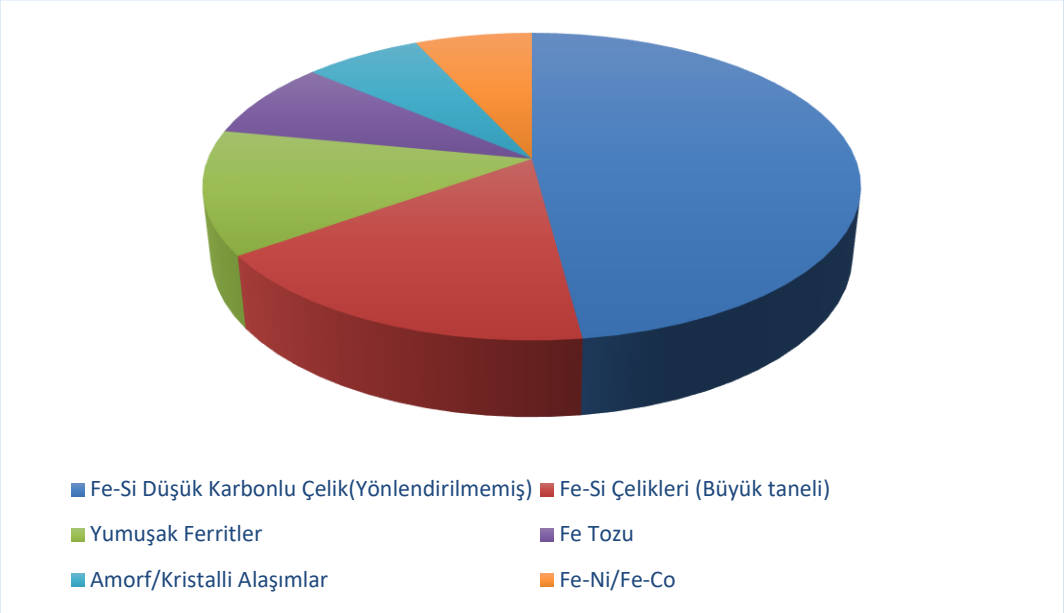
Manyetik malzemeler, günlük yaşantımızda birçok yerde kullanılmaktadır. Günümüzde, manyetik malzemelerin geniş bir yelpazede kullanımı, elektronik cihazlardan sağlık sektörüne, enerji üretiminden endüstriyel uygulamalara kadar pek çok alanda yaygın olarak görülmektedir. Bu geniş kullanım alanları, manyetik malzemelerin benzersiz özellikleri ve fonksiyonları sayesinde ortaya çıkmıştır. Elektrik motorları, jeneratörler, transformatörler, bilgisayarlar, telefonlar, televizyonlar ve manyetik depolama cihazlarında manyetik malzemelerin özelliklerinden yararlanmaktadır. Bu örnekleri genişletmek ve açmak gerekirse, manyetik depolama cihazları, bilgi depolama ve erişiminde kullanılan temel bileşenlerden biridir ve bu teknoloji büyük miktarda verinin hızlı ve güvenilir bir

şekilde saklanabilmesini sağlamaktadır. Benzer şekilde sağlık sektöründe manyetik rezonans görüntüleme (MRG) teknolojisi, manyetik malzemelerin önemli bir kullanım alanını oluşturmaktadır. MRG cihazları, vücut içindeki dokuları ayrıntılı bir şekilde görüntüleyebilmek için manyetik alanların etkileşimini kullanır. Bu teknoloji, teşhis ve tedavi süreçlerinde önemli bir rol oynamaktadır. Enerji sektöründe ise manyetik malzemelerin kullanımı, elektrik üretiminden enerji depolamaya kadar geniş bir yelpazede yer almaktadır. Elektrik jeneratörlerinde, transformatörlerde, rüzgar türbinlerinde ve elektrikli araçlarda manyetik malzemelerin özelliklerinden faydalanılır. Endüstriyel uygulamalarda ise manyetik malzemelerin mükemmel mıknatıslanma özellikleri, çeşitli makinelerin ve cihazların performansını artırmada kullanılır. Manyetik malzemelerin mühendislik alanındaki uygulamaları, endüstriyel süreçlerin verimliliğini ve dayanıklılığını artırarak üretim süreçlerine önemli katkılarda bulunmaktadır. Bu bağlamda, toplumun manyetik malzemelere olan ihtiyacı, teknolojik gelişmeler, endüstriyel talepler ve sağlık alanındaki ilerlemeler gibi faktörlerin birleşimiyle şekillenmiştir. Manyetik malzemeler, modern yaşamın vazgeçilmez bir parçası haline gelmiş ve birçok sektördeki günlük işleyişin temelini oluşturmuştur.

Manyetik malzemeler, sert ve yumuşak olmak üzere geniş bir sınıflandırmaya tabi tutulurlar ve bu sınıflandırma malzemelerin manyetik özellikleri ve uygulama alanları üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Sert manyetik malzemeler, genellikle yüksek koersitiviteye (manyetik direnç) sahip olan ve kalıcı mıknatıs uygulamaları için uygun olan malzemelerdir. Bu malzemeler, genellikle sabit mıknatısların oluşturulmasında kullanılır ve endüstriyel uygulamalarda, manyetik depolama sistemlerinde ve elektromıknatıslarda bulunabilirler. Öte yandan, yumuşak manyetik malzemeler ise düşük koersitiviteye sahiptir ve manyetik alanlara daha hızlı tepki gösterirler ve manyetik momentlerini kolayca yeniden hizalayabilen özel malzemelerdir. Bu özellikleri, genellikle enerji dönüşümü ve elektriksel cihazlarda kullanılmalarını sağlar. Yumuşak manyetik malzemelerin temel avantajı, harici bir manyetik alanın etkisi altında kolayca manyetize olabilme ve aynı şekilde hızlı bir şekilde demanyetize olabilme yetenekleridir. Bu özellikler, özellikle transformatörler, endüktörler, manyetik sensörler ve elektrik motorları gibi uygulamalarda istenilen manyetik davranışın elde edilmesini sağlamaktadır.

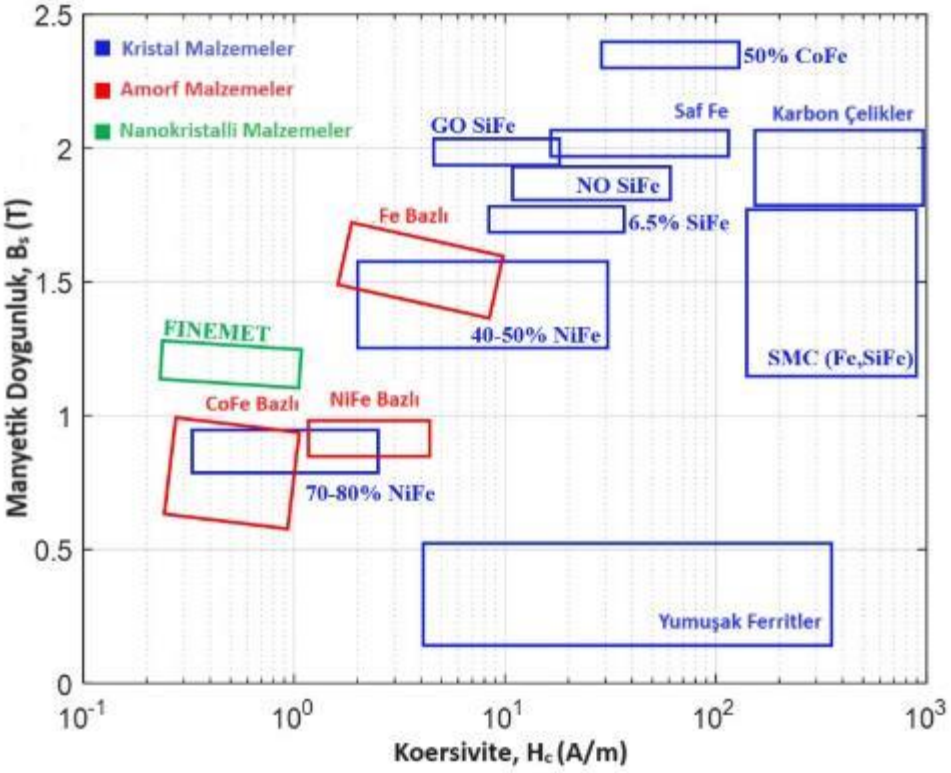
Yumuşak manyetik malzemelerin küresel çaptaki pazarı Şekil 1’ de gösterilmiştir. Yumuşak manyetik malzemeler, 2015 yılında 20 milyar dolar civarında bir pazara ve %5 civarında yıllık büyüme oranına sahip olup günümüzde ise özelliklerin anlaşılması,

üretilmesi ve karakterizasyonunda her geçen gün gelişmeler gösteren önemli bir endüstriyel ürün haline gelmiştir (Fiorillo, Bertotti et al. 2016).



Şekil 1. Küresel çapta üretilen yumuşak manyetik malzemelerin pazarı (Fiorillo, Bertotti et al. 2016)

Şekil 2’ de en yaygın olarak kullanılan yumuşak manyetik malzemelerin manyetik doygunluk ve koersivite açısından manyetik özelliklerine genel bir bakış sunulmaktadır. Manyetik alan ve koersivite, bu malzemelerin performansını değerlendirmede kritik faktörlerdir. Manyetik alan gücü, malzemenin dış bir manyetik alana nasıl tepki verdiğini belirtirken yüksek manyetik alan gücü, malzemenin güçlü bir manyetik alana etkin bir şekilde yanıt verdiğini gösterir. Düşük koersivite, malzemenin hızla manyetik alan değişikliklerine uyum sağlama yeteneğini göstermektedir. Bu özellikler, özellikle manyetometreler gibi uygulamalarda önemlidir, çünkü hassas manyetik ölçümler gerektiren cihazların performansını doğrudan etkilerler. Malzemeler arasındaki bu özelliklerin farklılık göstermesi, belirli uygulamalara yönelik optimize edilmiş manyetik malzeme seçimine olanak tanır.



Şekil 2. Tipik yumuşak manyetik malzemeler için manyetik doygunluk ve koersivite (manyetik zorlayıcılık) değerleri

Metalik sıvı malzemeler, düşük soğutma oranları (1 K/s gibi) ile soğutulduğunda periyodik atom dizilimine sahip kristal yapının oluştuğu bilinmektedir. 1960'lı yıllarda ise metalik sıvıların 10^6K/s gibi yüksek soğuma hızları ile soğutulduğunda düzensiz atomik yapının (amorf) oluştuğu keşfedilmiştir. Bu tarihten sonra yenilikçi amorf alaşımların üretimi, karakterizasyonu ve hızlı katılaştırma tekniklerinin geliştirilmesi konusunda çalışmalar genişlemiştir. Camsı metal manyetik malzemeler ise üstün özellikleri ile dikkat çekerler. Bu özel malzemeler, amorf yapılarından kaynaklanan bir dizi avantajla manyetik uygulamalarda geniş bir kullanım alanına sahiptir. Camsı metal manyetik malzemelerin en önemli özelliklerinden biri, yüksek manyetik doygunluk kapasitesidir. Bu, malzemenin birim hacimde depolayabileceği maksimum manyetik enerjiyi ifade etmektedir. Ayrıca, camsı metal manyetik malzemeler genellikle düşük manyetik kayıplarla karakterize edilirler. Düşük manyetik kayıplar, malzemenin manyetik enerjiyi depo ve serbest bırakma yeteneğini artırır, bu da özellikle frekanslı manyetik alanlarda kullanıldığında avantaj sağlamaktadır. Bu özellik, radyo frekansı transformatörlerinden yüksek frekanslı endüktörler ve manyetik sensörlere kadar bir dizi uygulama için önemlidir. Camsı metal manyetik malzemeler aynı

zamanda mükemmel manyetik geçirgenliğe sahiptirler. Bu, malzemenin manyetik akıyı etkili bir şekilde iletebilme yeteneği anlamına gelir.

Yukarıda detaylıca bahsedildiği üzere, amorf yapılı manyetik malzemelerin üstün özelliklere sahip olmasının nedeni geleneksel kristal yapıya sahip olan alternatiflerine kıyasla atomik düzenin rastgele ve düzensiz olduğu özel yapılarından kaynaklanmaktadır. Bu yapının sağladığı avantajlar, bahsedildiği üzere özellikle manyetik özellikler açısından dikkate değerdir. Sonuç olarak, amorf yapılı manyetik malzemeler çeşitli endüstriyel uygulamalarda çeşitli avantajlar sunmaktadır. Amorf yapılı manyetik malzemelerin benzersiz özellikleri, gelecekte daha geniş bir uygulama alanına sahip olabileceklerine dair umutları artırmaktadır.

Nanokristalli demir bazlı camsı metal alaşımlar ise yumuşak manyetik özelliklere sahip olmaları nedeniyle 1988'de keşfedildikleri tarihten itibaren yoğun bir şekilde bilimsel araştırmalara konu olmuştur (Yoshizawa, Oguma and Yamauchi 1988). Bu alaşımların olağanüstü özelliklerinin kaynağı iki fazlı mikro yapılarından kaynaklanmaktadır. Fe açısından zengin ferromanyetik nanokristalin parçacıklar, artık amorf matris içinde eşit şekilde dağılmış şekilde bulunmaktadır. Demir bazlı yumuşak manyetik malzemeler temel olarak üç tipe ayrılır (Öztürk, İçin et al. 2020). Bunlardan ilki kimyasal bileşimi $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ olan ve ticari adı Finemet olarak bilinen malzeme manyetik geçirgenliği en yüksek olan alaşımlardır (Yoshizawa, Oguma and Yamauchi 1988). Benzer bir komposizyon $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{15.5}B_7$ Vitroperm adı ile bilinmektedir. Nanoperm ise bir başka ticari yumuşak manyetik alaşım olup Suzuki vd. (1990) tarafından Fe-Zr-B alaşımı olarak aynı yöntemle üretilmiştir ve en iyi manyetik özellikler $Fe_{84}Zr_{3.5}Nb_{3.5}B_8Cu_1$ bileşimine sahip malzemede elde edilmiştir (Makino, Hatanai et al. 1997). Yüksek manyetik doygunluk sergiledikleri bilinmektedir. Yakın zamanlarda keşfedilen (Fe,Co)-M-B-Cu (M=Zr, Nb, Hf) nanokritalli alaşımların ise doyum mıknatıslanmalarının 1.6 T'dan büyük olduğu ve Curie sıcaklıklarının 1240 K den yüksek olduğu görülmüştür (Willard, Laughlin et al. 1998). Bu alaşımlar Hitperm olarak bilinir ve yumuşak manyetik alaşımların yüksek sıcaklıklardaki uygulamaları için uygundur. Bütün bu alaşımlar, malzemenin kristalleşme sıcaklığına yakın bir sıcaklıkta ısıl işleme tabi tutularak amorf yapıdan nanokristalli yapıya geçiş yaparlar. Her bir elementin malzeme özelliklerine ayrı bir etkisi bulunmaktadır. Şerit formunda üretilen bu alaşımlar, transformatör nüvelerinde, manyetik alan perdelenmesinde ve manyetik alan sensörü olarak kullanılmaktadır.

Yumuşak manyetik alaşımların en önemli uygulamalarından birisi yüksek manyetik geçirgenliğe (>100 000) sahip olmalarından dolayı fluxgate manyetometrelerinde manyetik alan sensörü olarak kullanılabilmeleridir. Bu tür manyetometreler, bildiğimiz Hall etkisi prensibi ile çalışan manyetik alan ölçerlere kıyasla oldukça yüksek hassasiyete sahiptirler. Aynı zamanda, bu özellikleri sayesinde manyetik alanın hem değerini hem de yönünü tespit edebilmektedirler. Fluxgate manyetometreler, haberleşme ve gözetleme uydularında yer alan en önemli sensörlerden biridir. Uydunun fırlatma ve yörüngeye oturma sırasında çalışan tek sensörüdür ve çok kritik bir görevi olduğundan her uyduda iki adet bulunmaktadır. Manyetik alan bilgisi sürekli olarak okunarak uydunun dünyaya olan uzaklığı belirlenir ve istenilen mesafede yörüngeye oturtulması sağlanır. Fluxgate manyetometrelerin en önemli ve kritik parçası ise sensör elamanı olarak kullanılan yumuşak manyetik alaşımlarıdır. Bu alaşımların belirli özelliklere sahip olması gerekmektedir. Bu özellikler arasında düşük koersivite, düşük manyetizasyon, yüksek Curie sıcaklığı, M-H histerezis eğrilerinin şekli, malzemenin yüksek frekanslardaki manyetik geçirgenliği bulunmaktadır ve bunlar manyetometrenin performansını etkileyen önemli unsurlardır. Yukarıda bahsi geçen Finemet, Nanoperm, Hitperm alaşımları fluxgate manyetometrelerde yaygın olarak kullanılmaktadır (Öztürk, İcin et al. 2019). Ancak, özel uygulamalara ve ihtiyaçlara yönelik manyetometreler için bu ticarileşmiş standart ürünler yeterli olmamaktadır. Bu nedenden dolayı, son 30 yıldır bu malzemelerin manyetik, mekanik özelliklerinin anlaşılması için yoğun çalışmalar yapılmaktadır. Diğer bir taraftan ise yeni malzeme arayışları devam etmektedir.

Çağımızda, enerji verimliliğinin arttırılması ve enerji tasarrufunun küresel bir sorun haline gelmesiyle birlikte, yüksek doygunluk mıknatıslanmasına ve iyi mekanik özelliklere sahip Fe bazlı yumuşak manyetik amorf alaşımların geliştirilmesine yönelik güçlü bir talep olmuştur. Fe-metaloid amorf alaşımların üstün yumuşak manyetik özellikler (daha düşük zorlayıcılık, daha yüksek geçirgenlik ve daha düşük çekirdek kaybı gibi) sergilediği bilinmektedir. İyi yumuşak manyetik özellikler, amorf fazda kristal manyetik anizotropinin ve tane sınırlarının bulunmamasından kaynaklanmaktadır. Benzersiz yapıya, iyi mekanik özelliklere ve üstün manyetik özelliklere sahip Fe bazlı yumuşak manyetik amorf alaşımların geliştirilmesi, ortaya çıkan çeşitli bilim ve mühendislik teknolojilerinde büyük ilgi görmüştür. Geçtiğimiz yıllarda, amorf yumuşak manyetik alaşımlar üzerine çok sayıda çalışma yürütülmüş ve çeşitli Fe bazlı amorf alaşım türleri geliştirilmiştir. Örneğin, Metglas 2605SA1 ticari markasına sahip Fe-Si-B amorf alaşımı, 1,56 T'lik yüksek doygunluk

mıknatıslaması, yüksek geçirgenlik ve son derece düşük çekirdek kaybı (M3 Si sınıfı çeliğin çekirdek kaybının %40'ı) gösterir. Fe-B-Si sistemine ek olarak Fe-B-C, Fe-B-P, Fe-Si-C ve Fe-Si gibi çeşitli alaşım sistemlerinde Fe bazlı amorf alaşımlar sentezlenmiştir. Böylelikle en iyi yumuşak manyetik amorf malzemeler geliştirmeyi amaçlamaktadır (Wu 2019). Fe bazlı amorf alaşımlar, yalnızca amorf metalik malzemelerle ilişkisiyle mükemmel özelliklere sahip olmakla kalmaz, aynı zamanda ucuz olması, erişimi ve işlenmesi kolay olma avantajına da sahiptir. Aynı zamanda Fe bazlı amorf alaşımlar, manyetik alaşımların üretimi için mükemmel adaylardır

Tüm bu bilgilerden sonra, yapılan tez çalışması kapsamında seçilen alaşım gruplarından birincisi Cu ve Co katkılı Fe-B bazlı alaşımlardır. Bir başka deyişle Cu katkılı ikili Fe-B alaşımı ve üçlü (Fe,Co)-B grubudur. Üzerinde çalışılan bir diğer alaşım ise HITPERM alaşımıyla benzer içeriğe sahip olup (Fe,Co)-Mo-Cu-B formundadır. Metalik cam alaşımlarda her bir elementin malzeme özellikleri üzerine farklı bir etkisi/katkısı vardır.

Bilindiği üzere Fe ve Co ferromanyetik elementler olup malzemeye manyetik özellik kazandırmaktadır. Fe'in yerine Co elementi katkılayarak doyum mıknatıslanması arttırılması hedeflenmiştir. Kobalt, Curie sıcaklığını ve demirin doygunluk manyetizasyonunu önemli ölçüde artıran tek alaşım elementidir. Yaklaşık %30 ila %50 Co alaşımlarının tümü, demirden yaklaşık %10 daha yüksek oda sıcaklığında doygunluk manyetizasyonuna ve 1000°C'nin hemen altında bir HMK' den YMK'ye faz dönüşümü ile sınırlı Curie sıcaklıklarına sahiptir. Düşük kobalt içerikli alaşımlar ise daha az yumuşak manyetik özelliklere sahiptirler. Ama bu alaşımlar daha az maliyetlidir. Fe elementine Co ikamesi ile, Fe-Co alaşımları en yüksek doygunluk manyetizasyonunun ve/veya yüksek bir Curie noktasının önemli olduğu yerlerde kullanılmaktadır (Cullity and Graham 2011).

Az miktarda Cu ilavesiyle yeni bir Fe-B ve Fe-Si-B bazlı alaşım serisi Ohta ve Yoshizawa tarafından rapor edilmiştir (Ohta and Yoshizawa 2007). Ferromanyetik element içeriğinin artması ve kısmi kristalizasyondan sonra küçük tanecik boyutlarının birleşik etkisi, zorlayıcı alanın nispeten düşük değerlerini korurken doygunluk manyetik indüksiyonunda belirgin bir artışa yol açmıştır. Bu gelişme, orijinal olarak amorf yumuşak manyetik malzemeler olarak tasarlanan ikili ve üçlü alaşımların kristalleşme davranışı ve manyetik özellikleri üzerine Cu ilavesinin incelenmesine olan ilgiyi yeniden arttırmıştır. Bir miktar Fe yerine Co'nun ikame edilmesinin, ikili Fe-B amorf alaşımlarında doygunluk manyetik indüksiyonunu arttırdığı ve manyetik alan tavlaması üzerine indüklenen manyetik anizotropinin ve histerezis döngülerinin şeklinin daha iyi kontrol edilmesine yol açtığı iyi

bilinmektedir. Öte yandan, az miktarda Cu içeren Fe bazlı amorf alaşımlarda Fe atomlarının Co ile ikame edilmesi, nanokristalizasyon işlemi için büyük önem taşıyan Cu ile zenginleştirilmiş kümelerin yoğunluk sayısının azalmasına neden olabilir (Marcin, Klinda et al. 2010). Fe-B bazlı malzemeye çok düşük miktarlarda Cu katkılayarak malzemenin koersivite alanının ciddi bir oranda azaldığını ve nanokristal yapının arttığını göstermişlerdir. Bunun sonucu olarak da doyum mıknatıslanmasının arttığı rapor edilmiştir. Manyetik özellikleri bakımından en iyi Cu oranı %1-1.5 aralığında belirlenmiştir (Sunbul, Akyol et al. 2023). Bu çalışmada, belirlenen optimum Cu ortanı ile Fe ve Co elementleri oranı değiştirilerek en yüksek M_s ve en düşük H_c değerleri elde edilmesi hedeflenmiştir.

Fe bazlı alaşım sistemine bor katkılanmasıyla, bor miktarı arttıkça, malzemenin Curie sıcaklığının arttığı ve nanokristalli yapıların azaldığı bilinmektedir (Conde, Conde et al. 2006). Yani, B elementi amorf yapı oluşumunu kolaylaştırmaktadır. Fe-B bazlı alaşımlarının bir diğer önemli avantajı ise bor elementinin bol miktarda bulunması ve nadir toprak elementlerine göre daha ucuz olmasından dolayı üretim maliyetini büyük miktarda düşürmesidir. Azalan nanoyapılar doyum mıknatıslanmasının azalmasına yol açmaktadır. Ek olarak, bir malzemenin çok düşük koersivite değerine sahip olması çok iyi sensör malzemesi olacağı anlamına gelmemektedir. Yumuşak manyetik özellikli bir alaşımın fluxgate manyetometre de iyi bir performans gösterebilmesi için yüksek frekanslarda da manyetik akı geçirgenliğinin (permeability) yüksek olması gerekmektedir. Çünkü, sensörün çalışabilmesi için manyetik şerit malzemesine kHz mertebesinde bir AC sinyal uygulanır ve bu sinyalin genliği gerekmektedir. Bu konuda araştırma yapan Makino vd. (2003), $Fe_{94-x}Nb_6B_x$ alaşım sisteminde yumuşak manyetik özellikleri en iyi kompozisyonu elde etmek için çalışmış bunun sonucunda ise tam olarak camsı fazın oluşabilmesi için gerekli B miktarının en az %10.5 olması gerektiği saptanmıştır (Makino, Bitoh et al. 2003). Sonuç olarak, alaşım içerisinde bor oranı kritiktir. Seçilen iki alaşım grubu için B miktarını %15-17 arasında belirlenmiş ve optimum değer olarak tespit edilmiştir Literatüre bakıldığında bu alaşım gruplarında (Fe,Co)-B-Cu ve Fe-B-Cu yayın sayısının oldukça az olduğu ve manyetik alan sensörü olarak performansları ile ilgili yayın ise görülmemektedir. Dolayısıyla yapılan bu çalışma literatüre önemli bir katkı sağlayacaktır.

Yukarıda belirtildiği üzere, çalışılan bir diğer alaşım grubu (Fe,Co)-Mo-Cu-B formundadır. Bu alaşım grubunda, diğerinden farklı olarak Fe-Co yerine belirlenen oranda (%8) Mo elementi ilave edilmiştir. Literatüre bakıldığında Mo elementinin, malzemenin koersive alanını düşürdüğü rapor edilmiştir. Mo elementi kristalleşmeyi engelleyerek

istenilen özelliklerde bir yapı oluşmasını kolaylaştırmaktadır (Grigoras, Lostun et al. 2022). Mo gibi kristalleşmeyi engelleyen elementlerin yer almasıyla üretilen şeritlerin amorf yapıda olmasını ve üretilen şeritlerin yüzey görüntülerinin bozulmamasını sağlamaktadır. Ayrıca, tanecik stabilizasyonu için de Nb yerine Mo kullanılmıştır. Mo, curie sıcaklığını Nb'den daha çok düşürmektedir. Dolayısıyla Mo katkılamanın yumuşak manyetik özellikler üzerine olumlu katkı yapıldığı görülmüştür. Bu malzeme ile ilgili literatür taraması yapıldığında ise FeMoBCu alaşımında boron etkisinin araştırıldığı yayın dışında bir çalışma, araştırdığımız kadarıyla, tespit edilememiştir (Franco, Conde et al. 2007). Yapılan çalışmada ise Co elementi bulunmamaktadır. Yine bu malzemelerin sensör olarak gösterdiği özellikler araştırılmamıştır. Bu alanda literatüre katkı sağlanacağı öngörülmüştür.

Bu çalışmanın amacı Fe-B bazlı alaşım gruplarına Co,Cu,Mo elementlerinin etkisi inceleyerek yumuşak manyetik özelliklerin ve sensör performanslarının iyileştirilmesi üzerine çalışmalar yaparak bu alanda literatüre katkı sağlamaktır. Bor elementi kullanılarak, yerine kullanılabilecek nadir toprak elementlerinden daha ucuz olmasından ve ülkemizde bor kaynaklarının bol miktarda olmasından dolayı maliyetin azaltılması hedeflenmiştir. Literatüre bakıldığında geliştirilen manyetik malzemelerin yumuşak manyetik özellikleri M-H histerezis eğrileri ile değerlendirmektedir. Üretilen şeritler manyetik alan sensörü olarak kullanılmasına rağmen gürültü ve hassasiyet ölçümlerine ise pek rastlanmamaktadır.

Uydular, görevleri sırasında Dünyadan uzaklığa bağlı olarak potansiyel olarak zarar verici uzay radyasyonuna maruz kalırlar. Radyasyon, uzayda elektronlarını kaybetmiş, ışık hızına yakın bir hızla hareket eden hızlandırılmış atomlardan ortaya çıkmıştır. Fluxgate manyetometresinin özellikleri ise, uzay görevi sırasında farklı radyasyon türlerine maruz kalmayla birlikte değişmektedir. Uzay uygulamalarında kullanılan Fluxgate manyetometrelerinin, Dünya atmosferi dışındaki bu zorlu koşullar altında da aynı hassasiyetle çalışabilme yeteneklerini sürdürmesi beklenmektedir. Bu nedenle fluxgate sensörlerinin yüksek enerjili parçacıklara dayanıp dayanamayacaklarını görmek ve sensörlerin başlangıç parametrelerini kaybettiği eşik radyasyon dozunun belirlenmesi için laboratuvarda fluxgate sensörlerini test etmek önemlidir. Bu nedenle sensörlerinin farklı radyasyon dozlarındaki performansını kontrol etmek için proton ışınlamasını kullanılmıştır.

Tez çalışması kapsamında, ilk olarak Fe-Co-B içerikli yumuşak manyetik özelliklere sahip master alaşımlarını oluşturmak için % 99,9 saflıktaki elementler belirlenen oranlarda hassas terazide tartılarak vakum ark ergitme yöntemi ile üretilmiştir. Daha sonra $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ (Fe38) ve $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ (Fe42) alaşımlı sensör malzemeleri, melt

spinning cihazı ile şerit formunda üretilmiştir. Bu yöntem, malzemenin ergimiş haldeki formunu hızlıca soğutarak amorf bir yapı oluşturulması esasına dayanmaktadır. Bu yöntem, kuvars pota içerisinde eritilen malzemenin yüksek hızda dönen bir bakır disk üzerine potanın alt kısmında bulunan, özel boyutlarda tasarlanmış nozuldan basınç yardımıyla püskürtülmesi ile şerit formunda üretilmesi esasına dayanmaktadır. Bu esnada, malzemenin hızlı soğumasıyla birlikte ~20 μm kalınlığına amorf yapılı bir şerit oluşmaktadır. Oluşan bu şeridin dünya atmosferi dışındaki zorlu koşullar altında da aynı hassasiyetle çalışabilme yeteneklerini sürdürebildiğinin doğrulanabilmesi için ise şeridin 15 ila 60 kRad'dan başlayan farklı radyasyon dozlarındaki performansını kontrol etmek için proton ışınlamasını kullanılmıştır. Proton ışınlaması ODTÜ-DBL tesisinde TENMAK Proton Hızlandırıcı Merkezi'nde bir siklotrondan gelen 30 MeV proton ile gerçekleştirilmiştir. Daha sonra Fe38 ve Fe42 alaşımlı amorf şeritlere proton ışıması uygulandıktan sonra faz yapısı tayini için XRD analizleri, yüzey morfolojilerin incelenmesi için SEM analizleri ve şeritlerin yüzeylerinin atomik ölçekteki topografisini görüntülemek için AFM analizleri ayrıca atomik kuvvet mikroskobunda (AFM) bulunan diğer bir mod olan manyetik kuvvet mikroskobunda (MFM) şeritlerin yüzeylerinin manyetik yapısını belirlemek için analiz yapılmıştır. Manyetik özellerini belirlemek için VSM analizi yapılmış ardından sensör özellikleri detaylıca incelenmiştir. Dolayısıyla proton ışımasının Fluxgate sensörleri üzerindeki etkileri detaylıca incelenmiştir.

Fe-B bazlı yumuşak manyetik özelliklere sahip camsı metal alaşımlarının özellikleri bundan sonraki bölümlerde ayrıntılı olarak açıklanacaktır. Bu özelliklerin daha iyi anlaşılabilmesi için bir sonraki bölümlerde camsı yapının oluşumu ve malzemelerin manyetik özellikleri hakkında genel bilgiler sunulmuştur.

1.2. Manyetizma

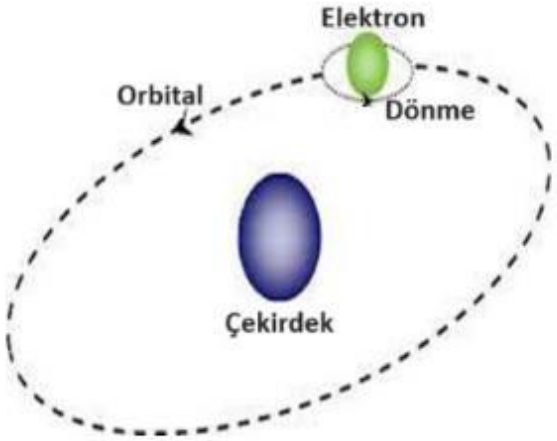
Manyetizma, doğanın en eski keşiflerinden biridir. İlk kez antik çağlarda manyetik taşlarla ilgili gözlemlerle ortaya çıkan bu fenomen, zaman içinde derinlemesine incelenmiş ve karmaşık bir yapıya sahip olduğu ortaya çıkmıştır. Temelde, manyetizma atom ve moleküllerdeki mikroskobik manyetik momentlerin makroskobik ölçekte gözlemlenebilir etkileşimlerini anlamaya çalışan bir bilim dalıdır. Manyetizmanın kökenleri, atomaltı parçacıkların doğasında yatmaktadır. Yüzyıllardır manyetik malzemelerin özellikleri ve uygulamaları üzerine araştırmalar yapılmaktadır. Manyetik malzemeler, elektrik alanının

etkisiyle manyetik alan oluşturabilen ve bu alanda enerji depolayabilen malzemelerdir. Bu özellikleri sayesinde, manyetik malzemeler birçok endüstriyel ve teknolojik uygulamada kullanılmaktadır.

Manyetizmanın anlaşılması için, maddenin temel yapı taşları olan atom ve moleküllerin içindeki telafi edilmemiş manyetik momentlerin rolünü anlamak gerekmektedir. Manyetizmanın temeli manyetik alan kavramıdır. Manyetik alan (H), elektrik yükünde hareket olduğunda ortaya çıkan, böylece farklı nesneler arasında çekici ve itici kuvvetler oluşturan fiziksel bir olgudur. Birimi Oersted'dir. Bir başka deyişle, malzemelerin manyetizması, atom ve moleküllerin içsel manyetik momentlerinin etkileşimleri sonucunda ortaya çıkan bir özellik olup bir malzemenin harici bir manyetik alanla etkileşime girdiğinde gösterdiği tepki, manyetizma kavramının temelini oluşturmaktadır. Bu etkileşimde malzemede bulunan dönen elektronlar, adeta minik mıknatıslar gibi davranarak uygulanan manyetik alanın yönüne doğru hizalanmasıyla malzeme genel bir mıknatıslanma sergiler. Malzemenin makro ölçekteki manyetik özellikleri her bir elektronun hareketiyle ilişkili yapıdaki manyetik momentlerin etkileşimine bağlı olup, bir malzemenin manyetizasyon derecesi veya manyetikleşme kabiliyeti bu duruma göre değişmektedir (Coey 2010).

1.2.1. Manyetizmanın Kaynağı

Malzemenin manyetizasyonu (M) içerdiği dipol momentlerin vektörel toplamıdır. Bir atomda çekirdeğin etrafında ve kendi ekseni etrafında dönen her elektronun iki manyetik momenti vardır. Manyetizmanın kaynağı olan bu iki moment; elektronların kendi etrafında döndüğü dönme (spin) moment ve elektronların çekirdeğin etrafındaki yörünge hareketinden dolayı oluşan yörüngesel momenttir (Svoboda 2004).



Şekil 3. Elektron hareketi, dönme momenti ve yörünge momentinin şematik gösterimi

i. Dönme Momenti

Dönme (spin) momenti elektronların kendi etrafında dönme hareketi sonucunda oluşmaktadır. Bu dönme hareketi Şekil 3'te gösterilmektedir. Elektronların içsel açısal momentumunu belirleyen kuantum mekaniksel bir özellik olan "spin", manyetizmanın temelinde yatan önemli bir kavramdır. Elektronlar, "yukarı dönüş" veya "aşağı dönüş" olarak adlandırılan iki farklı spin durumuna sahiptirler. Manyetik bir alanın varlığında, bu iki spin durumundaki elektronlar farklı enerji seviyelerine sahip olur. Bu enerji farkı, elektronun dönüşü ile ilişkili olan manyetik momenti, yani dönme momentini ortaya çıkarmaktadır. Elektronun dönme momenti, belirli ayrık değerlere sahip olabilen kuantize bir özellik göstermektedir. Spin momenti, elektronun spininin büyüklüğü ile orantılı olan büyüklüğe sahiptir ve yönü her zaman elektronun spinine paralel veya anti-paralel şekildedir. Bu özellik, manyetizmanın temel dinamiklerinin anlaşılmasına katkı sağlamaktadır.

ii. Yörünge Momenti

Elektronların, dönme momentine ek olarak çekirdek etrafındaki hareketlerinden kaynaklanan yörünge momenti de bulunmaktadır. Şekilde gösterildiği üzere bir elektronun yörüngesel momenti, çekirdek etrafındaki dönüşünü tanımlayan yörüngesel açısal momentum ile ilişkilidir. Yörünge momenti de dönme momenti gibi niceldir ve yalnızca belirli ayrık değerlere sahip olabilir. Yörünge momentinin büyüklüğü, elektronun yörünge açısal momentumunun büyüklüğü ile orantılıdır. Yörünge momentinin yönü elektronun yörünge düzlemine diktir. Bir atomun toplam manyetik momenti, spin momenti ile tüm elektronlarının yörünge momentinin toplamıdır. Malzemedeki her bir atomdaki elektron

çiftlerinin oluşturduğu yörünge ve spin momentleri, elektron çiftleri ters yönde döndüğü için birbirini yok edebilir. Örneğin bir elektronun yukarıya doğru dönme momenti diğer bir elektronun aşağıya doğru dönme momentini yok edebilir. Bu durumda bir atomun net manyetik momenti, elektronların yörünge ve spin momentlerinin birbirini yok etmesinden sonra oluşan manyetik momentlerin toplamına eşittir. Bu özellik, elektronların atomdaki her biri gibi bir mıknatıs gibi davranmasına neden olur.

Manyetik malzeme türleri; (1) paramanyetizma, (2) diamanyetizma, (3) ferromanyetizma, (4) ferrimanyetizma, (5) antiferromanyetizmadır. Belirtilen manyetik malzeme türleri içerisinden ferromanyetik malzemeler, harici bir manyetik alanın etkisi olmadan bile yüksek manyetizasyon seviyelerine sahip olan bir malzeme sınıfını temsil etmektedir. Bu özellik, ferromanyetik malzemenin içsel manyetik alanların etkisiyle kendiliğinden manyetize olmasından kaynaklanmaktadır. Ferromanyetik veya ferrimanyetik özelliklere sahip malzemeler genellikle sert manyetik malzemeler ve yumuşak manyetik malzemeler olmak üzere iki ana gruba ayrılır. Bu sınıflandırma, malzemenin manyetik özelliklerini belirlemede önemli bir rol oynamaktadır. Histerezis döngüsü ise, belirli bir ferromanyetizma türü veya mevcut ferrimanyetizma hakkında önemli ayrıntıları ortaya koymaktadır. Bu döngü, malzemenin manyetik özelliklerinin harici manyetik alan değişikliklerine nasıl tepki verdiğini gösteren önemli bir grafiksel temsilidir (Cullity and Graham 2011).

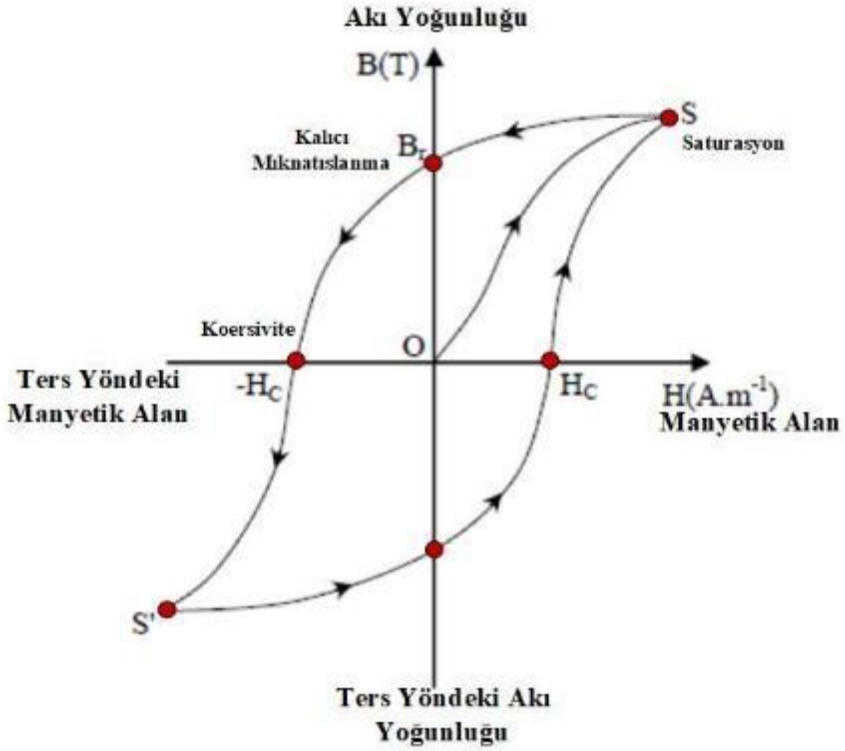
1.2.2. Histerezis Döngüsü

Manyetik malzemelerin temel özellikleri Şekil 4'te gösterildiği gibi B-H histerezis döngüsü (mıknatıslanma eğrisi) ile tanımlanır. Bu eğri, malzemelerin manyetik performansı hakkında önemli bilgiler sağlar. Ferromanyetik malzemelerin benzersiz özelliği B-H arasındaki ilişkinin doğrusal olmamasıdır. Ayrıca ferromanyetik malzemeler için B-H arasındaki ilişkiyi basit matematiksel formüllerle ifade etmek zordur ve bu nedenle bir dizi deney yoluyla oluşturulan döngü ile ifade edilir. Döngü, manyetik alan (H) değiştirilirken bir ferromanyetik malzemenin manyetizasyonu (birim hacim başına düşen manyetik moment, (M) ölçülerek oluşturulur.

Daha önce hiç manyetize edilmemiş veya tamamen manyetikliği giderilmiş bir ferromanyetik malzeme, H arttıkça OS eğrisini takip eder. Başlangıç mıknatıslanma eğrisi olarak tanımlanan OS eğrisinin gösterdiği gibi, uygulanan akım miktarı ne kadar büyükse bileşendeki manyetik alan o kadar güçlüdür. O noktasında rastgele yönlenmiş domenlerin,

S noktasında neredeyse tamamı manyetik alan yönünde hizalanır ve mıknatıslanma kuvvetindeki az bir artış, manyetik akıda çok az bir artışa neden olur. Böylece manyetik alan şiddetinin artmasına bağlı olarak manyetikleşmede bir artış söz konusu olmaz ve malzeme, manyetik doyma noktasına (S noktası) ulaşır. Yani bu sınırın ötesinde, mıknatıslanmada daha fazla önemli bir artış olmaz.

Manyetik alan (H) sıfıra kadar indirildiğinde eğri S noktasından B_r noktasına doğru hareket eder. Bu noktada, mıknatıslanma kuvveti sıfır olmasına rağmen malzemede bir miktar manyetik akı kaldığı görülür. Bu nedenle B_r noktası, kalıcı mıknatıslanma ya da artık mıknatıslanma olarak ifade edilir. Kalıcı mıknatıslanma noktasında, manyetik domenlerin bir kısmı manyetik alan yönünde hizalı kalırken diğerleri ise yönünü kaybeder. Manyetik alan kuvveti tersine çevirilirken eğri, akının sıfıra düşürüldüğü $-H_c$ noktasına doğru hareket eder. Buna eğri üzerindeki zorlayıcılık noktası veya koersivite denir ve H_c ile ifade edilir. Ters manyetik alan kuvveti, malzeme içindeki net akı sıfır olacak şekilde yöne bağlı olan domenleri tersine çevirir. Manyetik alan negatif yöne doğru artarken, malzeme tersi yöndeki (S') doyum mıknatıslanma noktasına ulaşarak manyetik olarak doygun hale gelir. Manyetik alanı (H) sıfıra indirmek, eğriyi negatif yöndeki $-B_r$ noktasına getirir. Bu noktada malzemede tekrar kalıcı mıknatıslık oluşur ve değeri pozitif yöndeki kalıcı mıknatıslık değerine eşittir. Artık mıknatıslanmayı gidermek için bir miktar kuvvet gerektiğinden, artan alanla eğrinin doğrudan orijin noktasına dönmediği ve bu nedenle döngüyü farklı bir yol ile tamamladığı görülür. Eğri döngünün tamamlandığı doyum noktasına (S noktası) H_c noktasından ilerleyerek ulaşır ve döngüsünü tamamlar. Tam kapalı döngü histerezis döngüsü olarak adlandırılır (Coey 2010, Akdogan 2012).



Şekil 4. Histerezis döngüsü

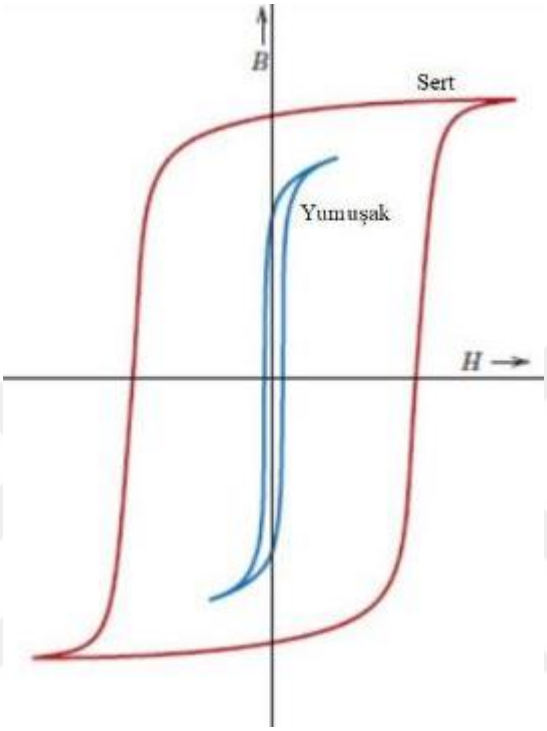
1.3. Manyetik Malzemeler

Manyetik malzemeler, özelliklerine ve kullanım alanlarına göre iki ana gruba ayrılır:

1. Sert manyetik malzemeler
2. Yumuşak manyetik malzemeler

Bu iki kategori, malzemelerin manyetik özellikleri, dayanıklılık ve uygulama alanları açısından belirgin farklılıklar taşır. Sert manyetik malzemeler genellikle kalıcı mıknatıslar olarak bilinir ve uzun süreli ve istikrarlı manyetik alanlar üretebilen yüksek koersiviteye sahip olarak bilinirler. Öte yandan, yumuşak manyetik malzemeler ise manyetik alanları hızla değiştirebilen ve manyetik enerjiyi daha verimli bir şekilde absorbe eden özelliklere sahip malzemelerdir. Daha öncede belirtildiği üzere, histerezis eğrileri manyetik malzemenin davranışını analiz etmek için kullanılan önemli araçlardır ve bu eğriler malzemenin sert mi yoksa yumuşak mı olduğunu anlamak için bir gösterge sağlar. Şekil 5'te görüldüğü üzere, sert manyetik malzemelerin histeresiz eğrileri daha belirgin ve kare şeklinde olabilirken, yumuşak manyetik malzemelerde bu eğriler daha geniş ve köşesiz olma eğilimindedir (Svoboda 2004).

Bu bölümde, sert ve yumuşak manyetik malzemelerin temel özellikleri ve kullanım alanları üzerine odaklanarak bu iki gruptaki önemli farklılıklar detaylı olarak açıklanmıştır.



Şekil 5. Yumuşak ve sert manyetik malzemelerin tipik histerezis eğrisi

1.3.1. Sert Manyetik Malzemeler

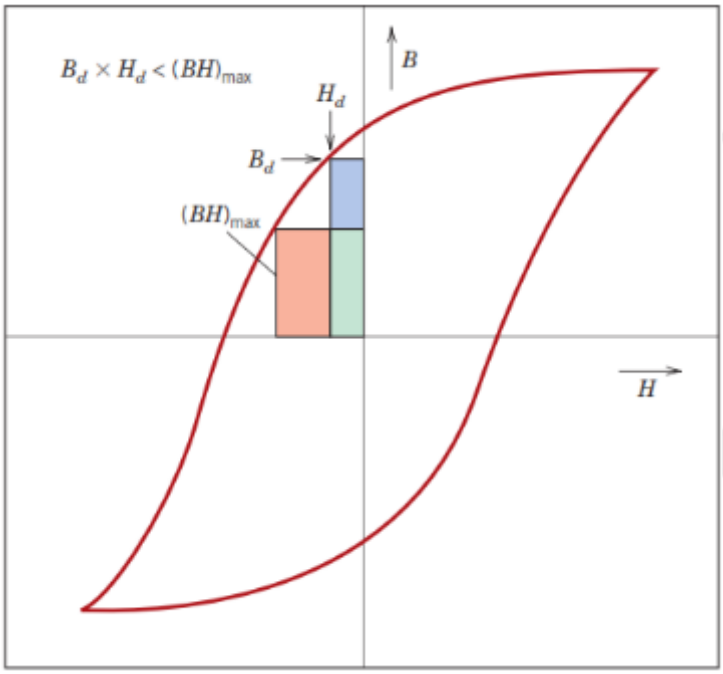
Ferromanyetik malzemeler histerezis davranışına ve koersivitesine bağlı olarak, yumuşak manyetik malzemeler ve sert (kalıcı) manyetik malzemeler olmak üzere iki tipte sınıflandırılır. İki malzeme grubu arasındaki en önemli fark koersivite değerinden kaynaklanmaktadır. Koersivite bir diğer adıyla zorlayıcılık genellikle bir malzemenin manyetik olarak ne kadar sert veya yumuşak olduğunun bir göstergesidir. Sert manyetik malzemeler, yüksek koersiviteye sahip olup bunun neticesinde histerezis eğrileri oldukça geniş ve kareye benzer bir şekildedir (Şekil 6). Bunlara ilaveten sert manyetik malzemelerin koersivite değerinin yüksek olduğu gibi kalıcı mıknatıslığı, doyma akı yoğunluğu ve histerezis enerji kayıpları oldukça yüksektir.

Sert manyetik malzemelerin uygulamaları ile ilgili iki önemli özellik:

1. Koersivite

2. Birim hacimde kj/m^3 cinsinden üretilen enerji miktarı $(BH)_{maks}$.

Şekildeki histerezis eğrisinde gösterildiği gibi sert manyetik malzemelerde birim hacimde üretilen enerji miktarı $(BH)_{maks.}$, eğrinin ikinci çeyreğinde oluşturulabilecek en büyük dikdörtgenin alanına denk gelir. Aynı zamanda mıknatısı demanyetize etmek için gerekli olan enerjiyi de ifade eden $(BH)_{maks.}$değeri ne kadar büyükse, malzeme manyetik özellikleri açısından o kadar sert demektir. Bu demek oluyor ki $(BH)_{maks.}$değeri arttıkça malzemeyi demanyetize etmek için gerekli enerji artacağından dolayı malzemenin manyetik özelleri o derece kalıcı olacaktır.



Şekil 6. Sert manyetik malzemede üretilen maksimum enerjinin gösterimi

Kalıcı manyetik malzeme olarak da adlandırılan sert manyetik malzemeler, mıknatıslandıktan sonra manyetikliğini korurlar ve manyetikliklerinin giderilmesi zordur. Çünkü manyetokristalin anizotropinin neden olduğu tercihli mıknatıslanma yönü nedeniyle neredeyse süresiz olarak mıknatıslanma durumunu korurlar. Bu, manyetik momentlerin bir kristalografik yönde daha kolay hizalanmayı tercih ettiği anlamına gelir. Manyetokristalin anizotropi, kristalografik oryantasyon ile manyetik özelliklerin bir varyasyonunu gösterir ve genellikle iyileştirilmiş manyetik özelliklerle sonuçlanır. Kalıcı mıknatıs uygulamaları için kullanılan ferromanyetler, bölge mıknatıslanmasını seçilen yönde tutmak ve mıknatıslanmış halde kalmak için yüksek bir manyetik anizotropiye ihtiyaç duyar. Bu malzemeler, yeterli doygunluğa ulaştıklarında ve uygulanan alan kaldırıldıktan sonra mıknatıslanmış durumda

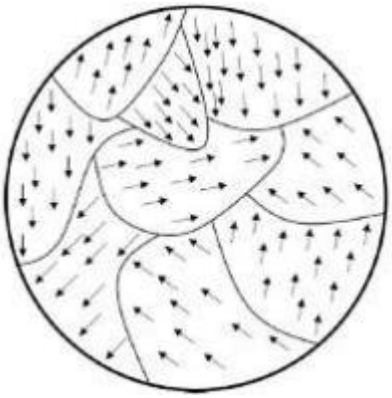
kaldıklarından dolayı kalıcı mıknatıs uygulamaları için uygundurlar (Brown 2016). En eski ve yüzyıllar boyunca sadece pusula iğnesi olarak kullanılan bu mıknatıslar günümüzde endüstride, evde, otomobilde, birçok motorda, çeşitli manyetik tıbbi cihazlarda, aktüatörde ve sürtünmesiz yataklar gibi pek çok farklı uygulama alanında kullanılır.

Sert manyetik malzemelerin ana kategorileri sert ferritler, neodyum-demir-bor alaşımı (Nd-Fe-B), samaryum-kobalt alaşımları (Sm-Co) ve alniko mıknatıslardır.

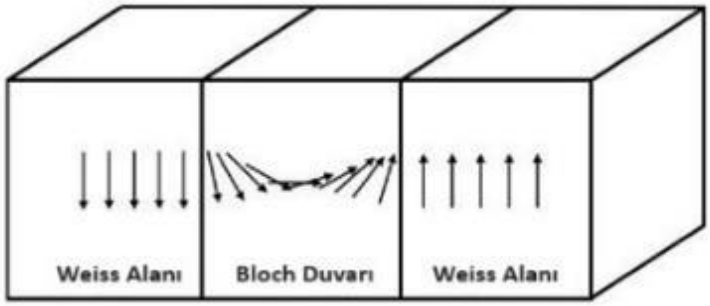
1.3.2. Yumuşak Manyetik Malzemeler

Yumuşak terimi, bir malzemenin uygulanan manyetik alana karşı manyetizasyon tepkisinin yüksek olduğu anlamına gelir. Bu durum elektrik enerjisi üretimi, transformatörler, indüktörler, sensör gibi uygulamalar için arzu edilen bir özelliktir.

Yumuşak manyetik malzemeler, manyetik alanlarda hızlı bir şekilde manyetize olabilen ve manyetik alanın etkisi bırakıldığında hızlı bir şekilde demanyetize olan malzemelerdir. Yani bu malzemeler, hiçbir dış manyetik alan altında net bir mıknatıslanma ifade etmez. Bunun nedeni, malzemelerin Weiss alanları adı verilen çok sayıda birçok manyetik alana bölünmesidir. Her bir Weiss alanı içinde, tüm manyetik momentler aynı yönü işaret eder ve bu da her bir manyetik alanın tekdüze bir mıknatıslanma yönüne sahip olmasına neden olur (Akiwumi-Assani). Her bir Weiss bölgesinin manyetize olma yönü Şekil 7’ de gösterildiği gibi birbirinden farklıdır ve malzeme boyunca değişir. Weiss alanları arasındaki geçiş sınırları veya bölgelerine Bloch duvarları denir. Şekil 8' de gösterildiği gibi, hareketsiz pozisyonda veya herhangi bir dış uyarılma olmadan, iki Weiss alanı arasındaki Bloch duvarı içindeki manyetik momentlerin yönü kademeli olarak bir alandan diğerine doğru değişir.

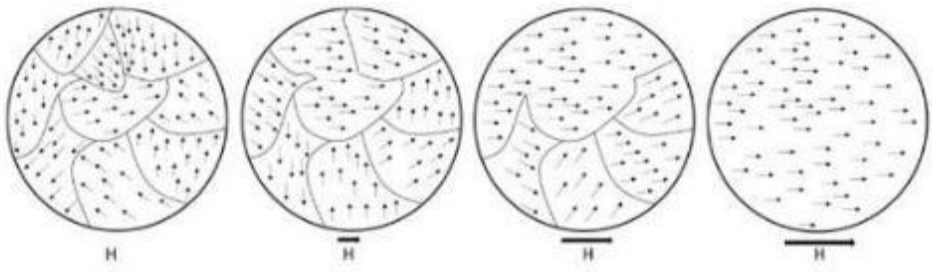


Şekil 7. Yumuşak manyetik malzemelerin Weiss alanlarının gösterimi



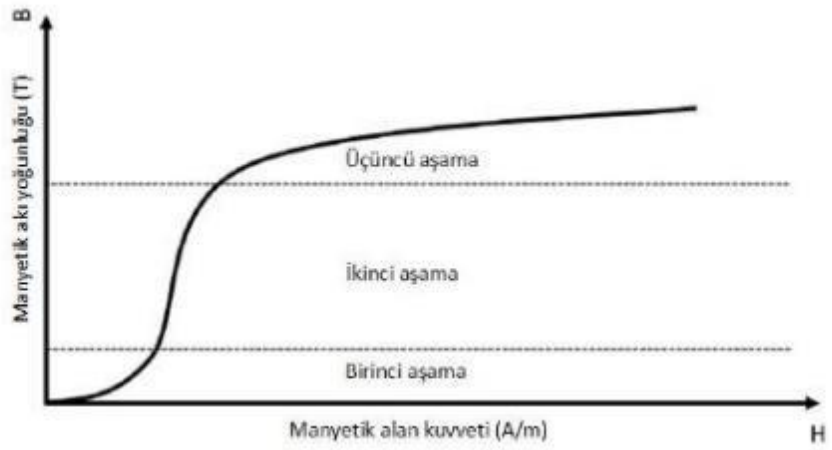
Şekil 8. Bloch duvarının tanımı ve iki bitişik Weiss alanı arasındaki manyetik momentlerin geçişi

Yumuşak manyetik malzemeler zayıf bir dış manyetik alan kuvvetine (H) tabi tutulduğunda, halihazırda dış alan kuvveti yönünde olan Weiss alanları artar. Bununla birlikte, aksi yöndeki veya diğer yönlerdeki alanlar ise uygulanan dış alan yönünde hizalanır. Şekilde 9'da uygulanan manyetik alan neticesinde Weiss domenlerinin hareketi görülmektedir. Ek olarak, Bloch duvarları hareketsiz konumdan biraz uzaklaşır. Manyetik alan kuvveti arttıkça, Weiss alanları daha da artar ve alan kuvveti ile hizalanır. Manyetik alan kuvveti yeterince yüksekse, Bloch duvarları yer değiştirir ve orijinal konumuna geri dönemez. Buna Barkhausen atlaması denir (Pham 2021).



Şekil 9. Weiss alanlarının mıknatıslanma yönündeki değişikliklerin açıklaması. Soldan sağa gösterilen şekilde harici manyetik alan kuvveti H artar

Genel olarak, yumuşak manyetik malzemelerin B-H ilişkisini temsil eden mıknatıslanma eğrisi (histeresiz döngüsü) üç farklı aşama ile tanımlanabilir (Şekil 10). İlk aşamada, manyetik alan kuvveti düşük olmasına rağmen Bloch duvarları az da olsa hareketsiz durumdan hareketli hale geçerler ve bu işlem geri dönüşümlüdür. İkinci aşamada dış alan kuvveti arttığında Barkhausen sıçramaları meydana gelir, Bloch duvarları yer değiştirir ancak orijinal konumuna geri dönemez. Son aşamada ise tüm Weiss alanları, dış manyetik alan kuvvetinin yönü ile hizalanır ve malzeme manyetik olarak doygun hale geldiği söylenir. Ancak B-H ilişkisi üçüncü aşamada tek bir değerde doyuma ulaşmaz yani manyetik alan kuvveti arttıkça artmaya devam eder. Bu artışın hızı vakum μ_o geçirgenliği olarak tanımlanır ve (1) de ki gibi formülize edilir. Burada M, manyetik alan kuvveti (H) tarafından oluşturulan yumuşak manyetik malzemelerin mıknatıslanmasıdır, μ_r ise yumuşak manyetik malzemelerin göreceli geçirgenliğidir. Malzeme doyuma yaklaştıkça manyetik polarizasyon J, doygunluk polarizasyon değeri J_s'ye ulaşır. Harici mıknatıslanma altında tamamen manyetikliği giderilmiş yumuşak manyetik bir numunenin histeresiz döngüsünün nasıl tamamlandığı Şekil 5'te gösterilmektedir.



Şekil 10. Genel bir yumuşak manyetik malzemenin mıknatıslanma eğrisinin tanımı

$$B = J + \mu_0 H = \mu_0 (H + M) = \mu_0 \mu_r H \quad (1)$$

Yumuşak manyetik malzemelerin sahip olduğu temel özellikler şöyle sıralanabilir:

1. Düşük koersivite (zorlayıcılık)
2. Yüksek manyetik geçirgenlik
3. Yüksek doygunluk manyetizasyonu
4. Düşük manyetik kayıp

Endüstriyel kullanımdaki yumuşak manyetik malzemelerin çoğu 50 yılı aşkın süredir bilinmekte ve üretilmektedir. Gerek üretim yöntemlerindeki gelişmeler gerekse ortaya çıkan malzemelerin özelliklerindeki yenilikler devam etse de metalik camlar olarak da bilinen amorf alaşımlar ve bunların nanokristalin malzemeler olarak adlandırılan türevleri en çok tercih edilen türleridir. Bu malzemeler 1970'lerde piyasa çıkmış olup heyecan verici bir etki yaratmışlardır (Cullity and Graham 2011).

Yumuşak manyetik malzemeler, modern çağda kullanılan tüm manyetik malzemeler arasında en önemlilerindendir. Bu malzemeler çok çeşitli manyetik işlevleri yerine getirmek için kullanılırlar. Manyetik malzemelerde yüksek performans elde etmek için, bazı uygulama alanlarında yüksek geçirgenlik gerekli olduğu gibi bazı uygulamalar da ise yüksek frekanslı çalışma koşullarında düşük enerji kaybına sahip olmaları beklenir (Xing 2011). Bununla birlikte yumuşak manyetik malzemeler, yüksek sıcaklıklarda zayıf mekanik özelliklere sahiptir. Birçok endüstriyel uygulama yüksek sıcaklıklarda manyetik özelliklerini

koruyan, yüksek gerilimlere dayanabilen, çeşitli ortamlarda ve farklı çalışma koşullarına uyum sağlayabilen yani korozyon dayanımı yüksek olan yumuşak manyetik malzemeler gerektirir. İstenilen özelliklerin tamamının bir malzemede olması olası değildir. Bu doğrultuda yumuşak manyetik malzemelerin gelişimi, tasarım mühendislerinin ihtiyaçlarına uygun olarak belirlenen hedeflere doğru ilerlemektedir. Bu doğrultuda en dikkat çeken yumuşak manyetik malzemeler ise benzersiz ve üstün özelliklerinden dolayı amorf yapılı yumuşak manyetik malzemelerdir. Bu yapının özellikleri ilerleyen bölümlerde detaylıca anlatılmaktadır.

Aşağıdaki Tablo 1'deki, çeşitli yumuşak manyetik malzemelerin oda sıcaklığında gösterdiği temel manyetik parametrelerin tipik değerlerini sunmaktadır. Bu parametreler, malzemelerin manyetik davranışını anlamak ve belirli uygulamalara uygun malzeme seçimleri yapabilmek adına önemlidir. Tablo 1, bileşimleri verilen malzemelerin manyetik doygunluk, koersivite, doygunluk manyetizasyonu, manyetik geçirgenlik, curie sıcaklığı gibi kilit özelliklerini içermektedir. Bu malzemelerin tipik değerlerini içeren Tablo 1, mühendislerin ve araştırmacıların belirli gereksinimlere uygun malzeme seçimini kolaylaştırmaktadır. Her bir malzemenin özellikleri arasındaki farklar, belirli uygulamalara yönelik optimize edilmiş çözümler geliştirmek için değerlendirilebilir.

Tablo 1. Yumuşak manyetik malzemeler ve oda sıcaklığında bazı temel manyetik parametrelerin tipik değerleri (Fiorillo, Bertotti et al. 2016)

	Bileşim (ağr. % kristal alaşımlar, % at.amorf alaşımlar)	**Maks. Bağıl geçirgenlik** μmax	**Zorlayıcı Alan,** Hc (A/m)	**Doygunluk Polarizasyonu,** Js (T)	**Curie Sıcaklığı,** Tc (°C)	**Doygunluk manyetostriksiyonu** $\lambda = (D l/l) Js$
Fe (Çok kristalli)	Fe_{100}	$3\text{-}50.10^3$	10-100	2.16	770	5.10^{-6}
Fe-Si (NO)	$Fe_{96\text{-}99}\text{-}Si_{1\text{-}4}$	$3\text{-}10.10^3$	30-80	1.96-2.16	735-765	10.10^{-6}
Fe-Si (GO)	$Fe_{97}\text{-}Si_3$	$15\text{-}80.10^3$	4-15	2.02	750	$1\text{-}3.10^{-6}$
Fe-(6.5 ağ. %) Si	$Fe_{93.5}Si_{6.5}$	$5\text{-}30.10^3$	10-40	1.80	690	5.10^{-7}
Sinterlenmiş Tozlar	$Fe_{99.5}P_{0.5}$	$10^2\text{-}10^3$	100-500	1.65-1.95	770	-
Permalloy/ Mumetal	$Fe_{15}Ni_{80}Mo_5$/ $Fe_{14}Ni_{77}Mo_4Cu_5$	5.10^5	0.3-2	0.75-0.80	420	1.10^{-6}
Permendur	$Fe_{49}Co_{49}V_2$	2×10^3	30-100	2.35	930	60×10^{-6}
Fe50-Ni50	$Fe_{52}Ni_{48}$	10^5	4	1.60	450	25×10^{-6}
Sinterlenmiş Ferrit	(Mn, Zn) $O\times Fe_2O_3$ (Ni, Zn) $O\times Fe_2O_3$	$10^3\text{-}10^4$ $10^2\text{-}10^3$	5-20 20-200	0.4-0.5 0.2-0.35	130-280 110-400	-2×10^{-6} -20×10^{-6}
Sendust	$Fe_{85}Si_{9.5}Al_{5.5}$	50×10^3	5-10	1.70	670	1×10^{-6}
Amorf Alaşımlar (Fe bazlı)	$Fe_{78}B_{13}Si_9$	10^5	2-5	1.56	415	37×10^{-6}
Amorf Alaşımlar (Co bazlı)	$Co_{67}Fe_4B_{14.5}Si_{14.5}$	5×10^5	0.5-1	0.62	320	5×10^{-7}
Nanokristalli Alaşımlar (FINEMET)	$Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$	5×10^5	0.5-1	1.24	600	2×10^{-6}
Nanokristalli Alaşımlar (NANOPERM)	$Fe_{86}Cu_1Zr_7B_6$	5×10^4	3	1.52	600	1×10^{-7}

1.3.3. Yumuşak Manyetik Malzemeler ile İlgili Terimler

Histerezis döngüsünden bir malzemenin biz dizi birincil manyetik özelliği belirlenebilir. Yumuşak manyetik malzemelerin özelliklerini belirleme konusunda bilinmesi gereken en önemli terimler aşağıda açıklanmıştır.

1. Doygunluk Manyetizasyonu M_S: Ferromanyetik bir malzemedeki domenlerin manyetik alan yönünde tamamen sıralandığı ve uygulanan alanın arttırılmasının malzemenin manyetizasyonda bir artış sağlamayacağı, yani tüm manyetik

momentlerin hizalandığı sınırlayıcı bir noktadır (Şekil 4). İyi bir yumuşak manyetik malzemenin yüksek doygunluk manyetizasyonuna sahip olmalıdır.

2. Kalıcı Mıknatıslanma B_r: Malzeme doygunluğa ulaştıktan sonra uygulanan alan kuvveti kaldırıldığında, bir malzemenin belirli bir miktarda artık manyetik alanı tutma yeteneğidir. (Histerezis eğrisindeki B_r noktası)
3. Geçirgenlik μ: Manyetik alanın uygulanmasıyla malzemede manyetik akı oluşturma kolaylığını açıklayan bir malzeme özelliğidir. Yumuşak manyetik malzemelerin uygulama alanlarında geçirgenlik en önemli parametrelerden bir tanesidir. Geçirgenlik ne kadar yüksekse yumuşak manyetik malzeme o kadar iyi demektir.
4. Koersivite H_c: Mıknatıslanmayı sıfıra döndürmek için manyetik bir malzemeye uygulanması gereken ters manyetik alan miktarına koersivite denir. Koersivite değeri 10000 A/m (125 Oe)' den az olan malzemeler yumuşak manyetik malzemelerdir. Koersivite değeri ne kadar küçükse malzemenin manyetik geçirgenliği o kadar yüksektir. Bu ilişkinin tam tersi de geçerlidir yani iki değer birbirleri ile bağlantılıdır.
5. Curie Sıcaklığı: Bir malzemenin manyetik özelliklerinde belirgin bir değişikliğin meydana geldiği sıcaklığı ifade etmektedir. Bu sıcaklık, bir malzemenin manyetik momentlerinin termodinamik bir geçişle birbirinden ayrılma veya birleşme eğiliminde olduğu sıcaklığı temsil etmektedir. Yani malzeme, bu sıcaklıkta manyetik alan altında manyetizasyonunu kaybeder veya kazanır. Curie sıcaklığı, malzemenin manyetik davranışının termal olarak nasıl etkilendiğini anlamak için önemlidir. Malzeme Curie sıcaklığına ulaştığında, manyetik momentlerin ortalama yönlü toplamı sıfıra yaklaşır, bu da malzemenin manyetik özelliklerinde belirgin bir değişikliğe neden olur. Örneğin, ferromanyetik bir malzeme Curie sıcaklığına yaklaştığında, manyetik momentlerin termodinamik enerjisi artar ve malzeme ferromanyetik özelliklerini kaybeder. Bu sıcaklıkta malzeme, manyetik olarak nötr hale gelir. Aynı prensip, ferrimanyetik veya antiferromanyetik malzemeler için de geçerlidir. Curie sıcaklığı, malzemenin manyetik özellikleri ve davranışı hakkında bilgi sağlamakla birlikte, farklı malzemeler arasında önemli ölçüde değişebilir. Bu sıcaklık, malzemenin içsel yapısı, atomik düzeni ve manyetik özellikleriyle yakından ilişkilidir (Luo 1998).

1.4. Metalik Camlar

Metalik camlar, geleneksel kristallerden ayrılan özel bir yapıya sahiptir, bu da onlara çeşitli ilginç fiziksel ve mekanik özelliklerin yanı sıra üstün manyetik özellikler kazandırır. Bu bölümde, metalik camların tarihçesi, metalik cam kavramı, amorf yapı ve camsı yapının oluşumu detaylı bir şekilde ele alınmaktadır.

1.4.1. Metalik Camların Tarihi

İlk metalik cam, 1960 yılında Kaliforniya Teknoloji Enstitüsü'nden (CalTech) Duwez ve meslektaşları tarafından rapor edilmiştir. Yürütülen çalışmada, $Au_{75}Si_{25}$ alaşımı yaklaşık 10^6 K/s hızla katılaşmış ve kristalleşmenin çekirdeklenme ve büyüme süreçleri kinetik olarak gerçekleşmiştir. 1970'li ve 1980'li yıllarda metalik camlar üzerine yapılan araştırmalar, temel bilimsel önemi ve potansiyel mühendislik uygulamaları açısından ilgiyi artırmıştır. Turnbull grubunun çalışması, metalik camlar ile diğer geleneksel camlar arasındaki benzerlikleri göstermiştir. Yaptıkları çalışmalara göre metalik camlar, camsı geçiş sıcaklığına da işaret etmektedir. Bu yapılan çalışma, metalik cam alanındaki önemli katkılardan biridir. 1990'lı yıllardan sonra, metalik camsı yapıya sahip yeni alaşım bileşimleri bulmak ve bunların fiziksel, yapısal, mekanik ve manyetik özelliklerini araştırmak amacıyla birçok çalışma yapılmıştır. Bu materyaller hem temel bilim çalışmaları hem de ticari uygulamalar için yeni fırsatlar sunmaktadır. Göreceli kolaylığı nedeniyle metalik camların diğer benzersiz özelliklere sahip formlarda üretilmesi, havacılık, denizcilik, zırh sistemleri, elektronik paketleme, manyetik malzemeler, sensör malzemeleri ve biyomedikal cihazlardaki olası uygulamalar için çekici hale getirmektedir. Son gelişmeler ışığında, yakın gelecekte metalik camların yeni uygulamalarının beklenebileceği düşünülmektedir (Klement, Willens and Duwez 1960, Chen and Turnbull 1968, Wang, Dong and Shek 2004).

1.4.2. Metalik Cam Kavramı

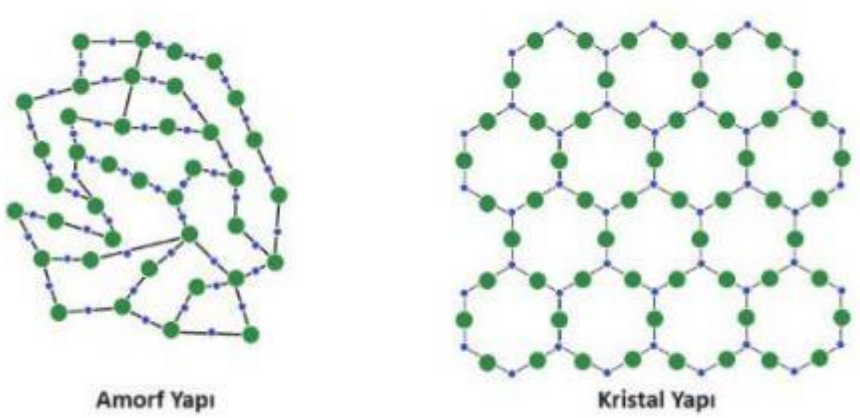
Amorf manyetik malzemeler aynı zamanda metalik cam olarak da adlandırılmaktadır (Krings, Boglietti et al. 2016). Metalik cam veya camsı yapı kavramlarını daha iyi anlamak için öncelikle ‘cam’ teriminin bilinmesi gerekmektedir. Günümüzde, genellikle malzemelerin eriyik halden katı hale geçmesiyle sonuçlanan cam geçişi denilen bir hal değişimi için kullanılan genel bir terim olan cam, belirli bir cam geçişi sıcaklığına sahip

yapıları ifade etmektedir. Bu camsı geçiş sıcaklığından sonra malzeme camsı bir yapı kazanır. Ancak sıcaklık daha da artarsa, bir noktadan sonra malzemenin yapısı kristal yapıya geçiş yapar, bu sıcaklık ise kristalleşme sıcaklığı olarak bilinmektedir.

Metalik camları oluşturan elementlerin çoğu metal olduğundan, bu tür yapılar "Metal (Metalik) Cam" olarak adlandırılır. Metal camları, genellikle metal-metal, metal-metaloit ve camlaşmaya yardımcı olan bir veya daha fazla elementin bir araya gelmesiyle oluşur. Metal camları içerdikleri elementlerin yüzde olarak en fazla orana sahip olan elementin adıyla anılmaktadır. Yani, bir alaşımdaki demir oranı yüksekse, bu alaşım Fe-bazlı cam metal alaşımı olarak adlandırılmaktadır. Metalik cam alaşımları içerdiği, belirlenen elementlere bağlı olarak üstün manyetik özellikler kazanmaktadır. Bir alaşıma güçlü manyetik özellikler kazandırılmak isteniyorsa, alaşımın kimyasal bileşiminin yüksek miktarda Fe, kobalt (Co) veya nikel (Ni) içermesi gerekmektedir. Aynı şekilde bu elementler ikili sistemler olarak da tercih edilebilir. Bu elementler Fe, Co geçiş metalleri olarak bilinir ve ferromanyetik özellikleri en belirgin olan elementlerdir. Bu nedenle, metalik camların manyetik özellik kazanabilmesi için alaşımın belirli oranda Fe, Co ve/veya Ni içermesi gerekmektedir. Belirli oranların altındaki değerlerde oluşturulan alaşımlar, belirli düzeyde manyetik özellikler kazanabilir ancak bu genellikle yeterli veya istenilen düzeyde olmayabilir.

1.4.3. Amorf Yapının Tanımı

“Cam” ve “Amorf Katı” genellikle aynı tür malzemeleri tarif etmek için kullanılır. Metalik camlar, geleneksel kristal yapının düzenli atomik yapılarından farklı olarak düzensiz ve amorftur. Şekil 11’ de amorf ve kristal yapıya ait atom dizilimleri şematik olarak gösterilmektedir. Amorf yapıda atomlar, belirgin bir sıralama içermeyen rastgele bir düzen içinde dizilmektedir. Bu benzersiz yapı, metalik camları kristalli metal alaşımlarından ayıran temel bir özelliktir. Geleneksel olarak metalik malzemeler, genellikle atomik düzenlemenin uzun menzilli periyodik olduğu denge durumunda, doğası gereği kristal olarak kabul edilir. Amorf yapılar, malzemelerin düzenli kristal yapıya sahip olmaksızın, atom veya moleküllerin rastgele bir düzen içinde bir araya gelmesiyle karakterize edilen bir malzeme sınıfını ifade etmektedir. Bu yapılar, genellikle ergimiş bir malzemenin hızlı bir şekilde sıvı metalin hızlı soğutulması ($\approx 10^6$ K/s) veya bir çözeltinin kurutulması gibi süreçlerle ortaya çıkar. Amorf malzemeler, geniş bir yelpazede bulunan camlar, polimerler ve bazı metal alaşımları gibi malzeme sınıflarını içermektedir (Hu, Wang and Zhang 2017).



Şekil 11. Amorf ve kristal yapının dizilimin şematik gösterimi

1.4.4. Metalik Camların Genel Özellikleri

Metalik camlar, malzeme bilimi ve mühendislik alanındaki araştırmacılar ve endüstri uzmanları arasında büyük bir ilgi çekmektedir. Bunun nedeni, metalik camların özelliklerinin geleneksel metallerden önemli ölçüde farklılık göstermesinden kaynaklanmaktadır (Hu, Wang and Zhang 2017). Bu bağlamda, metalik camların kimyasal, fiziksel ve mekanik özellikleri üzerine yapılan araştırmalar, malzeme tasarımı ve ileri teknolojik uygulamalar açısından önemli bilgiler sağlamaktadır. Bu malzemeler genellikle yüksek sertlik, düşük elastikiyet modülü, mükemmel aşınma direnci ve yüksek bir sıcaklık stabilitesi gibi özelliklere sahiptir. Bu özellikler, metalik camları özellikle dayanıklılık, mükemmel mekanik özellikler ve işlenebilirlik açısından çekici kılmaktadır. Amorf yapılı alaşımların, kristal yapılı alaşımlara göre sahip oldukları özellikler karşılaştırmalı olarak aşağıdaki Tablo 2' de belirtilmektedir.

Metalik camlar mikroskobik ölçekte tanecikler, tane sınırları, dislokasyonlar ve diğer topolojik kusurlardan arınmış malzemelerdir. Metalik bir camdaki atomların düzensiz yapısı Şekil 11' de şematik olarak gösterilmektedir ve/veya amorf olarak adlandırılmaktadır. Daha öncede bahsedildiği gibi metalik camlardaki atomik düzen mesafe ve açı dağılımıyla tanımlanabilirken, kristal alaşımlardaki atomlar uzun menzilli periyodik yapılar oluşturur. Şekilde iki kristal taneciğin şematik gösterimi gösterilmektedir; iki taneciği ayıran tanecik sınırı daha düşük atom yoğunluğuna sahiptir ve tüm metalik bileşen boyunca uzanabilir. Taneler, tane sınırları ve dislokasyonlar gibi kusurlar genellikle kristal alaşımın genel

performansını engelleyebilecek deformasyon, korozyon veya manyetik olaylar için temel oluşturur. Bu nedenle metalik bir cam bileşen aşağıdakilere özelliklere sahip olabilir:

1. Tane sınırlarının olmaması nedeniyle daha düşük korozyon oranları
2. Dislokasyonların olmaması nedeniyle daha yüksek mekanik dayanım ve elastik limit
3. Atomik uzunluğun olmaması nedeniyle daha yüksek elektriksel direnç aralık düzeni ve alan duvarlarını sabitleyen dislokasyonların ve tane sınırlarının bulunmaması nedeniyle daha düşük manyetik zorlayıcılık.

Bu özellikler hidrojen depolama, nükleer enerji, havacılık ve enerji dağıtım teknolojileri gibi çeşitli uygulamalar için faydalıdır.

Tablo 2. Kristal yapılı ve amorf yapılı alaşımların genel özelliklerinin karşılaştırılması

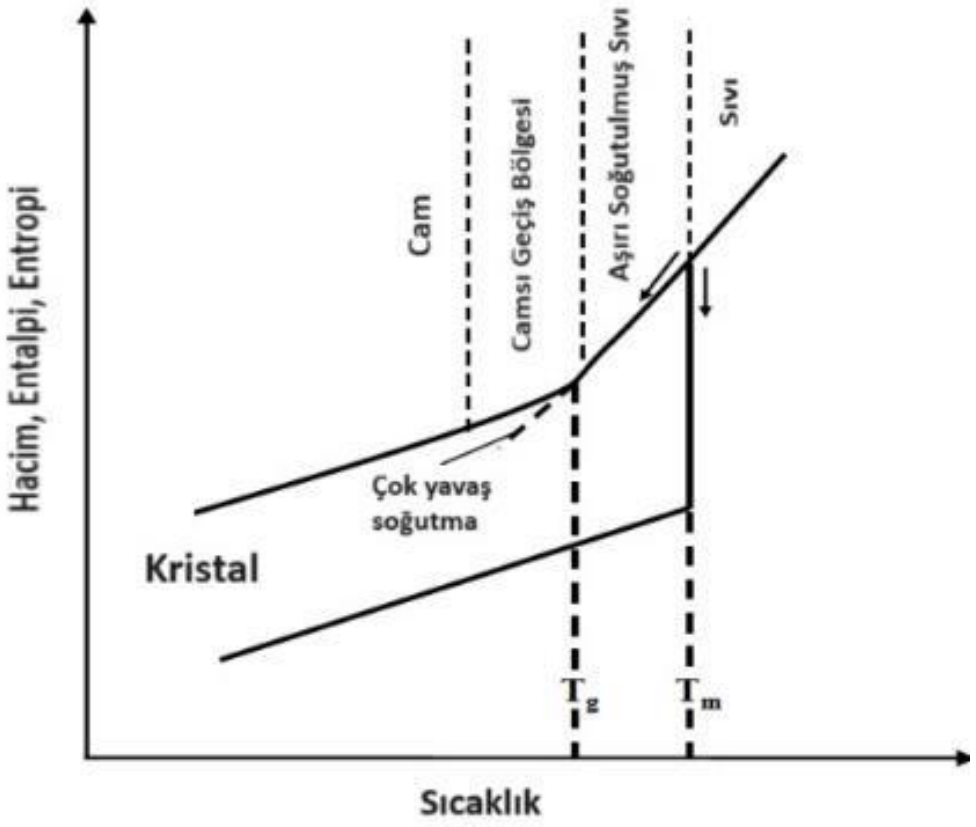
Malzeme Özellikleri	**Kristal Yapı**	**Amorf Yapı**
Tekrarlanan Birimler	Düzenli	Düzensiz
Molekül Düzeni	Uzun	Kısa
Kimyasal Yapı	Anizotropik	İzotropik
Rijitlik	Yüksek	Düşük
Akma Dayanımı	Düşük	Yüksek
Kırılma Dayanımı	Yüksek	Yüksek
Manyetik Özellik	Para-Ferro Manyetik	Yumuşak Manyetik

Metalik camların üstün manyetik özellikleri ise metalik camların içerdikleri manyetik momentlerin düzensiz dağılımına ve amorf yapının benzersiz özelliklerine bağlıdır. Metalik camların kristal düzenin olmamasından dolayı, manyetik geçirgenliği yüksektir. Metalik camlar, harici bir manyetik alanla etkileşime girdiklerinde belirli bir manyetik tepki gösterirler. Bu tepki, malzemenin içerdiği manyetik momentlerin harici bir alandaki değişikliklere nasıl yanıt verdiğini tanımlar. Amorf yapının özelliği olan düzensiz manyetik moment yerleşimi, metalik camların geleneksel kristal metallerden farklı manyetik davranışlar sergilemesine neden olmaktadır. Metalik camlar düşük koersiviteye sahiptir, yani manyetik dirençleri düşüktür. Bu durum, metalik camların hızla manyetize olup, manyetik alan kaldırıldığında hızla demanyetize olabilmesi anlamına gelir. Metalik camlar tüm bu özelliklerinden dolayı son yıllarda oldukça dikkat çeken bir malzeme grubu haline gelmiştir (Kaplan 2022).

1.4.5. Camsı Geçiş

Bir sıvı sürekli olarak soğutulduğunda ve belirgin kristalleşme engellendiğinde, bir cam oluşur. Sıvı halden camsı duruma geçiş daha önce de bahsedildiği üzere camsı geçiş olarak adlandırılır ve belirli bir sıcaklıkta başlayıp yapının tamamen cam hale gelmesiyle sona erer.

Camsı malzemeler için kesin bir geçiş sıcaklığı belirlenmemiştir. Camsı veya kristal olmayan malzemeler, Şekil 12' de gösterildiği gibi, katılaşma biçimleri açısından kristal benzerlerinden farklılık göstermektedir. Bu sıcaklık değişiminin meydana geldiği noktaya camsı geçiş sıcaklığı denir. Şekil 12' de kristalli ve kristalli olmayan malzemelerin hacim, entalpi ve entropi gibi özelliklerinin sıcaklıkla nasıl değiştiğini göstermektedir.



Şekil 12. Kristalli ve kristalli olmayan (metalik cam) malzemelerin özelliklerinin sıcaklıkla değişimi (Hair 1988)

1.4.6. Camlaşma Yeteneği

Camlaşma yeteneği, bir sıvı alaşımın belirli bir kristal yapı oluşturmadan, amorf bir yapı elde edilecek şekilde nasıl soğutulabileceği ile ilgilidir. Bilindiği üzere, metalik camların yarı kararlı doğası yüksek soğutma hızlarının gerekli olduğu bir üretim sürecini gerektirir. Bu üretim süreci, geleneksel yöntemlerle üretilen bileşenlerin sınırlı kalınlığına yol açmaktadır. Camlaşma yeteneğini belirleyen en önemli parametrelerden biri, kritik soğutma hızıdır. Kritik soğuma hızı, malzemenin belirli bir sıcaklığa kadar ne kadar hızlı soğutulabileceğini göstermektedir. Ayrıca üretilebilecek en fazla kalınlık da camlaşma yeteneğini etkileyen bir diğer önemli parametredir. Bu değer, malzemenin amorf yapısını sürdürebileceği maksimum kalınlığı belirtmektedir. Camlaşma yeteneğini belirleyen bu parametreler, kritik soğutma hızı (R_c) ve amorf yapıda üretilebilecek en fazla kalınlık (t_{max}) olarak ifade edilmektedir (Kaplan 2022). Düşük bir kritik soğuma hızı, metalik bir camın yüksek kritik döküm kalınlığını gerektirir. Yani, kritik soğutma hızı (R_c) ne kadar küçük ve t_{max} ne kadar büyük olursa, alaşımın camlaşma yeteneğinin o kadar yüksek olacağı anlamına gelmektedir. Ancak, kritik soğutma hızının deneysel olarak ölçülmesi oldukça zor bir süreçtir. Üretilebilecek en fazla kalınlık ise kullanılan üretim yöntemi, ekipman ve işleme koşulları bağlı olarak değişiklik göstermektedir (Lin and Johnson 1995, Inoue 2000). Bu nedenle, camlaşma yeteneğini değerlendirmek için hem kritik soğutma hızı hem de üretilebilecek en fazla kalınlık dikkate alınmaktadır. Bu parametreler, malzemenin camlaşma yeteneğini anlamak ve kontrol etmek için önemli araçlardır. Camlaşma yeteneğinin belirlenmesi, malzemenin endüstriyel, özellikle manyetik uygulamalarda ve malzeme mühendisliği alanlarında nasıl kullanılabileceğini anlamak için kritik bir adımdır.

Metalik camlar aynı zamanda, belirli bir sıcaklıkta kristalleşme eğiliminde olan ve bu durumda amorf yapısını kaybeden termal stabiliteye sahiptir. Bu termal stabilite sınırı "kristalleşme sıcaklığı (T_x)" olarak tanımlanmaktadır. Kristalleşme, alaşım özelliklerine bağlı olarak ortam sıcaklığında veya buna yakın sıcaklıklarda meydana gelir. Bu durum, amorf durumun benzersiz özelliklerinin kaybolmasına neden olmaktadır. Bir alaşımdaki kristalizasyon süreci, atomik düzenin yeniden şekillenmesi ve kütle transferini içermektedir. Örneğin, farklı kimyasal bileşimlere sahip iki fazın metalik bir camdan çökelmesi durumu ortaya çıkabilir. Bu atomların hareketini tetikleyen termodinamik itici güç, aktivasyon enerjisinin aşıldığı durumlarda ortaya çıkmaktadır (Klement, Willens and Duwez 1960).

Metalik camlarla ilgili iki temel zorluk, düşük cam oluşturma yeteneği ve düşük termal stabilitedir. Bu iki zorluk teknolojik uygulamalarını sınırlamaktadır. Bu durumun önüne geçmek için metalik camların daha iyi anlaşılmasını gerekmektedir ve bu bağlamda cam oluşumunun, termal kararlılık ve malzeme özellikleri açısından tasarlanması kritik önem taşımaktadır. Örneğin, soğuma hızı yüksek yöntemler kullanılarak yeni tasarım kuralları oluşturulabilir. Daha sonra metalik camın kimyasal bileşimi ayarlanabilir ve böylece bileşim ve özellikler arasındaki ilişkiler kurulabilir. Kristal malzemelerdeki kimyasal değişikliklere bağlı olarak, metalik camlarda benzer bir mikro yapı ve faz bileşiminde belirgin farklılıklar görülmez. Amorf durum, tüm alaşım elementlerinin nanometre uzunluktaki ölçek üzerinde tek bir homojen ve izotropik malzeme oluşturabildiği katı bir çözelti fazı olarak düşünülebilir (Lucaci, Patroi et al. 2015, McGlone, Olsen et al. 2017). Metalik camların kimyasal bileşimi ile malzeme özellikleri arasındaki temel ilişki hala belirsizdir. Bu nedenle, bir alaşım tasarlama süreci, kristal alaşımlar için kullanılan iyi belirlenmiş stratejilere kıyasla alternatif yaklaşımlara dayanmaktadır. Bu bilgi, daha sonra istenilen özelliklere sahip metalik camların tasarlanması ve istenen boyutta üretilmesi için kullanılmaktadır.

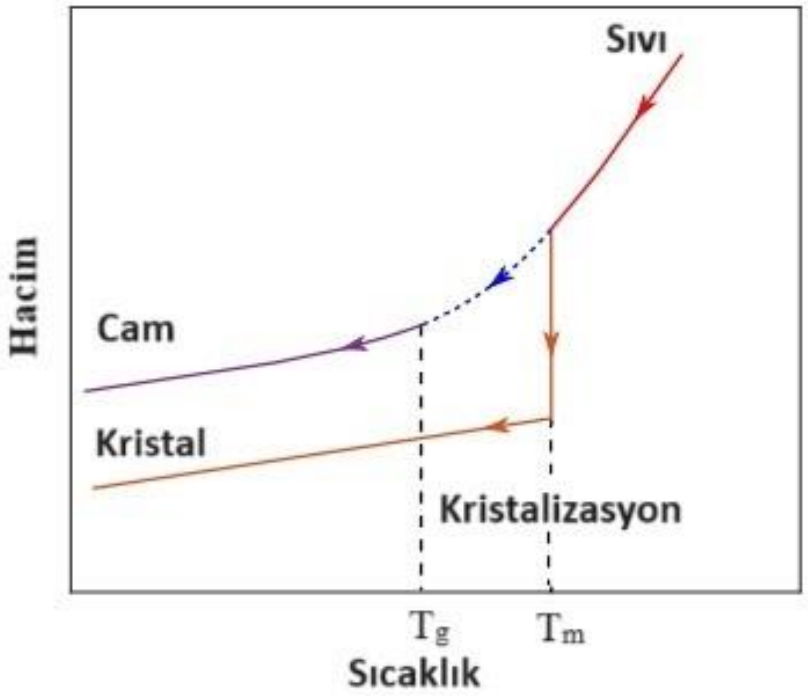
Alaşımların camlaşma eğilimini değerlendirmek için T_g (camsı geçiş sıcaklığı), T_x (kristalleşme sıcaklığı) ve erime sıcaklığı (T_m) gibi çeşitli özelliklere dayalı farklı yaklaşımlar geliştirilmiştir. Bu yaklaşımlardan ilki, cam oluşumu için bir tanımlayıcı olan klasik çekirdeklenme teorisine (CNT) dayanan indirgenmiş cam geçiş sıcaklığıdır (T_{rg}) ve şu şekilde tanımlanır:

$$T_{rg} = \frac{T_g}{T_m} \tag{2}$$

T_{rg}, genellikle alaşımın sıvı hali ile katılaştığı sıcaklık arasındaki oranı ifade etmektedir. Bir alaşımın T_{rg}'si ne kadar yüksekse, o kadar düşük bir eğilimle nükleasyon gerçekleşir ve böylece cam oluşturma yeteneği artmaktadır. T_{rg} değerinin artmasıyla cam oluşumu için gerekli soğuma hızı düşer. Yani, daha düşük soğutma hızlarında daha kalın camlar üretilmesi anlamına gelmektedir. Diğer bir özellik olan ΔT_x, cam geçiş sıcaklığı ile kristalleşme sıcaklığı arasındaki sıcaklık farkını ifade etmektedir.

$$\Delta T_x = T_x - T_g \tag{3}$$

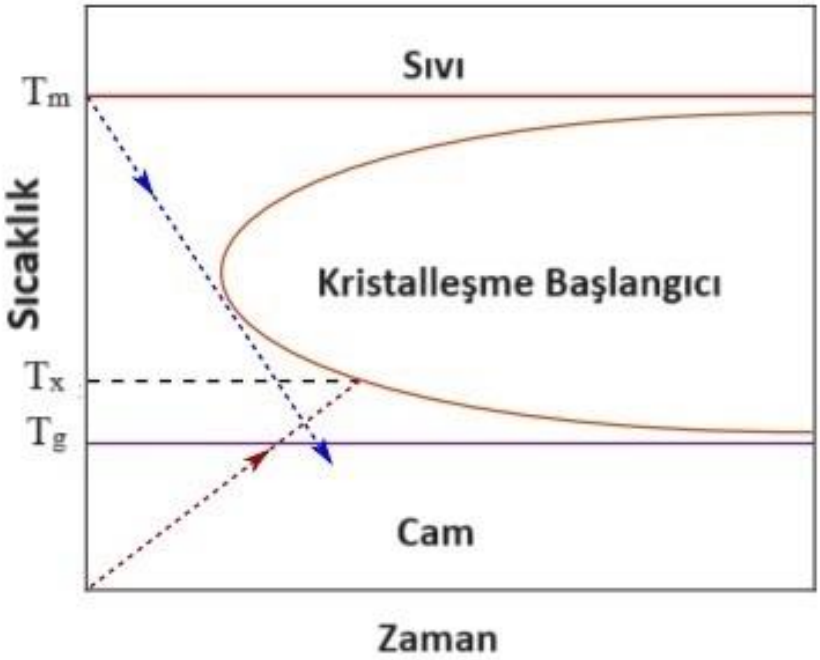
Bu nitelik, aşırı soğutulmuş sıvı faz bölgesini temsil eder. Bu bölge ne kadar genişse, camlaşma yeteneği de o kadar yüksek olur. Bunun nedeni, sıvı faz bölgesinin genişliğinin, alaşımın kristalleşmeye karşı gösterdiği dirençle doğrudan ilişkili olmasından kaynaklanmaktadır.



Şekil 13. Bir metalin/alaşımın bir sıvıdan soğutulması sırasındaki hacminin sıcaklığa bağlı olarak değişimi (Kaplan 2022)

Şekil 13' te amorf/kristal yapılı malzemelerin hacminin sıcaklığa göre nasıl değiştiği gösterilmiştir. Soğuma hızının düşük olduğu bölgede, erime sıcaklığında (T_m) kristalleşme başlar. Kristalleşmenin başladığı noktadan itibaren hacminde hızlı bir azalma meydana gelmektedir. Soğutma hızının yavaş olduğu zaman yani kristal yapılı bir malzeme oluşması durumunda malzemenin hacmi, sıcaklığın düşmesiyle beraber azalmaya devam etmektedir. Soğuma hızı yeterli değere ulaştığında, T_m noktasında kristalleşme meydana gelmez.

Sıcaklık, camsı geçiş sıcaklığına (T_g) ulaştığında ise grafiğin eğrisinde bir değişiklik meydana gelir ve eğri doğrusallıktan ayrılarak, kristal yapıya sahip malzemelerin eğimine paralel olarak devam etmektedir. T_g ve T_m sıcaklıkları arasında kalan bölgede, aşırı sıvı olarak bilinen malzeme camsı geçiş sıcaklığı altında belirli bir viskozite değerine ulaşarak (10^{12} Pa.s) amorf yapılı malzeme olarak adlandırılmaktadır (Turnbull 1969, Gheiratmand and Hosseini 2016).



Şekil 14. Kristalleşme başlangıcının zaman-sıcaklık dönüşüm (TTT) diyagramı (Kaplan 2022)

Şekil 14'te kristalleşme başlangıcının sıcaklık-zaman dönüşüm diyagramı gösterilmektedir. Görüldüğü üzere denge durumundaki malzeme, ekzotermik bir reaksiyon olup erime sıcaklığındaki (T_m) sıvı, kristalleşerek katılaşmaktadır. Sıvı, kristalleşme meydana gelmeden (mavi kesikli çizgi) camsı geçiş sıcaklığının (T_g) altına soğutulduğunda camsı yapı meydana gelmektedir. Kristalleşme sıcaklığı (T_x) üzerine çıkıldığında (kahverengi çizgi) malzeme kristalleşir ve bu durum hem T_g hem de T_x ısıtma hızına bağlıdır (Kaplan 2022). Daha detaylı açıklamak gerekirse, eriyik bir alaşım, soğutulduğunda kristalleşebilir veya eriyik bir aşırı soğutulmuş sıvı hali alabilir. Soğuma sırasında meydana gelen olaylar, soğuma oranına bağlı olarak değişmektedir. Soğuma hızı düşük olduğu durumda, atomlar yeniden düzenlenerek bir katı kristal yapı oluşturacak yeterli zamana sahiptirler. Bu nedenle cam oluşumu için, katı bir kristal yapı oluşumunu sağlayacak yeterli süre olmasına müsaade etmemek için daha yüksek soğuma oranları gerekmektedir. Hızlı soğuma oranı, R_c (kritik soğuma hızı) değerinden daha hızlı olduğunda kristalleşmeyi engeller ve aşırı soğutulmuş bir sıvı elde edilir. Elde edilen aşırı soğutulmuş sıvı, yüksek viskozite değerine sahiptir. Bu durum neticesinde aşırı soğutulmuş sıvının, normal zamandaki erime sıcaklığının üzerindeki bir duruma göre daha fazla direnç uyguladığı

görülmektedir. Aşırı soğutulmuş sıvının viskozitesi daha da arttıkça atomlar çok yavaş hareket ederek cam oluştururlar. Sonuç olarak, cam oluşumu için belirli bir oranın üzerinde soğutma hızı gerekmektedir. Kritik soğutma hızını belirlemenin en iyi yolu zaman-sıcaklık dönüşüm (TTT) diyagramlarını kullanmaktır. Camlaşma için gerekli soğutma hızı olan kritik soğutma hızı, alaşımın bileşimine bağlıdır. Zaman-Sıcaklık dönüşüm diyagramına göre sıvı alaşımın, Şekil 14'te de görüldüğü üzere sıvı durumdan oda sıcaklığına kadar kristalleşme başlangıç eğrisini kesmeden soğutulması durumunda amorf yapı oluşmaktadır. Bu durumu sağlayan yani uzun bir kristalizasyon sürecinden geçerek mükemmel bir camsı yapı gösteren alaşımların geneli ötektik alaşımlardır.

1.4.7. Cam Oluşumu İçin Gerekli Kriterler

Metalik cam oluşumu daha önceki bölümlerde de bahsedildiği gibi, alaşımın sıvı fazdan aniden soğutulmasıyla gerçekleşmektedir. Bu hızlı soğuma işlemi, sıcaklığın kristalleşmeye izin vermeden hızla düşürülmesini içermekte, bu da malzemenin camsı bir yapıda kalmasını sağlamaktadır. Bu kapsamda, camsı yapının oluşumu için gerekli koşullar hızlı katılaştırma yöntemleri ile elde edilmektedir. Böylece kristal oluşumu engellenerek malzemenin amorf yapıda kalması sağlanır. Araştırmalar, her alaşımın amorf yapıda üretilemeyeceğini ve amorf bir yapı elde etmek için belirli kriterlerin karşılanması gerektiğini göstermektedir.

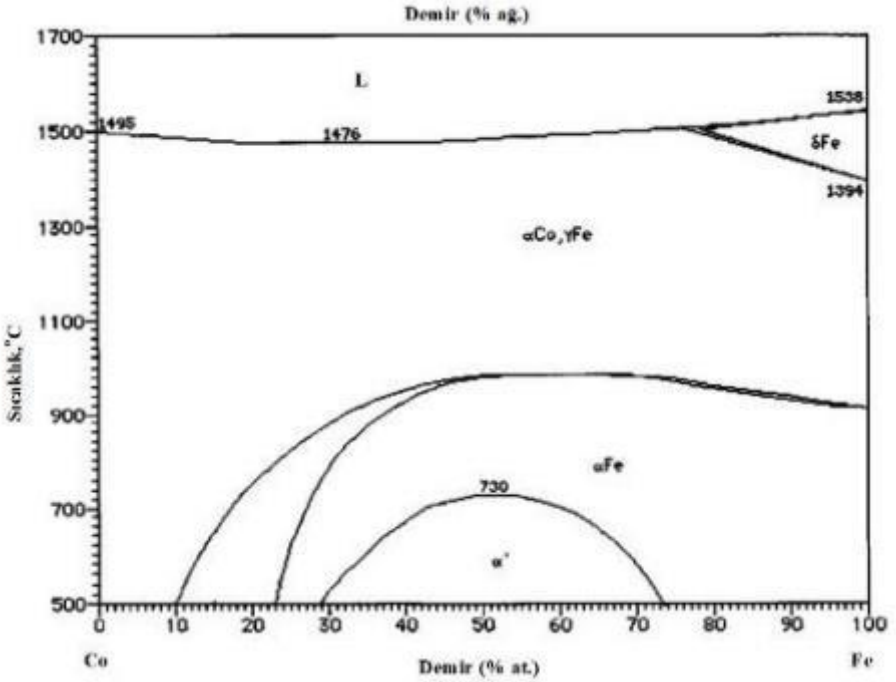
Öte yandan özellikle sıvının katılaştığı sıcaklığın düşük olduğu durumlarda, yani ötektik kimyasal bileşimlerde, yüksek bir T_{rg} bulunabilir. Bir alaşımın yüksek T_{rg}'si, homojen bölgelerde çekirdeklenme olasılığının azalmasına neden olur, bu durum da cam oluşturma kabiliyetini artırmaktadır (Kaplan 2022). Bu durum, genellikle amorf bir yapı oluşturabilen alaşımlar için güvenilir bir rehber olarak kabul edilmektedir. Ancak, bazı alaşımların ötektik bir noktası olmayabilir ve azaltılmış cam geçiş sıcaklığı, metalik camlar için tasarım yaparken hangi elementlerin seçileceği konusunda fikir vermemektedir. Tüm bu nedenlerden dolayı cam oluşumu için üç kriter belirlenmiştir. Bir alaşımın yüksek cam oluşturma yeteneğine sahip olması için gerekli kriterler:

1. En Az Üç Element İçermesi*:* Yüksek cam oluşturma kabiliyetine sahip bir alaşım, en az üç farklı element içermelidir. Bu çoklu element varlığı, alaşımın yapısal çeşitliliğini artırarak amorf bir yapı oluşturulmasına olanak tanımaktadır.

2. Atom Yarıçapında En Az %12 Farklılık: Alaşımdaki elementlerin atom yarıçapları arasında en az %12'lik bir fark bulunmalıdır. Bu farklılık, atomların düzenlenme şeklini etkileyerek kristalleşmeyi zorlaştırır ve cam oluşumuna teşvik etmektedir.
3. Negatif Karışım Entalpisi (ΔH karışımı): Alaşımın elementleri arasındaki karışım entalpisi negatif olmalıdır. Bu durum, elementlerin bir araya gelmesinin energetik olarak tercih edildiği anlamına gelir ve bu da cam oluşumunu destekler.

Bu kriterler, metalik camların tasarımında ve üretiminde rehberlik ederek istenilen özelliklere sahip metalik camların geliştirilmesine yardımcı olmaktadır. Bu şartlar aynı zamanda, hangi elementlerin bir araya getirilebileceği hususunda yardımcı olmaktadırlar, ancak tüm bunlar her bir elementin içeriği hakkında bilgi vermemektedir. Her ne kadar T_{rg} ve bu kritik kuralların birleşimi metalik cam oluşturmayı kolaylaştırsa bile ötektik noktaya yakın olan kimyasal bileşimin tercih edilmesi oldukça önemlidir.

Ek olarak alaşım tasarımı için, genellikle çok bileşenli faz diyagramları mevcut değildir ve doğru olmaları için deneyler ve optimizasyonlar gereklidir. Çok bileşenli alaşımları tasarlarken iki temel zorluk ortaya çıkmaktadır. Bunlardan biri her eklenen elementle birlikte bileşim alanının faktöriyel olarak büyümesi diğeri ise serbestlik/gözlemlenebilirlik derecelerinin görsel olarak ifade edilmesidir. Camsı metal oluşumu için alaşım seçimi yaparken ikili, üçlü, dörtlü olarak birçok kombinasyon bulunmaktadır. Kristalleşme süreci yalnızca atomik yeniden düzenlemeyi içerir ve alaşımlarda görülen kütle aktarımına neden olan faz ayrımına ihtiyaç duymaz (Kaplan 2022). Fe-Co-B esaslı camsı alaşımlar için çoklu faz diyagramı bulunmadığı için alaşımın ana elementlerini içeren diyagram kullanılmaktadır. Fe-Co esaslı alaşımın faz diyagramı Şekil 15’ te verilmiştir.



Şekil 15. Fe-Co faz diyagramı

1.5. Cam Oluşumu

Metalik cam oluşumu, termodinamik ve kinetik yönler göz önüne alınarak değerlendirilmektedir. Bu süreç, sıvı metalin belirli bir sıcaklık ve soğutma hızı altında kristalleşmeyi engelleyerek camsı bir yapı oluşturmasını içerir. Termodinamik açıdan, malzemenin sıvı halden camsı bir yapıya geçişini etkileyen faktörler incelenirken, kinetik yönler malzemenin bu değişimi ne kadar hızlı gerçekleştirdiğini ve kristalleşme süreçlerini nasıl önlediğinin anlaşılmasına yardımcı olmaktadır. Metalik alaşımların cam oluşumu, malzemenin özelliklerini ve uygulama potansiyelini belirlemede önemli bir rol oynar. Bu bağlamda, termodinamik ve kinetik faktörlerin birleşimi, metalik cam oluşumunu anlamak ve kontrol etmek için temel bir zemin sağlamaktadır.

1.5.1. Cam Oluşumunun Termodinamik Olarak İncelenmesi

Termodinamik, fazların göreceli kararlılığını ve cam oluşturmanın sınırlarını belirleme konusunda en temel yaklaşımlardan biridir. Gibbs serbest enerjisi (ΔG), bir sistemin termodinamik denge durumunu ifade eden önemli bir terimdir. ΔG, ΔH_{tr} (dönüşüm entalpisi)

ve $T\Delta S_{tr}$ (dönüşüm entropisi) terimlerinin kombinasyonu olarak ifade edilmektedir. Bu bağlamda,

$$\Delta G = \Delta H_{tr} - T\Delta S_{tr}$$
$$\Delta G = G_{glass} - G_{crystal} \quad (4)$$

şeklinde ifade edilir. Burada, $G_{glass,}$ camın Gibbs serbest enerjisi ve $G_{crystal}$, kristalin Gibbs serbest enerjisini temsil eder. Denklem (4)'e göre, ΔG değeri en düşük olduğunda sistem daha kararlı hale gelmektedir. Gibbs serbest enerjisi negatif olduğunda cam oluşumu daha olası hale gelir. Negatif bir ΔG elde etmek için ya ΔH_{tr} terimi düşürülmeli ya da ΔS_{tr} terimi artırılmalıdır.

Metalik cam oluşumunu anlamak için ΔH_{tr} ve ΔS_{tr} terimlerinin etkileşimini göz önünde bulundurmak önemlidir. ΔH_{tr}, dönüşüm sırasında absorbe edilen veya serbest bırakılan ısıyı temsil eder. ΔS_{tr} ise sistemdeki düzenin ölçüsüdür. Metalik camlar genellikle çok sayıda bileşen element içerir, bu da atom düzeninin çeşitliliğini artırır ve dolayısıyla ΔS_{tr}'yi yükseltir. Artan ΔS_{tr}, ΔH_{tr}'nin azalmasına neden olmaktadır ve böylelikle katı/sıvı arayüzey enerjisi artar. Sonuç olarak, metalik camların oluşum süreci termodinamik denge koşulları altında ΔG'nin negatif olmasına bağlıdır. Metalik camlar bu denge şartlarının sağlanmasıyla, özellikle ΔH_{tr} ve ΔS_{tr} etkileşimleri yoluyla benzersiz fiziksel, mekanik ve manyetik özelliklere sahip olurlar (Suryanarayana and Inoue 2017).

1.5.2. Cam Oluşumunun Kinetik Olarak İncelenmesi

Amorf alaşımların camlaşma kabiliyetini anlamak için öncelikle cam oluşumunun kinetik olarak incelenmesi gerekmektedir. Cam oluşumunun kinetik incelenmesi, malzemenin sıvı fazdan amorf (camlı) fazına geçiş sürecini anlamak için önemli bir araştırma alanını temsil eder. Bu süreç genellikle aşırı soğutma koşullarında gerçekleşmektedir. Sıvı haldeki malzeme, normalde kristalizasyonu başlatan bir sıcaklık altında hızla soğutulur. Aşırı soğutma, sıvı fazın viskozitesinde artışa neden olarak atomların düzenlenme şeklini ve hareketliliğini etkiler. Bunun sonucu, cam oluşumu sürecini tetiklemektedir. Kinetik freeze-out (donma) aşamasında, malzeme sıvı fazdaki atomlar arasındaki düzensiz amorf yapıyı oluşturur. Bu aşamada atomların hareketliliği neredeyse sıfıra düşer ancak malzeme hala sıvı durumdadır. Viskozitenin artışı, atomların sabit bir

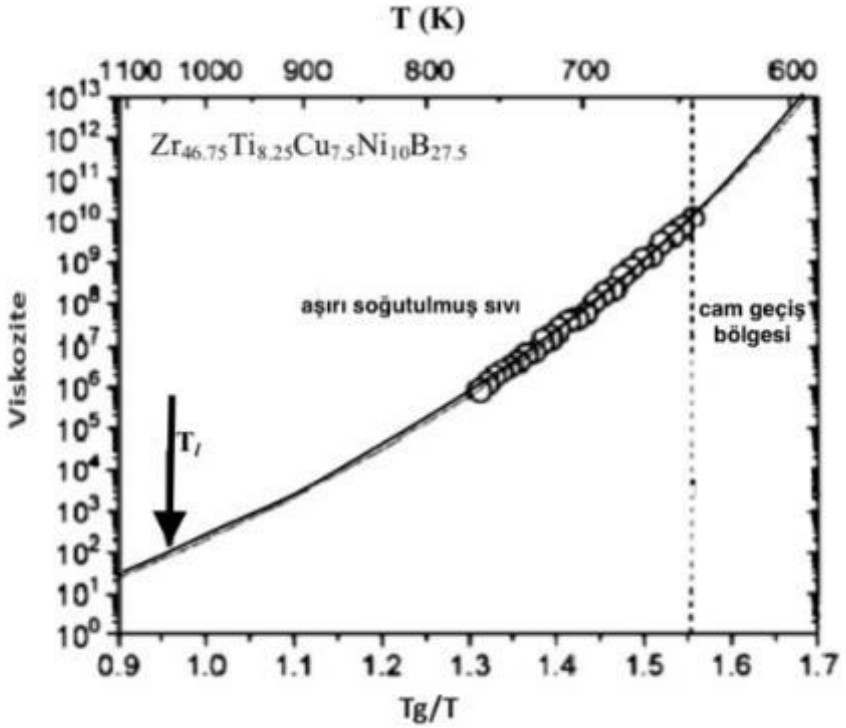
düzen içinde kalmasını teşvik ederek ve cam oluşumunu hızlandırmaktadır. Cam oluşumu sırasında viskozitenin artması, atomların hareketliliğini sınırlar ve malzemenin amorf fazına geçişini hızlandırır. Bu durum, nükleasyon ve kristalleşme süreçlerinin engellenmesini içerir. Atomların düzensiz yapı içinde kalması, kristal oluşumunu önler ve malzeme cam fazında kalır. Bu süreçte, soğuma hızının rolü büyük önem taşımaktadır. Hızlı soğuma, viskozitenin daha hızlı artmasına ve amorf fazın daha istikrarlı olmasına neden olur. Kinetik analiz yöntemleri, sıcaklık ve zaman profillerini inceleyerek malzemenin kinetik davranışını anlamak için kullanılır. Bu analizler, cam oluşumunun kontrol edilmesi ve istenilen amorf yapıların elde edilmesinde kritik bir rol oynar. Cam oluşumunun kinetik incelenmesi, malzeme mühendisliği, fizik ve endüstriyel uygulamalarda camların geliştirilmesine yönelik önemli katkılar sunan dinamik bir araştırma alanını oluşturmaktadır.

Viskozitenin, sıcaklıkla olan ilişkisi Vogel-Fulcher-Tammann (VFT) verilen (5) denklemiyle ifade edilmektedir. VFT ilişkisi, sıvının viskozitesini sıcaklığa karşı olan hassas ilişkisini ifade eder. Bu model, sıvının viskozitesinin sıcaklığa duyarlı bir şekilde nasıl değiştiğini anlamak için kullanılmaktadır. Metalik camların ve cam oluşturma yeteneklerinin incelenmesinde, viskozite değişimlerinin bu VFT ilişkisi üzerinden anlaşılması önemlidir (Angell 1995).

$$\eta(T) = \eta_0 \exp\left[\frac{DT_0}{T - T_0}\right] \tag{5}$$

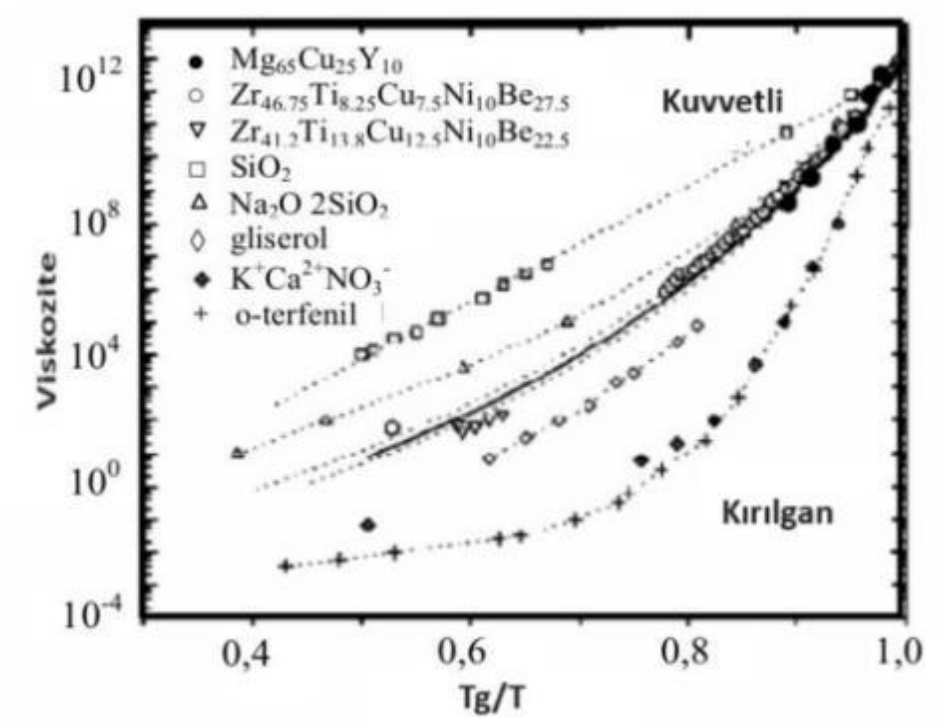
Burada T_0 Vogel-Fulcher sıcaklığıdır ve D kırılganlık parametresidir. Sıvıların özellikleri çeşitli parametrelerle tanımlanır ve bu parametreler, malzemenin camlaşma kabiliyetinin anlaşılmasına yardımcı olmaktadır. Bir örnek olarak, sıvıların kırılganlık özelliği belirli bir sıvının camlaşma eğilimini değerlendirmek için kullanılan önemli bir parametredir. Bu bağlamda, sıvıların belirli bir sıcaklık ve basınç altında gösterdiği davranışları karakterize eden D parametresi, sıvıların kırılgan veya kuvvetli sıvı olarak sınıflandırılmasına katkı sağlar. Özellikle, sıvıların kırılganlığı $D \leq 10$ durumunda "kırılgan" olarak adlandırılırken, $D \geq 20$ olduğunda "kuvvetli sıvı" olarak tanımlanmaktadır. Bu sınıflandırma, sıvıların içsel yapısal özelliklerini yansıtan bir gösterge olarak kabul edilebilir. Kuvvetli sıvılar, genellikle yüksek denge eriyik viskozitesine sahiptir. Bu durum kuvvetli sıvılar da moleküler düzenin ve atomların hareketliliğinin sınırlı olduğunu göstermektedir (Miller 1924). Ancak, sıvıların camlaşma kabiliyetini tam olarak anlamak,

sadece kırılganlık parametresine bağlı değildir ve anlaşılması için daha karmaşık bir perspektife ihtiyaç duyulmaktadır. Çünkü camlaşma kabiliyeti, sadece termodinamik değil, aynı zamanda kinetik faktörlere de bağlıdır. Bu nedenle, sıvıların camlaşma kabiliyetini anlamak için daha kapsamlı bir termodinamik ve kinetik analiz gerekmektedir. Şekil 16' da $Zr_{46.75}Ti_{8.25}Cu_{7.5}Ni_{10}B_{27.5}$ amorf alaşımının sıcaklık-viskozite değişimini ifade eden grafik gösterilmiştir.



Şekil 16. $Zr_{46.75}Ti_{8.25}Cu_{7.5}Ni_{10}B_{27.5}$ amorf metal alaşımının sıcaklık-viskozite değişimi (Wang, Dong and Shek 2004)

Kuvvetli sıvı davranışı, aşırı soğutulmuş sıvıların karakteristik özelliklerini ifade eder. Bu durumda, sıvının viskozitesi yüksektir ve fiziksel değişimleri gerçekleşme süreci oldukça yavaş olmaktadır. Aşırı soğutulmuş bir sıvıda kararlı çekirdek oluşumu gecikir ve bunun sonucu olarak, termodinamik olarak tercihli fazların büyümesi, bileşenlerin sınırlı hareketi tarafından kısıtlanır. Kristal fazın çekirdeklenmesi ve büyümesi aşırı soğutulmuş sıvı durumunda oldukça zorlaşmaktadır. Bu durum, yüksek camlaşma kabiliyetine ve aşırı soğutulmuş sıvının yüksek kararlılığına işaret eder. Şekilde yaygın olarak kullanılan metalik olmayan sıvıların viskoziteleri metalik camlarla karşılaştırılması verilmiştir (Wang, Dong and Shek 2004).



Şekil 17. Farklı cam oluşturucu sıvıların viskozitelerinin karşılaştırması (Wang, Dong and Shek 2004)

1.6. Fe-B Bazlı Camsı Metal Alaşımlarının Üretim Yöntemleri

Amorf metal alaşımlar, geleneksel kristalin düzenli atom yapısına sahip olmayan, rastgele düzenlenmiş atomlardan oluşan özel bir malzeme sınıfını temsil etmektedir. Bu malzemeler, birkaç istisna dışında, hızlı soğutma veya ergitme yöntemleri kullanılarak üretilirler. Amorf metal alaşımların üretimi için kullanılan bazı temel yöntemler aşağıda gösterilmektedir.

1.6.1. Hızlı Katılaştırma

Hızlı katılaştırma prosesleri (RSP), ortaya çıktığı günden bu yana önemli ilerlemeler kaydetmiş bununla birlikte üretim tekniği olarak etkili ve etkileyici bir hale gelmiştir. Bu durum bir dizi kitap, akademik yayın, birçok konferans düzenlenmesi ile açıkça görülmektedir. Zaman içinde, RSP teknikleri gelişerek metal veya intermetalik bazlı hatta seramik temelli malzemelerin üretim şemasında önemli bir yer edinmiştir.

Hızlı katılaştırma (RS), bilimsel literatürde genellikle yüksek sıcaklıklardaki sıvı malzemenin hızlı bir şekilde oda sıcaklığındaki katı hale geçişi olarak kabul edilmektedir. Proses sırasında termal enerji hızla çekilir yani çevre ortamındaki düşük sıcaklıklar, sıvı malzemenin içerdiği termal enerjiyi hızla absorbe eder. Yüksek soğuma hızı ise sıvı metalin hızla soğumasına ve katılaşma başlamadan önce 100°C veya daha fazla bir alt soğumaya maruz kalmasına neden olmaktadır. Bu durum, geleneksel dökümde elde edilen birkaç derecelik sıcaklık düşmesinden oldukça farklıdır. Sonuç olarak, hızla çekilen termal enerji malzemenin denge durumundan (normal katılaşma koşullarından) uzaklaşmasına ve özellikle kristal yapıdaki düzensizliklerin oluşmasına katkıda bulunarak amorflaşmayı sağlar.

Geleneksel malzemelerde kristal yapının oluşmasını engellemek için düşük soğuma hızları yeterli iken, erimiş metalik amorf yapılarda viskozite 10^{-2}–10^{-3} Pa.s olduğu için yüksek soğutma hızları gerekmektedir (Davies 1983). Hızlı katılaşma prosesinin başlaması için gerekli olan minimum soğuma hızı 10^4 K/s ‘den daha yüksek olması gerekmektedir. Ancak soğuma hızı, soğutma ortamına ve üretilecek olan malzemenin boyutlarına bağlı olarak 10^8 K/s seviyesine çıkabilmektedir. Bazı durumlarda 10^3 K/s'lik soğuma hızları dahi hızlı katılaşmış mikroyapıları meydana getirebilmektedir. Bu süreçte, yüksek sıcaklıklarda temas süresi milisaniyelerle sınırlıdır ve ardından oda sıcaklığına hızlı bir şekilde soğutma işlemi gerçekleştirilmektedir. Soğutma ortamının su, tuzlu su çözeltisi veya sıvı azot gibi olması, katılaşma hızını ve nihai üründeki ikinci fazların dağılımını etkilemektedir. Yüksek soğuma hızı, eriyiğin önemli ölçüde alt soğumasına neden olur. Bu durum birkaç metastabil olayın ortaya çıkmasına neden olur. Bu durum, temel yapı veya mikroyapıda değişikliklere neden olmaktadır (Lavernia and Srivatsan 2010).

Hızlı katılaştırmadaki amaç, geleneksel yöntemlerden farklı olarak olağandışı özelliklerin ve mikroyapıların elde edilebildiği bir yöntemdir. Pratikte, hızlı katılaşma elde etmek için en az üç farklı yol bulunmaktadır:

1. Katılaşmadan önce yüksek derecede alt soğuma uygulamak.
2. Sürekli katılaşma sırasında yüksek bir ilerleme hızı uygulamak.
3. Katılaşma sırasında yüksek bir soğuma hızı uygulamak.

Hızlı katılaştırma sırasında gerçekleşen termal enerjinin hızlı çekilmesi, daha önce de bahsedildiği üzere malzemenin denge durumundan belirgin bir şekilde sapmalar yaşamasına olanak tanır. Bu durum neticesinde, hızlı katılaştırma yönteminin sağladığı avantajları şu şekilde sıralamak mümkündür (Öztürk and Arslan 2001, Lavernia and Srivatsan 2010).

- Katı çözünürlük sınırlarının genellikle büyük ölçekli genişlemesi,
- Gelişmiş kompozisyonel (bileşimsel) esneklik,
- Erimeden alternatif faz seçim süreçleri veya istenen ikinci fazların (örneğin ince dispersiyonlar ve şekillendirilebilir partiküllerin) dahil edilmesi yoluyla oluşan denge dışı veya metastabil kristal fazların oluşumu,
- Segregasyonların hem sayısının hem de boyutunun azalması,
- Normalde düzenli malzemelerde ve intermetalik bileşiklerde düzensiz kristal yapıların oluşması,
- İçsel mikroyapısal etkiler, tane morfolojisindeki değişiklikler, özellikle tane boyutu ve şekli ile fazların şekli ve konumu gibi ya tek başına ya da bir kombinasyon halinde değişiklikleri içerebilir.

Hızlı katılaştırma yalnızca hızlı soğutma teknikleri ile sınırlı değildir. Eğer bir eriyik, dengedeki katılaşma sıcaklığının altına aşırı soğutulursa, bu durum, aşırı soğumanın etkisiyle artan Gibbs serbest enerji farkından kaynaklanan önemli bir kristalizasyon kuvvetiyle sonuçlanır. Bu bağlamda, bir eriyik yavaş soğutulsa bile, olağanüstü bir aşırı soğutma durumu gözlemlenmiş gibi değerlendirilebilmektedir. Bu yüksek düzeydeki aşırı soğuma ile elde edilen katılaşma hızları, genellikle hızlı soğutma yöntemleri kullanılarak elde edilen katılaşma hızları ile benzer seviyede veya daha yüksektedir (Herlach 1994).

1.6.2. Hızlı Katılaştırma Teknikleri

İlk hızlı katılaştırma prosesi Duwez tarafından geliştirilmiştir. Duwez tarafından geliştirilen ilk hızlı katılaştırma prosesi, günümüze kadar bir dizi teknikle evrim geçirmiştir. Bu tekniklerin geliştirilmesindeki temel amaç, elde edilen ürünün belirli özelliklerini optimize etmektir. Birçok hızlı katılaştırma tekniği bulunmakla birlikte, bu sistemlerin temel hedefi alaşımın eriyik halden hızlı bir şekilde soğutularak anında katılaştırılması işlemine dayanmaktadır. Bu amaç doğrultusunda geliştirilen hızlı katılaştırma teknikleri, farklı araştırmacılar tarafından çeşitli kategorilere ayrılmıştır. Bu kategoriler, elde edilen ürünlerin şekline göre, soğutma sırasındaki yöntem farklılıklarına göre, üretim tekniği ve üretim şartlarına göre çeşitli sınıflandırmalara olanak tanımaktadır. Bu durumlar en iyi şekilde damlacık, eğirme ve yüzey eritme teknolojileri başlıkları altında ele alınmaktadır:

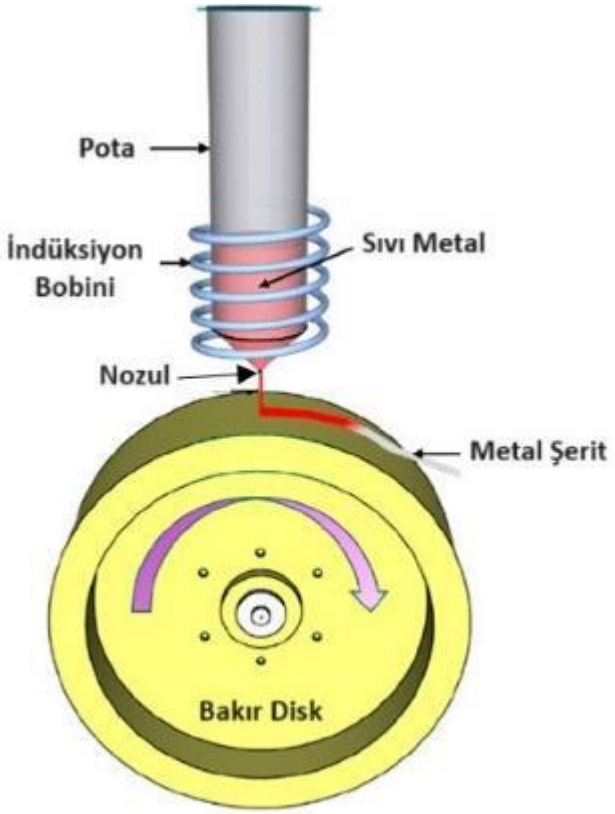
i. Damlacık teknolojileri; biriktirme yüzeyi üzerinde tek tek veya kısmen birleşen çoklu veya tekli eriyik damlacıklarının oluşturulmasını içermektedir.

ii. Eğirme teknolojileri; akıcı bir eriyik akışının hareketli bir soğuk yüzey veya ısı çıkarma sıvısı ile temas halinde sürekli bir filaman, şerit veya tabaka halinde donmasını sağlamak için stabilizasyonu içerir.

iii. Yüzey eritme teknolojileri ise bir yüzeyde hızlı erimeyi ve ardından erimemiş kütleye hızlı ısı ekstraksiyonu ile devam eden hızlı donmayı içerir (Jones 1984).

1.6.3. Melt Spinning (Eriyik Savurma) Yöntemi

Eriyik eğirme yöntemi olarak da bilinen melt spinning yöntemi, istenilen hedefler doğrultusunda belirli bir atom yapısına sahip metal veya alaşım şeritleri üretiminde en çok tercih edilen hızlı katılaştırma yöntemidir. Bu çalışmada, melt spinning yönteminin çalışma prensipleri ve bu teknikle elde edilen avantajlar detaylı bir şekilde incelenecektir. Bu yöntem, tel ve şerit formunda kesintisiz malzeme üretmek amacıyla en yaygın kullanılan üretim yöntemidir. Tekniğin işleyişini temsil eden basit bir diyagram Şekil 18' de sunulmuştur.



Şekil 18. Melt spinning (düzlemsel akış) tekniğinin şematik görünümü

Eriyik eğirmede ilk önce ingot alaşım veya metal yüksek sıcaklıklara dayanıklı bir pota içerisine yerleştirilip ardından indüksiyon ısıtma sistemi veya türevleri kullanılarak, malzemenin ergime sıcaklığının üzerine çıkılıp, pota içerisinde eritilmesi sağlanmaktadır. Daha sonra, erimiş malzemeyi potanın alt tarafında bulunan belirli boyutlara sahip bir nozuldan (delikten) dışarı püskürtmek için genellikle argon olan bir inert gaz kullanılır. Şekil 18'den de görüldüğü üzere ortaya çıkan sıvı metal, içten soğutulan ve yüksek hızlarda dönen genellikle bakır gibi yüksek ısıl iletkenliğe sahip disk üzerine püskürtülmektedir. Erimiş malzeme, diskin geniş ve soğuk yüzey alanıyla temas ettiğinde hızlı bir şekilde şerit halinde katılaşmaya başlar. Bu işlem yüksek soğuma hızlarında ($\approx 10^6$ K/s) gerçekleşmektedir (Budhani, Goel and Chopra 1982, Theisen, Davis et al. 2010). Diskin dönüşü, katılaşmış ürünü sürekli olarak uzaklaştırırken, erimiş metal akışına yeni yüzey alanı açarak sürekli üretime olanak tanımaktadır (Bilezikian, Marcus et al. 2014). Sonuç olarak, metalik camlar gibi şekillendirmek için son derece yüksek soğutma hızları gerektiren malzemeleri geliştirmek için eriyik eğirme yöntemi kullanılmaktadır. Hızlı soğumaları nedeniyle bu ürünler, onlara benzersiz manyetik ve fiziksel özellikler kazandıran son derece düzensiz bir

atom yapısına sahiptir (Bilezikian, Marcus et al. 2014, Voo and Olofinjana 2017). Melt spinning yöntemi, diğer hızlı katılaştırma yöntemleri ile karşılaştırıldığında çeşitli avantajlara sahiptir. Diğer hızlı katılaştırma yöntemlerine göre bazı avantajları şunlardır (Lavernia and Srivatsan 2010, Kamal and Mohamed 2012):

1. Yüksek Üretim Hızı: Melt spinning, yüksek üretim hızlarına olanak tanımaktadır. Bu yöntem ile kısa sürede büyük miktarlarda şerit üretilebilir.
2. İnce ve Homojen Şeritler*:* Melt spinning ile elde edilen şeritler genellikle ince ve homojen yapılara sahiptir. Bu sayede malzemenin istenilen özelliklerde olup olmadığı daha iyi bir şekilde kontrol edilebilmektedir.
3. Amorf ve Nanokristalin Yapılar: Yüksek soğutma hızları sayesinde melt spinning, amorf veya nanokristalin yapıların elde edilmesine olanak tanır. Bu yapılar, malzemenin mekanik ve elektriksel özelliklerini geliştirmektedir.
4. Çeşitli Malzemeler İçin Uygunluk: Metal alaşımları, polimerler ve seramikler gibi çeşitli malzemeler melt spinning ile işlenebilir. Böylelikle geniş bir malzeme yelpazesi üzerinde çalışabilme esnekliği sağlamaktadır.
5. Esneklik ve Özelleştirme: Melt spinning, üretim parametrelerinin kontrol edilebilir olması nedeniyle esnek bir yöntemdir. Üreticilere malzemenin özelliklerini özelleştirmelerine ve belirli uygulamalara uygun hale getirmelerine imkan tanır.
6. Endüstriyel Ölçekte Uygulanabilirlik: Melt spinning, endüstriyel ölçekte uygulanabilir bir yöntemdir. Bu yöntemle, yüksek verimlilik ve düşük maliyetle büyük miktarlarda üretim yapılabilmektedir.

Endüstriyel uygulamalara ve ürün tutarlılığına avantajlar sunan eriyik eğirme tekniği ile ilgili farklı prosesler ve teknikler geliştirilmiştir.

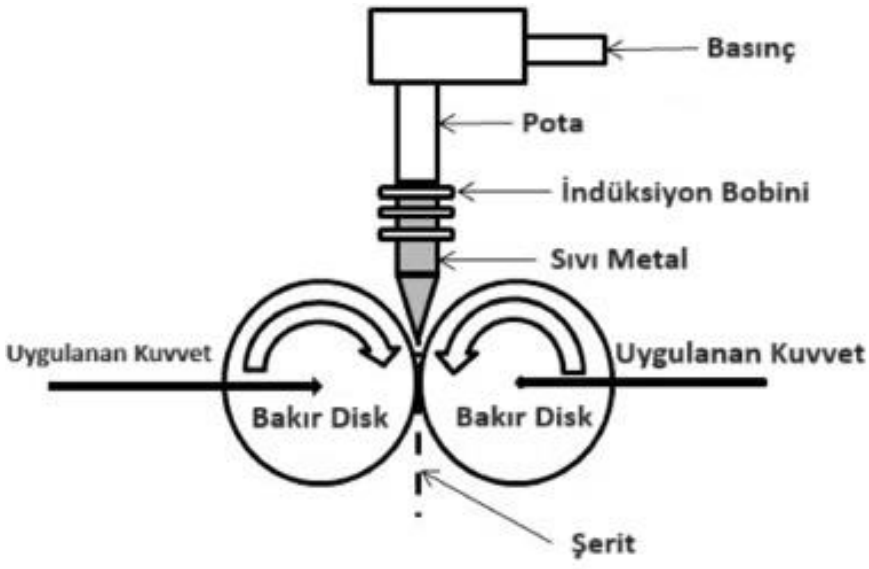
i. Planar Flow Casting (Düzlemsel Akışlı Döküm)

Düzlemsel Akışlı Döküm (PFC), geniş metalik cam levhaların endüstriyel üretimi için yaygın olarak tercih edilen bir eriyik eğirme işlemidir. Bu süreçteki temel değişiklik, eriyiği potadan çıkarmak için daha geniş bir ağızlığın kullanılmasından kaynaklanmaktadır (Carpenter and Steen 1992). Sonuç olarak, eriyik birikintisi tamburun daha geniş bir alanını kaplar ve bu da daha büyük bir şerit alanı oluşturur. Elde edilen ürünün kalitesini etkileyebilecek erimiş malzemenin oksidasyonunu önlemek amacıyla, PFC genellikle vakum ortamında gerçekleştirilir. Endüstriyel olarak, düzlemsel akış yöntemi kullanılarak 200 mm genişliğe kadar şeritler başarıyla üretilmektedir (Seino and Sato 2014).

ii. Twin Roll Melt Spinning (İkiz Silindirli Eriyik Eğirme)

Geleneksel melt spinning yöntemine kıyasla iki silindir veya tamburun (diskin) kullanıldığı bir eriyik eğirme yöntemidir. Şekil 19' da şematik resmi gösterilmekte olan bu yöntemde, silindirler yan yana konumlandırılır ve sol taraftaki silindir saat yönünde, sağ taraftaki ise saat yönünün tersine dönmektedir. Bu konfigürasyon, silindirler arasından geçen malzemenin aşağı çekilmesine neden olur. Eriyik, soğutulduğu silindirler arasından püskürtülerek dışarı atılır ve böylelikle şerit formunda malzeme elde edilir.

İkiz silindirli melt spinning yönteminin sunduğu avantajlardan biri, elde edilen şerit kalınlığı üzerinde yüksek derecede kontrol sağlanmasıdır. Tek bir silindirle şerit kalınlığını kontrol etmek karmaşıktır, çünkü bu durum eriyiğin akış hızı, silindirin dönme hızı ve eriyiğin sıcaklığı gibi birçok faktörden etkilenmektedir. Ancak ikiz silindirli konfigürasyon, merdaneler arasındaki mesafeyi değiştirerek belirli ve tutarlı bir kalınlık elde etmeyi mümkün kılar. Şu ana kadar, ikiz silindirli melt spinning yöntemi genellikle laboratuvar ölçeklerinde kullanılmakta ve endüstriyel ölçekte daha sınırlı bir uygulamaya sahiptir. Bu teknik, özellikle belirli kalınlık kontrolü gerektiren uygulamalarda potansiyel avantajları nedeniyle ilgi çekmektedir (Wright, Korth and Sellers 1990, Pei and Ju 2017).



Şekil 19. Twin roll melt spinning (İkiz silindirli eriyik eğirme) tekniğinin şematik görünümü

iii. Auto Ejection Melt Spinning (Otomatik Enjeksiyon Eriyik Eğirme)

Otomatik enjeksiyon eriyik eğirme prosesi (AEMS), eriyiğin hemen dışarı atıldığı bir eriyik eğirme yöntemidir. Bu yöntemde, eriyik akışının akış hızı, sıcaklığı ve/veya salınma zamanlaması gibi kritik parametreler, manuel müdahale olmadan otomatik olarak kontrol edilmektedir. Bu sayede işlemler arasında daha yüksek şerit tutarlılığına ve süreçte daha yüksek düzeyde otomasyona olanak tanınmaktadır.

Otomatik enjeksiyon eriyik eğirme yönteminin avantajları arasında, operatör müdahalesinin azaltılması ve bu sayede daha hassas ve tekrarlanabilir üretim sağlanması bulunmaktadır. Otomatik kontrol, eriyik akışının özelliklerini optimize ederek daha homojen şeritlerin elde edilmesine katkıda bulunur. Ayrıca, bu yöntemle üretilen malzemelerde daha tutarlı kalite elde etmek mümkündür. Otomatik enjeksiyon eriyik eğirme, genellikle endüstriyel üretim süreçlerinde kullanılarak daha verimli ve güvenilir bir üretim sağlamaktadır (Shirzadi, Kozieł et al. 2019).

1.6.4. Şerit Oluşum Mekanizması

Literatürde, Melt spinning (MS) yöntemi ile şerit üretimini, boyut ve özelliklerini etkileyen birçok parametre olduğu belirtilmiştir. Bir sonraki bölümde detaylı olarak anlatılmış olan şerit oluşumunu etkileyen başlıca parametreler; sıvı metal sıcaklığı, disk hızı, sıvı metali püskürtmek için kullanılan gaz basıncı, nozul ile disk arasındaki açı, nozul ile disk arası mesafe vb. şeklindedir. Tüm bu parametreler elde edilen şerit üretimini, üretilen ince şerit formundaki malzemenin şekil, boyut ve soğuma hızını önemli derecede etkilemektedir. Bu yöntem ile üretim prosesinde önemli parametrelerden biri olan gaz basıncı etkisiyle püskürtülen sıvı metalin disk yüzeyine ilk temas ettiği anda, disk üzerinde bir sıvı metal havuzu oluşmaktadır. Bu durum, şerit oluşum mekanizması için önemli bir aşamayı temsil etmektedir. Disk yüzeyi nozula son derece yakın bir yerde bulunur ancak ona temas etmemektedir. Sıvı metal disk yüzeyine temas ettiğinde küçük bir eriyik birikintisi (erimiş malzeme) oluşur. Bu birikintinin yani küreciklerin (damlacıkların) oluşmasını veya şeritlerin kırılmasını önlemek için disk hızının 10 m/s ile 60 m/s arasında olması gerekmektedir. Eriyiğin düşük viskozitesi nedeniyle, disk yüzeyinin eriyiğin altındaki göreceli hareketi tarafından üretilen kesme kuvvetleri sıvı metale yalnızca birkaç mikron kadar uzanır. Başka bir deyişle, diskin dönmesinden kaynaklanan sürtünmeden sıvı metalin

yalnızca küçük bir kısmı etkilenmektedir. Sonuç olarak disk döndükçe, eriyik birikintisinin çoğu, yüzey gerilimi nedeniyle meme ile disk arasında tutulmuş halde kalır. Ancak diskin doğrudan temas halinde olan sıvı birikintisinin en altındaki eriyik, diskin merkezkaç kuvveti etkisiyle hızla katılaşarak ince bir şerit formunu alır. Katılaşmış şerit, diskin dönüşünden kaynaklanan merkezkaç kuvveti onu dışarı atmadan önce, diskin yüzeyindeki nozulun altından 10°'ye kadar dönüş için taşınır (Budhani, Goel and Chopra 1982, Carpenter and Steen 1992, Shirzadi, Kozieł et al. 2019). Sıvı metal disk yüzeyine çarptığı andan itibaren katı bir sınır tabakası oluşturmakta ve böylelikle şerit oluşumu başlamaktadır. Bu işlem sürekli olarak gerçekleşir, böylece katılaşmış malzeme eriyik birikintisinin altından çıkarıldıkça, memeden birikintiye daha fazla sıvı metal eklenmektedir. Bu akış ile sürekli sıvı metal beslemesiyle, kesintisiz sürekli şerit veya tel formunda malzeme üretimi gerçekleşmektedir. Sürekli akış ve kesintisiz malzeme üretimi, melt spinning yönteminin öne çıkan özelliklerindendir.

1.6.5. Melt Spinning Yönteminde Önemli Parametreler ve Etkileri

Melt spinning yöntemi, amorf malzemelerin üretiminde yüksek performanslı bir tekniktir. Melt spinning işlemi literatürde, şeritlerin boyut ve özelliklerini etkileyen bir dizi parametre ile karakterize edilmiştir. Bu parametreler arasında metal eriyiğinin sıcaklığı, nozul ile döner disk arasındaki açı, sıvı metalin diske iletilmesinde kullanılan gazın basıncı, disk hızı vb. yer almaktadır. Bu faktörler, ürünün boyutu, şekli ve soğuma hızı üzerinde belirgin etkilere sahip olabilir. Bu nedenle, melt spinning işleminin optimize edilmesi ve özellikle belirli bir uygulamada en uygun sonuçların elde edilmesi için bu parametrelerin dikkatlice kontrol edilmesi gerekmektedir. Bu yöntemdeki kilit parametreler detaylandırılarak her bir parametrenin üretim sürecine olan etkisi aşağıda belirtilmektedir (Pavuna 1981, Steen and Karcher 1997).

1. Disk Hızı: Melt spinning işleminde disk hızı, şerit oluşumu üzerinde kritik bir etkiye sahip önemli bir kontrol parametresidir. Disk hızının artması, sıvı metalin disk yüzeyi ile temasını kontrol etmede önemli bir rol oynar. Düşük disk hızları genellikle daha ince şeritlerin oluşmasına yol açabilir ancak yüksek hızlar, homojen bir akışın sürdürülmesine katkıda bulunmaktadır.
2. Eriyik Sıcaklığı: Eriyik sıcaklığı, melt spinning sürecinde kullanılan malzemenin temel özelliklerini belirleyen önemli bir faktördür. Eriyik sıcaklığının doğru bir

şekilde kontrol edilmesi, istenilen malzeme özelliklerinin başarılı bir şekilde elde edilmesinde belirleyici bir rol oynamaktadır.

3. Nozul ve Disk Geometrisi: Nozul ve disk geometrisi, melt spinning işlemi sırasında malzemenin akışını ve şeklini belirleyen önemli faktörlerdir. Bu parametrelerin optimal bir şekilde seçilmesi, homojen bir akışın sürdürülmesinde ve ince şeritlerin düzenli olarak üretilmesinde etkilidir.
4. Soğutma Hızı: Melt spinning işleminde kullanılan soğutma hızı, malzemenin katılaşma hızını etkileyen önemli bir faktördür. Optimal soğutma hızı, istenilen mikroyapı ve özelliklerin elde edilmesinde belirleyici bir rol oynar.
5. Nozul ve Disk Malzemesi: Kullanılan nozul ve disk malzemesi, işlemin dayanıklılığı ve tekrarlanabilirliği üzerinde etkili olmaktadır. Uygun malzeme seçimi, işlem stabilitesini artırabilir ve aynı zamanda kaliteli ürün elde etmede oldukça önemlidir.

Her malzemenin farklı davranış gösterdiği göz önüne alındığında, şerit üretiminde bu parametre değerlerinin her biri değişiklik göstermektedir. Düzgün bir şerit oluşumu için gerekli parametre değerleri deneysel çalışmalar ile belirlenir. Belirtilen parametreler dışında diğer değişkenler de mevcut olabilir, ancak bunların şerit boyutları ve yapısı üzerindeki etkileri daha az sıklıkta belgelenmiştir.

1.7. Toz Metalurjisi Yöntemi ile Fe-B Bazlı Alaşımlarının Üretim Yöntemleri

Fe-B bazlı camsı metal alaşımların toz metalurjisi yöntemiyle üretim süreci mikro ve nanoteknolojinin başarılarına dayanarak özel özelliklere sahip malzemelerin üretimini mümkün kılar. İlk adım, atomize toz üretimi, sıvı metalin yüksek basınçlı bir gaz akışına püskürtülmesiyle gerçekleşir. Bu süreç, metalin mikroskobik ölçekte ayrılmasını sağlar ve elde edilen tozların yüzey alanını artırır. Böylelikle homojen bir yapı ve düzenli bir granülometri dağılımı sağlanır. Daha sonra elde edilen atomize tozlar, izostatik presleme veya ekstrüzyon gibi şekillendirme yöntemleri kullanılarak istenilen formu alır. İzostatik presleme, tozların bir kalıp içine yerleştirilip yüksek basınç altında sıkıştırılmasını içerir. Ekstrüzyon ise tozların bir metal kalıbının içinden geçirilerek şekil verme işlemidir. Bu adım, alaşımın nihai formunu almasını sağlar. Şekillendirilmiş tozlar, yüksek sıcaklık ve basınç altında gerçekleşen sinterleme işlemine tabi tutularak bir araya getirilir. Bu aşama, toz partiküllerinin birleşmesini ve yoğun bir yapı oluşturmasını sağlar. Ancak, sinterleme

işlemi sonucunda elde edilen yapı genellikle kristal bir karaktere sahiptir. Bu nedenle, sinterlenmiş alaşım hızlı soğutma(quenching) işlemiyle amorf bir yapıya dönüştürülür. Bu genellikle su veya metal şeritler üzerinde hızlı soğutma yöntemleriyle gerçekleştirilir. Hızlı soğutma, atomların düzenli bir kristal yapısı oluşturmasını engelleyerek camsı özelliklerin kazanılmasına yardımcı olur. Bu üretim yöntemi, Fe-B bazlı camsı metal alaşımların özel manyetik, mekanik ve termal özelliklerini etkileyen temel adımları içermektedir. Bu malzemeler, elektronik, enerji depolama, sensör uygulamaları ve endüstriyel mıknatıs uygulamalarında geniş bir kullanım potansiyeline sahiptir.

1.8. Literatür Özeti

Sıvı metaller erime sıcaklığının üzerinde herhangi bir sıcaklığa yavaşça soğutulması ile (~1 Ks^{-1}) düzenli bir yapı olan, uzun mesafe periyodik dizilimli katı bir kristal yapılı malzeme elde edildiği bilinmektedir. Kristal yapılı malzemeler yüzyıllardır çeşitli alanlarda kullanılmıştır. Daha sonraki yıllarda sıvı metallerin çok hızlı bir şekilde soğutulması ile (~10^6 Ks^{-1}) düzensiz camsı yapının oluştuğu görülmüştür. Bu düzensiz yapının oda sıcaklığına kadar korunduğu tespit edilmiştir (Klement, Willens and Duwez 1960). İlk olarak 1960 yılında Duwez ve ark. tarafından Au-Si alaşımı amorf yapılı olarak üretilmiştir.

Metalurjik işleme için hızlı katılaşma teknolojisine (RST) olan mevcut ilginin, 1960'larda Pol Duwez'in Caltech grubunun öncü çabalarından kaynaklandığı genel olarak kabul edilmiştir. Her ne kadar bu araştırmanın asıl amacı kristal metalik alaşımlarda katı çözünürlüğü dengenin ötesine taşımak olsa da, Fe bazlı ferromanyetik malzemeler de dahil olmak üzere birçok sistemin camsı yapılabileceğinin keşfedilmesiyle tamamen yeni bir araştırma alanı açılmıştır. Sonuç olarak, amorf metal veya metalik cam olarak adlandırılabilecek katı bir atom topluluğu ortaya çıkmıştır. Bu tarihten itibaren amorf yapılı malzemelerin üretilmesi, geliştirilmesi ve yapısal, manyetik, mekanik gibi diğer özellikleri üzerine yapılan çalışmalar hız kesmeden devam etmiştir. Ayrıca hızlı katılaştırma teknikleri üzerine de detaylı araştırmalar yapılmıştır. Bilimsel merak, katılaşma davranışını incelemek amacıyla çok yüksek soğuma hızlarının etkilerini araştırmaya yönelik ilk adımı atmaya teşvik etmiştir. Bu tür hızlı soğuma koşullarının, malzeme mikroyapısında önemli gelişmelere neden olabileceği ve bu iyileştirmelerin belirgin özellik artışlarına yol açabileceği belirlenmiştir.

1970'lerin başlarından itibaren, dünya genelinde hızlı katılaşma yöntemleri ve uygulamalarının geliştirilmesine yönelik yoğun çabalar, belirgin bir hızlı katılaşma teknolojisinin oluşumuyla sonuçlanmıştır. Bu dönemde yapılan çalışmalar, hızlı katılaşmanın malzemelerin mikroyapıları üzerindeki etkilerini anlamaya ve bu teknikle elde edilebilecek özellik iyileştirmelerini ortaya koymaya odaklanmış, bu da 1980'lerde hızlı katılaşma özellikleri gösteren malzemelerin kullanıldığı uygulamaların daha fazla geliştirilmesine yol açmıştır (Collins 1986).

Metallerin hızlı katılaşmasına ilişkin en son genel inceleme, Jones tarafından 1984 yılında yayınlanan, hızlı katılaşmayı sağlama yöntemlerinin ve gerçekleştirilebilecek mikro yapıların modellenmesinde o zamanki son gelişmeleri ele almıştır. İncelemede ayrıca yüksek mukavemetli yapısal malzemeler, yüksek sıcaklıktaki malzemeler, korozyona dayanıklı, katalitik ve depolama malzemeleri ve elektrikli veya manyetik malzemeler de dahil olmak üzere hızla katılaşan alaşımlara yönelik bir dizi uygulama ele alınmıştır. Amorf yumuşak manyetik malzemeler hızlı katılaştırma yoluyla ince şeritler halinde elde edilir. Günümüzde ağırlıklı olarak kullanılan melt spinning tekniği ile değişken genişlikte (100- 200 mm'ye kadar) ve genellikle 15 µm ile 40 µm arasında değişen kalınlıkta şerit formunda malzeme üretimi gerçekleştirilmektedir.

Öte yandan 19. yüzyılın ortalarında manyetizma üzerine yapılan çalışmalar neticesinde demir ve kobalt alaşımları manyetik malzemeler olarak daha fazla ilgi görmeye başlamıştır. Ohta ve ark. Fe bazlı amorf alaşımlar ve/veya Fe bazlı nanokristal malzemeleri düşük çekirdek kayıpları nedeniyle kapsamlı bir şekilde incelenmişlerdir. Bu incelemeler sonucunda, çekirdek kaybı Si çeliğinden daha düşük ve geleneksel Fe bazlı amorf ve/veya nanokristalin alaşımlardan daha yüksek Bs'ye sahip nanokristalin Fe bazlı yumuşak manyetik malzemeleri geliştirmişlerdir. Bu grup, Fe-Cu-B amorf alaşım sistemleridir. Bu alaşımda, söndürülmüş durumdaki birincil kristaller, mükemmel yumuşak manyetik özelliklerin ortaya çıkması için gereklidir. Bu, Cu'nun nanokristalin yapının görünümünde çok önemli bir rol oynadığını öne sürmüştür. Cu ilavesinin rolünü doğrulamak için, bu çalışmada, melt spinning ile oluşturulan 663 K' de 1 saat boyunca tavlanmış $(Fe_{0.85}B_{0.15})_{100-x}Cu_x$ alaşımlarında manyetik özelliklerin Cu içeriği bağımlılığı ve ortalama kristal tane boyutu araştırılmıştır. Cu'nun manyetik özellikler, nanokristalizasyon süreci ve mikroyapı üzerindeki etkisi tartışılmıştır. Cu içeriğinin artması ile koersivite (Hc) değerinin düştüğü ve özellikle x = 1.0 ile 1.5 arasında önemli bir azalma sergilediği görülmüştür. Bununla birlikte kristal tane boyutunda da önemli bir azalma meydana geldiği saptanmıştır. Yaklaşık 7

A/m'lik düşük Hc ve 1,8 T'den fazla yüksek Bs gibi mükemmel manyetik özellikler, x = 1.5 alaşımında elde edildiği gözlemlenmiştir. Mevcut alaşım sisteminde, %1,0'dan fazla Cu ilavesinin manyetik özellikleri geliştirdiği tespit edilmiştir (Ohta and Yoshizawa 2007).

Y. Han ve ark. Fe-Si-B-P alaşım sisteminde Fe'nin kısmen Co ile değiştirilmesiyle ile FeCo içerikli, ferromanyetik element konsantrasyonu %83 ila %87 arasında değişen Fe açısından zengin amorf alaşımları oluşturmuştur. Oluşturulan bu alaşım bileşimlerini optimize etmek amacıyla $(Fe_{0.8}Co_{0.2})_{83}B_9Si_5P_3$, $(Fe_{0.8}Co_{0.2})_{84}B_{8.5}Si_{4.5}P_3$, $(Fe_{0.8}Co_{0.2})_{85}B_8Si_4P_3$, $(Fe_{0.8}Co_{0.2})_{86}B_{7.5}Si_{3.5}P_3$ ve $(Fe_{0.8}Co_{0.2})_{87}B_7Si_3P_3$ bileşimlerine sahip FeCo bazlı alaşımları seçilmiştir. Yapılan bu çalışmada, belirlenen kompozisyondaki alaşımlar melt spinning tekniği ile üretilmiştir analizleri gerçekleştirilmiştir. Manyetik özellik ölçümleri için şeritlerin tümü, 20 K sıcaklığında 600 s boyunca uzunlamasına tavlama işlemine tabi tutulmuştur. Ortaya çıkan alaşımların, tavlama işleminden sonra iyi yumuşak manyetik özellikler ve bükülme sünekliği sergilediği gözlemlenmiştir. Ayrıca, maksimum manyetik akı yoğunluğu (Bs) 1,75 T'ye yaklaşmaktadır; bu, daha önce bildirilen Fe açısından zengin Fe-metaloid alaşımlarından daha yüksektir. Böylece, Fe'nin Co ile kısmi ikamesi, hem Curie sıcaklığının hem de Bs'nin Fe-Si-B-P alaşım sistemlerinden daha yüksek olduğu sonucuna varılmıştır. Bu sonuca dayanarak, daha yüksek toplam ferromanyetik eleman içeriğine sahip Fe bazlı yumuşak manyetik alaşımlar için büyük ölçüde 1,75 T'yi aşan daha yüksek manyetik akı yoğunluğu elde edileceği saptanmıştır (Han, Ding et al. 2017).

M. Grigoras ve ark. $Ce_{14}Fe_{78-x}Mo_xCo_2B_6$ nominal bileşimine (x = 0, 0,5, 0,75, 1, 1,25 at%) sahip alaşım külçelerini ark eritme yoluyla hazırlayıp ardından eriyik eğirme tekniğiyle 15 m/s disk hızıyla nanokristalli yapılı ve 35 m/s disk hızı ile ise amorf yapılı şeritler elde etmişlerdir. Ardından 773K-973K aralığında 5 ila 30 dakika arasında vakum altında tavlama işlemi gerçekleştirilmiştir. Yapılan çalışma sonucunda Mo elementi eklenmesi ile manyetik özelliklerin iyileştiği ve aynı zamanda Mo elementinin kristal taneciklerin büyümesini engelleyici olarak görev yaptığı, istenmeyen manyetik olmayan fazların hacim fraksiyonunu azalttığı görülmüştür (Grigoras, Lostun et al. 2022).

J. Marcin ve ark. belirlenen $Fe_{63}Co_{21}Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritleri düzlemsel akış yöntemiyle üretmişlerdir. Üretilen 8mm genişliğinde 25 μm kalınlığında amorf şeritlere, 573K-623K aralığında 1 saat boyunca yüksek vakum altında tavlama işlemi uygulanmıştır. Gevşeme sensörü için en uygun manyetik özellikler, ısıl işlem görmüş amorf malzemede erken kristalleşme aşamasına karşılık gelen, 593 K'de 1 saat boyunca uzunlamasına alan

tavlamasından sonra elde edilmiştir. Bu ısıl işlemden sonra manyetik akı yoğunluğu 1,83 T'ye ulaşır ve zorlayıcı alanın değeri 4,2 A/m'dir. Yüksek manyetik akı yoğunluğu, bu manyetometrelerde halihazırda kullanılan ticari amorf malzemelerle benzer hassasiyeti korurken, sensörün doğrusal ölçüm aralığını önemli ölçüde arttırdığı görülmüştür (Marcin, Klinda et al. 2010).

C. F. Conde ve ark. belirlenen $(Fe_xCo_1)_{79}Mo_8Cu_1B_{12}$ (x=1, 2, 3, 6, 9, 12) ve $Fe_{79}Mo_8Cu_1B_{12}$ alaşımlarını, yüksek saflıkta elementlerin argon atmosferinde ark eritilmesiyle önceden hazırlanmış külçelerden düzlemsel akış dökümüyle şerit formunda üretmiştir. Belirlenen Fe-Co-Mo-Cu-B alaşım grubuna, değişken oranlarda Fe ve Mo elementi ikame ederek manyetik özellikler ve mikroyapı üzerine etkilerini araştırmışlardır. Co ilavesi, amorf fazın Curie sıcaklığında önemli bir artışa (alaşımın Co içeriği ile yaklaşık olarak doğrusal) neden olduğu ve aynı zamanda hem amorf hem de nanokristalli fazların termal stabilitesini azalttığı saptanmıştır. Fe, Co alaşımlarına Mo eklenmesi ile bu sistemdeki demir oksidasyonunu önemli ölçüde geciktirildiği görülmüştür. Curie sıcaklığının önemli ölçüde düşmesi, amorf alaşımların termal stabilitesini ve manyetik özelliklerini etkilediğini tespit etmişlerdir (Conde, Conde et al. 2006).

M. Müller ve ark. $Fe_{80}(B, M, Cu)_{20}$ tipi alaşımlarda Mo (%5–7–9 at.) ve %1 at. Cu' nun etkisini ve Mo'nun Nb ile kısmi ikamesini araştırmışlardır. Mo_3 ve Nb_4 kombinasyonunun kristalizasyon davranışı, yapısı ve manyetik özellikleri üzerindeki etkisi B içeriği %12 at.'de sabit tutulmuştur. Amorf şeritler tek silindirli eriyik eğirme tekniğiyle üretilmiş ve 723K-773K arasında 1 saat vakum altında tavlanmıştır. B ve Fe'nin sırasıyla %7'den %9'a kadar Mo ile kısmi ikamesi ve %1 Cu ile kombinasyon halinde $Fe_{80}B_{20}$ tipi alaşımların yumuşak manyetik davranışını belirgin şekilde geliştirdiği görülmüştür. Bu gelişimin, daha düşük manyetostriksiyon ve çok küçük nanokristal tane boyutundan kaynaklandığı tespit edilmiştir. En iyi yumuşak manyetik özellikler ise Mo'nun kısmen Nb ile değiştirilmesi durumunda elde edildiği görülmüştür (Müller, Grahl et al. 2001).

2. YAPILAN ÇALIŞMALAR

Bu çalışma kapsamında, sürekli su soğutmalı ark ergitme cihazında hazırlanan ingot alaşımlar ile melt spinning yöntemi kullanılarak Fe-B esaslı yumuşak manyetik özelliklere sahip alaşım şeritlerinin üretimi hedeflenmiştir. Belirlenen alaşım şeritlerinin üretimi ayrıntılı olarak anlatılmış ve eklenen ilave elementlerin şeritlerin yapısal, manyetik ve sensör özellikleri üzerine etkisi detaylı olarak açıklanmıştır

2.1. Kullanılan Malzemeler

Üretilen yumuşak manyetik özelliklere sahip amorf yapılı şeritlerin temel bileşimi demir (Fe) ve bor (B) elementlerinden oluşmaktadır. Belirlenen alaşımlardan birincisi Cu ve Co katkılı Fe-B bazlı alaşımlardır. Başka bir deyişle bakır katkılı ikili Fe-B alaşımı ve üçlü (Fe,B)-Co grubudur. Alaşımın bileşiminde atomik olarak %42 oranında demir ve kobalt, %15 oranında bor ve %1 oranında bakır elementlerini içermektedir (Tablo 3). Kristalleşmeyi engelleyerek amorflaşmayı kolaylaştırdığı ve aynı zamanda yumuşak manyetik özellikler üzerindeki olumlu etkisinden dolayı belirlenen ikinci alaşım grubu ise Molibden katkılı HITPERM malzemesi olup (Fe-B)-Co-Mo-Cu formundadır. Demir ve kobalt yerine molibden katkılanmasıyla elde edilen alaşımın bileşiminde atomik olarak %38 demir ve kobalt, %8 molibden ve %1 bakır elementi bulunmaktadır (Tablo 4).

Tablo 3. Üretimi gerçekleştirilen $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritin kimyasal kompozisyonu

Element	Atomikçe Oran (%)	Ağırlıkça Oran (%)
Demir (Fe)	42	46,47
Kobalt (Co)	42	49,04
Bakır (Cu)	1	1,25
Bor (B)	15	1,92

Tablo 4. Üretimi gerçekleştirilen $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritin kimyasal kompozisyonu

Element	Atomikçe Oran (%)	Ağırlıkça Oran (%)
Demir (Fe)	38	39,62
Kobalt (Co)	38	25,09
Molibden (Mo)	8	14,33
Bakır (Cu)	1	0,71
Bor (B)	15	1,81

2.2. Vakum Ark Ergitme Sistemi

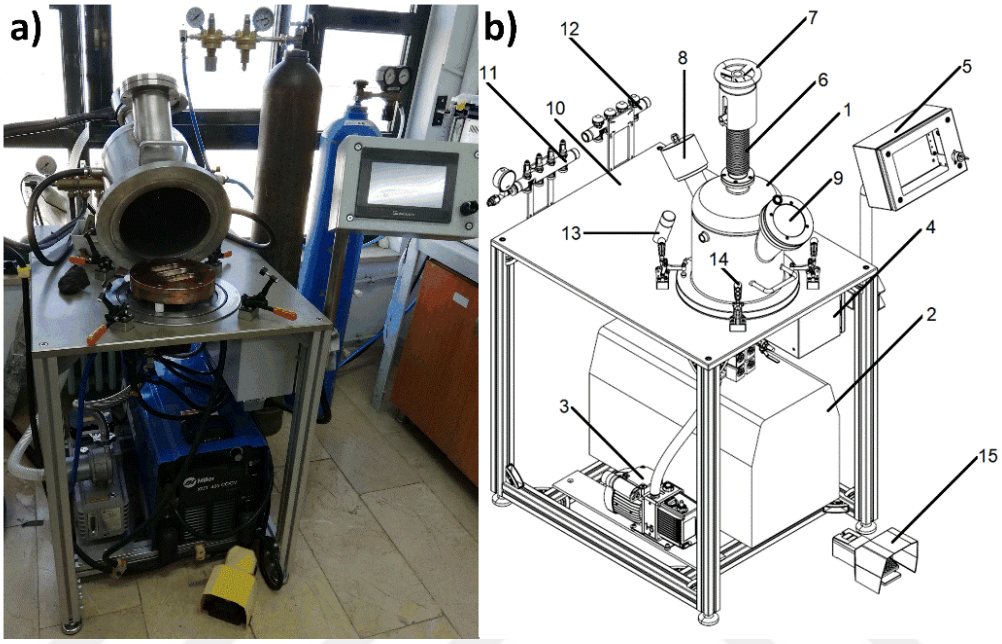
Bu tez çalışması kapsamında melt spinning cihazı ile şerit üretimi için ilk olarak belirlenen alaşımların bileşimini oluşturmak amacıyla vakumlu ark ergitme cihazında master alaşımlar üretilmiştir. Şekil 20' de fotoğraf görüntüsü ve üç boyutlu şematik resmi verilen ark ergitme cihazı, özel bir firma ve laboratuvar ekibi tarafından özgün bir tasarımla üretilmiştir. Bu yenilikçi cihazın patent tescili için Türk Patent Enstitüsü'ne başvuru yapılmış ve başvuru tarihi ve numarası 2019/068813 olarak belirlenmiştir.

Vakumlu ark ergitme cihazı üç ana kısıma ayrılabilir. İlk kısım, masa üstü bölümünü içerir. Bu bölümde paslanmaz çelik gövde (kule), bakır pota, tungsten elektrot, bakır pota içerisindeki soğutma suyu giriş ve çıkış mekanizmaları, elektrot tutucusu, O-ring contası, manivelalı klempler (mengene) ve paslanmaz çelik taban bulunur. Paslanmaz çelik gövde üzerindeki camlı gözetleme penceresi sayesinde arkın oluşumu, yönü ve ergitme işlemi izlenebilir.

İkinci kısım, masa altı olarak adlandırılır ve güç kaynağı jeneratörü ile vakum pompası, basınç ventili, valf sistemleri, argon gazı tüpü ve ark kontrol pedalını içerir. Güç kaynağı jeneratörü akım ve voltajı sağlarken, vakum pompası paslanmaz çelik gövdenin vakuma alınmasını sağlar. Basınç ventili ve valf sistemleri ise kontrol edilen ortamın basıncını düzenler. Argon gazı tüpü ise argon gazının cihaza gönderilmesini sağlar. Ark kontrol pedalı ise operatörün ark oluşumunu kontrol etmesine yardımcı olur.

Üçüncü kısım, PLC esaslı kontrol panelini içerir. Kontrol paneli sayesinde sistemin vakum değeri, bakır potayı soğutan suyun sıcaklığı, tungsten elektrotun soğutma suyu sıcaklığı, akım ve voltaj değerleri ayarlanabilir. Ayrıca, gövde içerisine gönderilen argon gazının basıncı da kontrol edilebilir. Bu şekilde vakumlu ark ergitme cihazı üç ana kısımda

organize edilmiştir. Masa üstü bölümünde ergitme işlemi gerçekleştirilirken, masa altı bölümü güç kaynağı ve vakum sistemi gibi önemli bileşenleri içerir. Kontrol paneli ise sistemin parametrelerinin ayarlanması ve kontrol edilmesi için kullanılır.

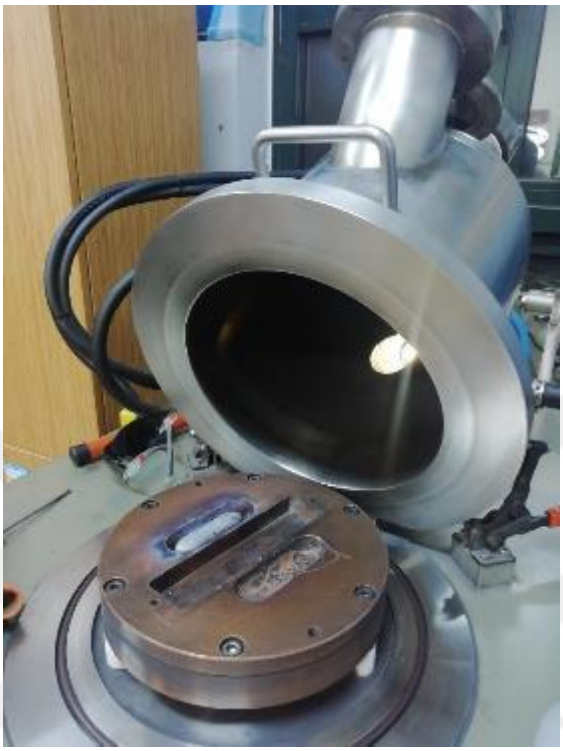


Şekil 20. Vakum ark ergitme cihazı. a) Fotoğraf görüntüsü, b) Şematik resmi (1: Paslanmaz çelik gövde, 2: Güç ünitesi (jeneratör), 3: Vakum pompası, 4: Kontrol panosunun elektrik aksanı, 5: Kontrol ünitesi, 6: Körük, 7: Elektrot hareket tekerleği, 8: Aydınlatma pen

2.3. Alaşım Üretimi

Fe-B bazlı yumuşak manyetik şerit üretmek için ilk olarak bölüm 2.1' de kimyasal kompozisyonları verilen $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ ve $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ bileşimlerinde 60 gramlık master alaşımlar üretilmiştir. Alaşım üretiminde %99 saflıkta küçük parçalar halinde bulunan elementler kullanılmıştır. Tablo 4' te verilen oranlar dikkate alınarak hassas tartı ile tartılan elementler ark ergitme cihazında bulunan bakır pota içerisine yerleştirildikten sonra cihazın gövdesi kapatılarak vakuma alma işlemi gerçekleştirilmiştir. Ergitme işlemi tungsten elektrot yardımıyla yüksek saflıkta argon atmosferi altında yapılmıştır. Argon gazı, pota içinde bir koruyucu atmosfer sağlamak için kullanılmaktadır. Bu sayede ergitme sırasında elementlerin oksitlenmesi ve diğer kimyasal tepkimelere girmesi engellenmiştir. Homojen bir yapı elde etmek amacıyla üretilen master alaşımları her seferinde ters çevirerek ergitme

işlemi 5 kez tekrarlanmıştır. Tüm bu süreç, yüksek saflıkta ergitme işlemi sağlayarak, istenilen sonuçlara ulaşmayı mümkün kılmıştır. Şekil 21’ de ark ergitme sistemi ile üretilen alaşımın fotoğraf görüntüsü verilmiştir.



Şekil 21. Ark ergitme sistemi ile üretilen Fe-B bazlı ingot alaşım

2.4. Melt Spinning Düzeneği

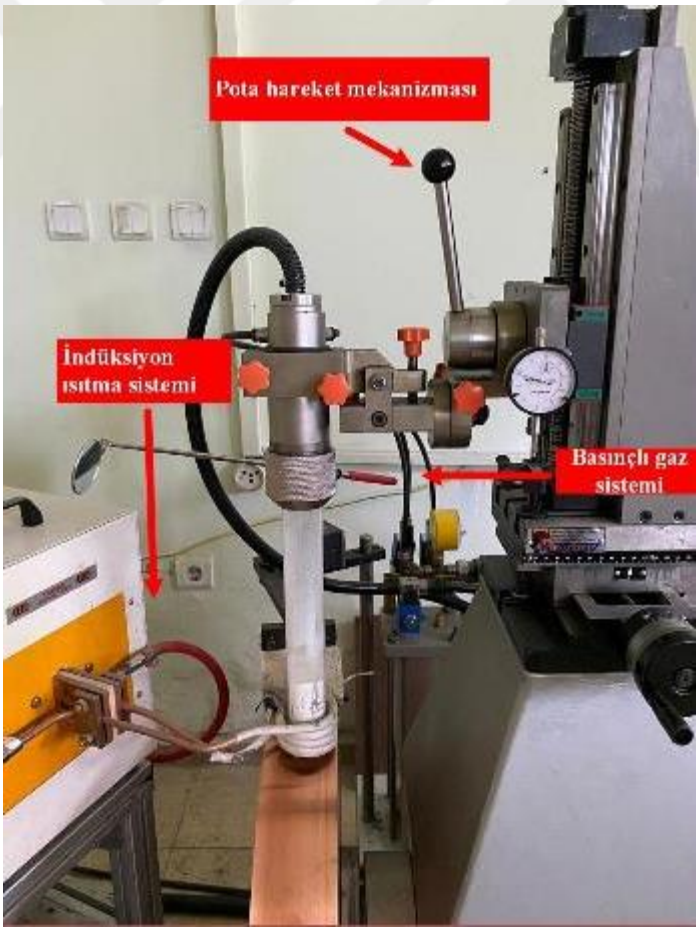
Tez çalışması kapsamında ark ergitme cihazında hazırlanan master alaşımlardan şerit üretimi için Karadeniz Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde bulunan melt spinning cihazı kullanılmıştır. Melt spinning cihazın fotoğraf görüntüsü Şekil 22’ de verilmiştir. Melt spinning cihazı, bir laboratuvar ekibi ve bir özel sektör firmasının iş birliğiyle tasarlanmış ve üretilmiştir. Cihazın patent tescili için Türk Patent Enstitüsü'ne başvuru yapılmıştır (Başvuru tarihi ve numarası: 2020/14436). Melt spinning, hızlı katılaşma prosesine dayanan bir yöntem olup şerit formunda malzeme üretmek için kullanılır. Bu yöntem, metal şeritlerin üretiminde genellikle yüksek hassasiyet ve yüksek saflık gerektiren uygulamalarda tercih edilmektedir. Bu yöntem pota içerisine yerleştirilen metalin indüksiyon ısıtma sistemi yardımı ile eritilip, eriyen sıvı metalin cihazın merkezinde dönmekte olan yüksek ısıl iletkenliğe sahip bir diske (genellikle bakır) soygaz yardımıyla

belirli bir basınçta püskürtülmesi esasına dayanmaktadır. Bu disk, malzemenin hızlı bir şekilde soğumasını ve katılaşmasını sağlar ve genellikle çok yüksek hızlarda döndürülmesiyle malzemenin şerit formunda uzamasını sağlamaktadır.

Şekil 22' de görülen melt spinning ünitesinin temel işlevlerini gerçekleştiren önemli 5 ana bölümü vardır. Bu bölümler;

1. İndüksiyon Isıtma Ünitesi: Bu ünite, indüksiyon bobini veya indüksiyon ısıtma sistemi kullanılarak elektromanyetik alan aracılığıyla hızlı ve etkili bir şekilde metal malzemenin eritilmesini sağlamaktadır. Melt spinning sisteminde, 50 kW gücünde yüksek frekanslı indüksiyon cihazı kullanılmaktadır. Sıcaklık kontrolü ise lazerli sıcaklık kontrolü cihazı ile yapılmaktadır.
2. Basınçlı Gaz Gönderme Ünitesi: Basınçlı gaz gönderme ünitesi, melt spinning işlemi sırasında argon veya diğer koruyucu gazın şerit oluşumunu desteklemek için kullanıldığı bölümdür. Bu ünite, basınçlı gazın sistem içine püskürtülerek malzemenin dönüş hızını ve katılaşma sürecini kontrol etmektedir.
3. Metal Eritme Potası ve Pota-Disk Arası Mesafeyi Ayarlayan Pota Hareket Mekanizması: Bu mekanizma, metalin eritme potasını hareket ettirerek pota ile dönen disk arasındaki mesafeyi ayarlamaktadır. Pota hareket mekanizması, potanın yukarı veya aşağı hareket ederek istenen mesafeyi ayarlar ve böylelikle malzemenin düzgün ve kontrollü bir şekilde püskürtülmesini sağlamaktadır. Kuvars malzemeden imal edilen döküm potasının iç çapı 35 mm, dış çapı 40 mm ve boyu 350 mm'dir. Sıvı metal akışı ise 0,5x10 mm boyutundaki hegzagonal bor nitrür malzemeden imal edilen nozuldan gerçekleşmektedir. Nozul ile disk yüzeyi (Bakır disk 500 mm çapında ve 80 mm genişliğindedir) arasındaki mesafe ise mikrometre yardımı ile ayarlanabilmektedir.
4. Tornalama Aparatı: Diskin şekli ve hızı, istenen şerit özelliklerini belirlemek için oldukça önemlidir. Uzun süreli kullanım sonucunda bozulan bakır disk yüzeyinin düzeltilmesi amacıyla sisteme bir tornalama aparatı eklenmiştir. Tornalama aparatı, disk yüzeyinde oluşan düzensizlikleri gidermek ve istenen pürüzsüz yüzey kalitesini elde etmek için kullanılmaktadır.
5. Kontrol Paneli: Bu panel, sıcaklık kontrolü, dönme hızı ayarı, gaz akışı ve diğer parametrelerin tüm işlevlerinin izlenmesi ve kontrol edilmesi için kullanılmaktadır. Operatör, kontrol paneli üzerinden melt spinning işlemi boyunca gereken ayarları yapabilir ve sistemde oluşabilecek herhangi bir soruna müdahale edebilmektedir.

Şekil 22. Melt spinning cihazı ünitesi



Şekil 23. Döküm potasının yakından görüntüsü

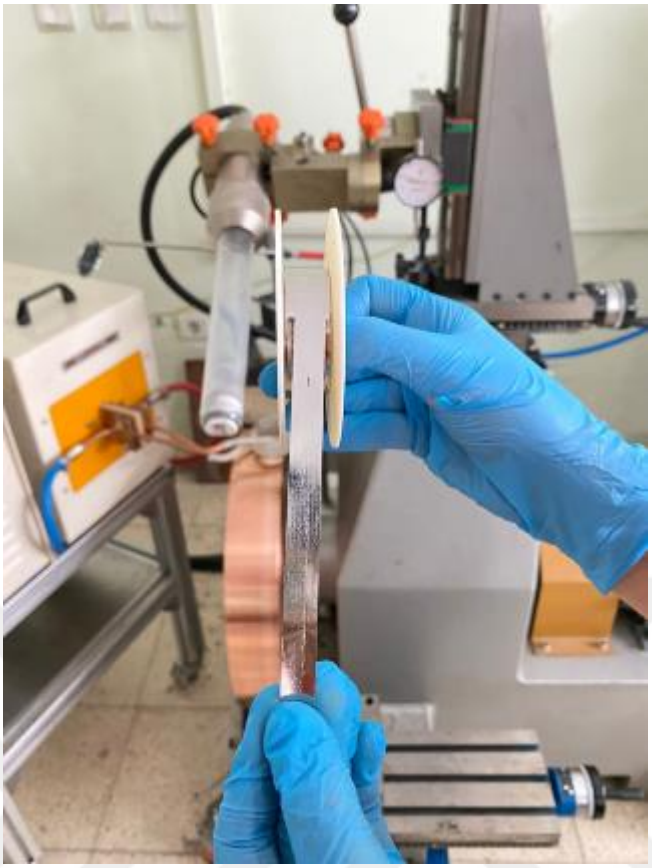
2.5. Melt Spinning Cihazı ile Şeritlerin Üretimi

Vakum ark ergitme cihazında hazırlanmış olan Fe-B bazlı alaşımlar Şekil 23' te sunulan melt spinning yöntemiyle şerit şeklinde üretilmiştir. Melt spinning üretim sisteminde düzgün bir şerit elde edebilmek için aşağıda belirtilen parametrelerin optimize edilmesi gerekmektedir. Bunlar;

- Nozul-Disk arası mesafe
- Gaz basıncı
- Disk Hızı
- Sıvı Metal Sıcaklığı

Bu parametreler her bir alaşım için farklılık göstermektedir. Yani, alaşıma her bir yeni element eklendiğinde ya da oranı değiştirildiğinde parametrelerin yeniden optimize edilmesi gerekmektedir. Belirlenen $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ ve $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ alaşım gruplarının her birinde düzgün bir şerit elde edebilmek için çok sayıda deneme yapılmıştır. Şekil 24' te dökümü yapılan bazı şeritler görülmektedir. Şerit üretim işlemi, kuvars malzemeden imal edilmiş olan pota içerine yerleştirilen master alaşımın indüksiyon sistemi ile ergitilerek potanın alt kısmına yapıştırılmış olan hegzagonal bor nitrür nozuldan bakır diske yüksek saflıktaki (%99,99) argon gazı ile yüksek basınçla püskürtülmesiyle gerçekleşmiştir. Ergitme işlemi yapılırken kontrol edilmesi gereken önemli bir parametre de kuvars pota sıcaklığıdır. Bu belirlemek için alaşımı oluşturan elementlerin faz diyagramı kullanılmıştır. Fe-Co esaslı alaşımlar için çoklu faz diyagramı bulunmadığı için ana elementlerini içeren Fe-Co faz diyagramı kullanılmıştır.

$Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ alaşımlı şerit üretiminde nozul ile bakır disk arası 0,3 mm olarak belirlenmiştir. Şekil 24'te görüldüğü üzere yapılan birçok denemenin ardından disk hızı 40 m/s ve gaz püskürtme basıncı 0,25 bar parametreleri uygulanarak sıvı metal sıcaklığı 1170 ^oC'de 55 saniyede en verimli şerit üretimi gerçekleştirilmiştir. $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ alaşımlı şerit üretiminde ise yapılan denemeler sonucunda ortam basıncı için valf 2 kısılıp püskürtme basıncı 0,35 bar'a yükseltilmesiyle disk hızı aynı tutularak sıvı metal sıcaklığı 1229 ^oC'de 72 saniye sonunda 20 μm kalınlığında başarılı bir şerit elde edilmiştir.



Şekil 24. Melt spinning ile üretilen şerit görüntüsü

2.6. Proton Radyasyon Uygulaması

Bu çalışmada, radyasyonun bu malzemeler üzerindeki etkisini incelemek amacıyla 15 ila 60 kRad'dan başlayarak farklı radyasyon dozlarında fluxgate sensörlerinin performansını kontrol etmek için proton ışınlaması kullanılmıştır. Işınlama, ODTÜ-DBL tesisinde TENMAK Proton Hızlandırıcı Merkezinde bir siklotron tarafından 30 MeV protonlarla gerçekleştirilmiştir (Şekil 25). Numuneler, bir A4 kağıdı büyüklüğünde bir ışınlanma alanına yerleştirilerek %7 doz hızı homojenliği ile 1.3×10^9 p/cm^2/s proton akışıyla 15,30,60 kRad üç farklı birikimli doza ulaşmak için farklı zaman aralıklarında ışınlanmıştır. Bu şeritlerin ve dolayısıyla sensörlerinin yüzey, mikroyapısal, manyetik ve sensör parametreleri üzerinde proton ışınlamasının etkileri detaylı olarak araştırılmıştır.

Şekil 25. Proton radyasyon uygulaması cihazı

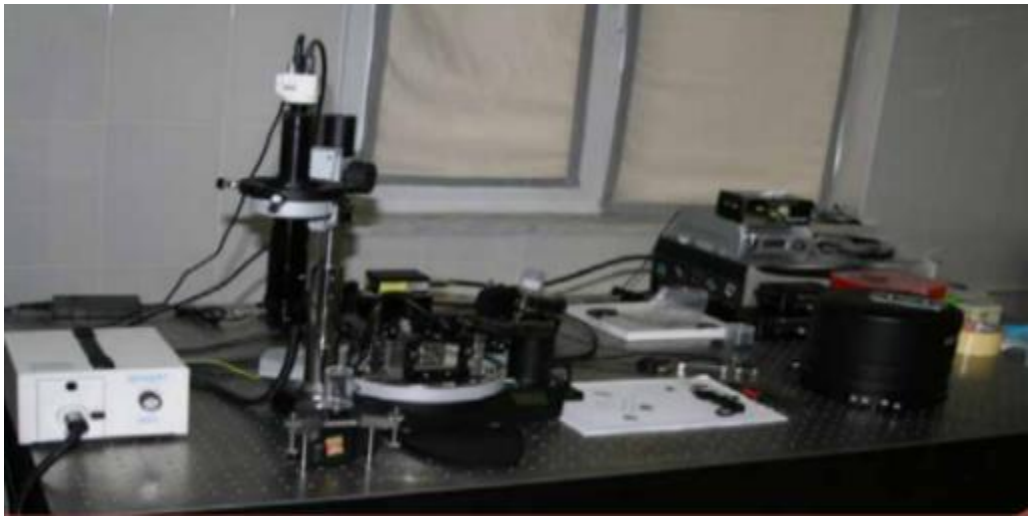
2.7. Karakterizasyon Çalışmaları

2.7.1. Şeritlerin Morfolojik İncelemeleri

Hızlı katılaştırma yöntemi olan melt spinning ile üretilen Fe38 ($Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$) ve Fe42 ($Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$) alaşımlı şeritlerinin yüzey morfolojileri incelenmiştir. Şeritlerin yüzey morfolojileri incelemek için Şekil 26' da sunulan Karadeniz Teknik Üniversitesi Merkezi Araştırma Laboratuvarında bulunan Zeiss Marka Evo LS 10 model taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır.

Şekil 26. Taramalı elektron mikroskobu (SEM)

Şeritlerin yüzeylerinin atomik ölçekteki topografisini ve fiziksel özelliklerini görüntülemek için atomik kuvvet mikroskobu (AFM) kullanılmıştır. Ölçümler için Konya Selçuk Üniversitesi İleri Teknoloji Araştırma ve Uygulama Merkezinde bulunan NT-MDT marka Ntegra Soalris model Atomik Kuvvet Mikroskobu (AFM) kullanılmıştır (Şekil 27). Aynı zamanda üretilen şeritlerin yüzeylerinin manyetik yapısını belirlemek için atomik kuvvet mikroskobunda bulunan diğer bir mod olan manyetik kuvvet mikroskobunda (MFM) analiz yapılmıştır.



Şekil 27. Atomik kuvvet mikroskobu (AFM)

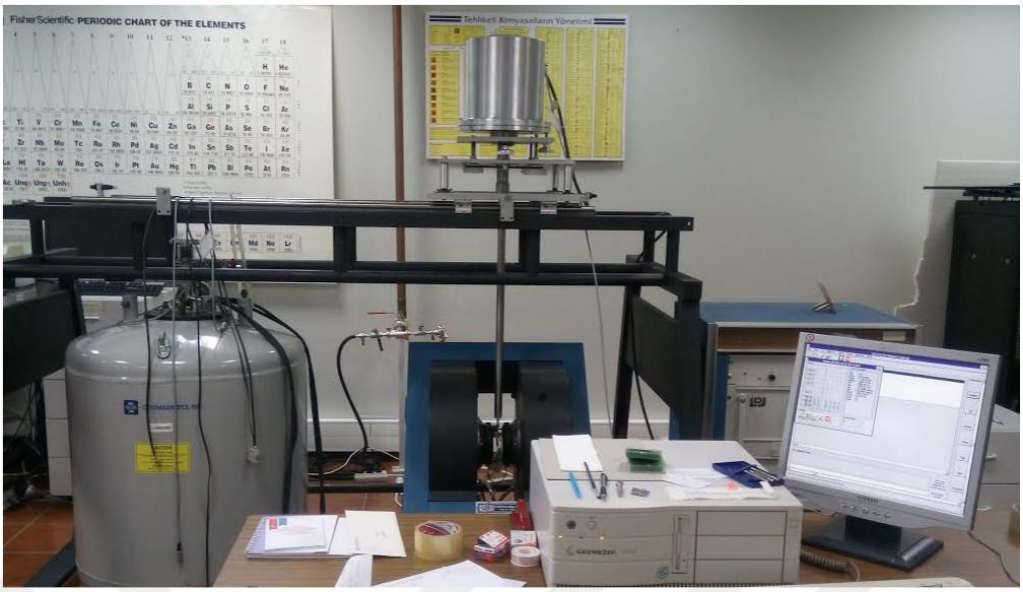
2.7.2. Şeritlerin Faz Yapısı İncelemeleri

Üretilen şeritlerin faz yapıları XRD (X- ışınları diffraktometresi) analiziyle belirlenmiştir. XRD analizleri için Şekil 28' de gösterilen ve Karadeniz Teknik Üniversitesi Merkezi Araştırma Laboratuvarında bulunan PANalytical X'pert Powder3 model XRD cihazı kullanılmıştır. Yapısal analizler CuKα radyasyonu ile λ = 0,15418 nm ışınımı kullanılarak yapılmıştır. Tüm kırınım desenleri oda sıcaklığında $30 \leq 2\theta \leq 90$ aralığında 1 saat olarak gerçekleştirilmiştir. Ayrıca fazların tanımlanarak faz oranlarının belirlenmesinde HighScore yazılımı kullanılmıştır.

Şekil 28. X-ışınları diffraktometresi (XRD)

2.7.3. Şeritlerin Manyetik İncelemeleri

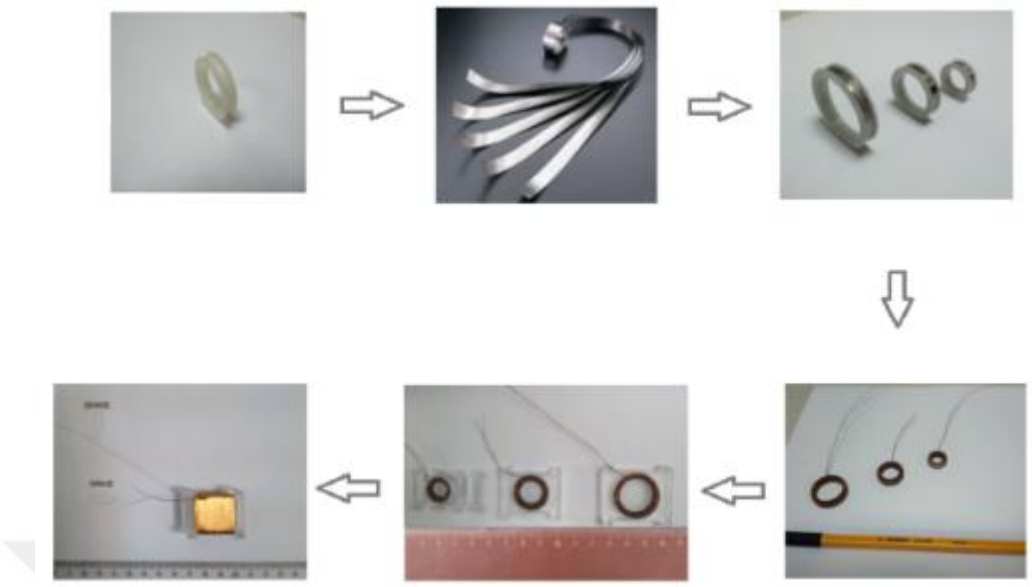
Bu çalışma kapsamında üretilen şeritlerin manyetik özellikleri, koersivite (Hc) değerinin doğru bir şekilde belirlenmesi için titreşimli örnek manyetometresi (VSM) analizi yapılmıştır. VSM ölçümleri için TÜBİTAK Ulusal Metroloji Enstitüsünde Manyetik Ölçümler Laboratuvarında bulunan LDJ Electronics 9600 model cihaz kullanılmıştır. Cihazın fotoğraf görüntüsü Şekil 29'da gösterilmiştir.



Şekil 29. Titreşimli örnek manyetometresi (VSM) cihazı

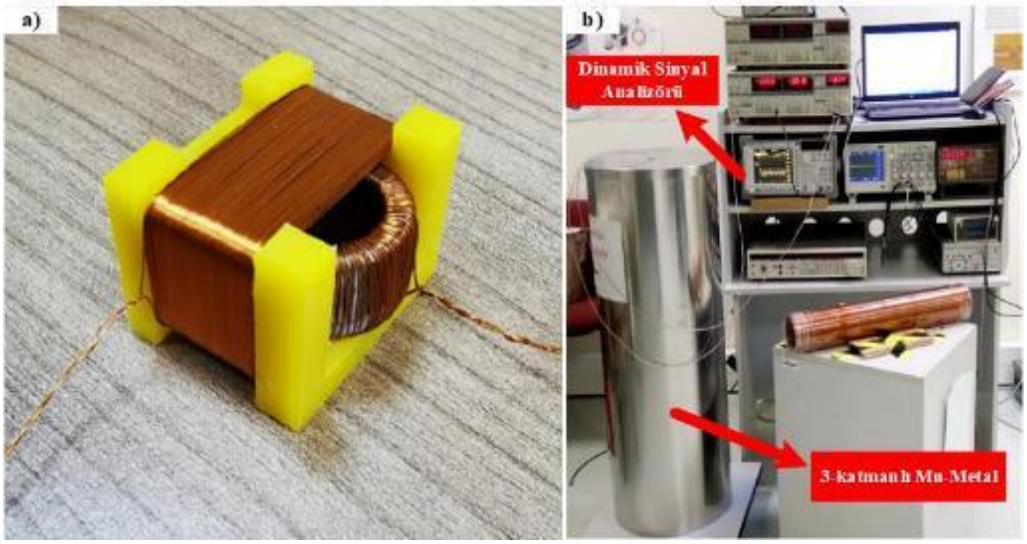
2.7.4. Sensör Özelliklerinin Belirlenmesi

Şekil 30' da kasnak hazırlık aşamaları adım adım gösterilmiştir. Üretilen şeritler, manyetik sensör özelliklerinin belirlenmesi için 30 cm uzunluğunda kesilerek 15 mm çapındaki MACOR (işlenebilir seramik) bir kasnak üzerine sarılıp özel bir yapıştırıcı yardımı ile uç kısımlarından sabitlenmiştir. Kasnak üzerine uyarıcı bobin adı verilen yüksek frekanslı manyetik alan oluşturmak için 300 μm çapındaki bakır tel ile ∼125 turluk sarım yapılmıştır. Bu toroidal sargı, Şekil 31 a'da gösterildiği gibi 200 μm çapındaki bakır tel ile ∼480 sarım yapılmış olan dikdörtgen şeklindeki algılayıcı bobin içerisine yerleştirilmiştir. Hazırlanan sensör grubu Şekil 31 b' de görülen selonoid şeklindeki DC manyetik alan içerisine yerleştirilerek uyarıcı bobine farklı frekanslarda sinyaller gönderilerek en uygun çalışma aralıkları belirlenmiştir. Referans DC manyetik alan kaynağı olarak kalibre edilmiş bir bobin kullanılmıştır. Tüm incelenen örnekler, aynı alıcı sistemi ve aynı yöntemlerle karakterize edilmiştir.



Şekil 30. Şerit + kasnak hazırlık aşamaları

Son olarak hazırlanan Fe-B bazlı sensörlerin doğruluğunu, hassasiyetini ve performansını belirlemek amacıyla gürültü ölçümü yapılmıştır. Bu ölçümden elde edilen değer, sensör ile okunabilecek minimum manyetik alan değerine karşılık gelir. Bu değerin altı sensör tarafından algılanamaz ve gürültü seviyesi olarak ifade edilir. Gürültü ölçümleri TÜBİTAK Ulusal Metroloji Enstitüsünde bulunan manyetik giderme bobini ile donatılmış 3'lü mu-metal silindirler içerisinde yapılmıştır. Ölçümde Agilent-35670A dinamik spektrum analizörü kullanılarak gürültünün 1 Hz' deki değeri referans alınmıştır. Sensör karakterizasyon ölçüm verileri için LabVIEW yazılımı kullanılmıştır. Gürültü analizi ölçüm düzeneği şekilde gösterilmiştir.



Şekil 31. a) Üzerine bobin sarılan şerit + kasnak ve dikdörtgen kasnak üzerine sarılan algılayıcı bobin b) Ölçüm düzeneği

3. BULGULAR VE TARTIŞMA

Bu çalışmada, ark ergitme yöntemi ile hazırlanmış olan ingot alaşımlardan düzlemsel akış döküm yöntemi (Melt spinning) ile $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ ve $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ alaşımlı yumuşak manyetik özelliklere sahip sensör malzemeleri ~20 μm kalınlığında sürekli şerit formunda üretilmiştir. Ardından üretilen şeritler Şekil 31 a' da gösterildiği gibi kasnak üzerine sarılmıştır. Elde edilen kasnaklara bir uzay ortamını simüle etmek ve fluxgate sensörlerinin performansını kontrol etmek için farklı radyasyon dozlarında proton ışınlaması yapılmıştır. Proton ışınlamasının fluxgate sensörlerinde yapısal, manyetik ve sensör performansı üzerindeki etkisi 60 kRad'a kadar ışınlama dozlarıyla incelenmiştir. Elde edilen bulgular aşağıdaki alt başlıklarda detaylı olarak belirtilmiştir.

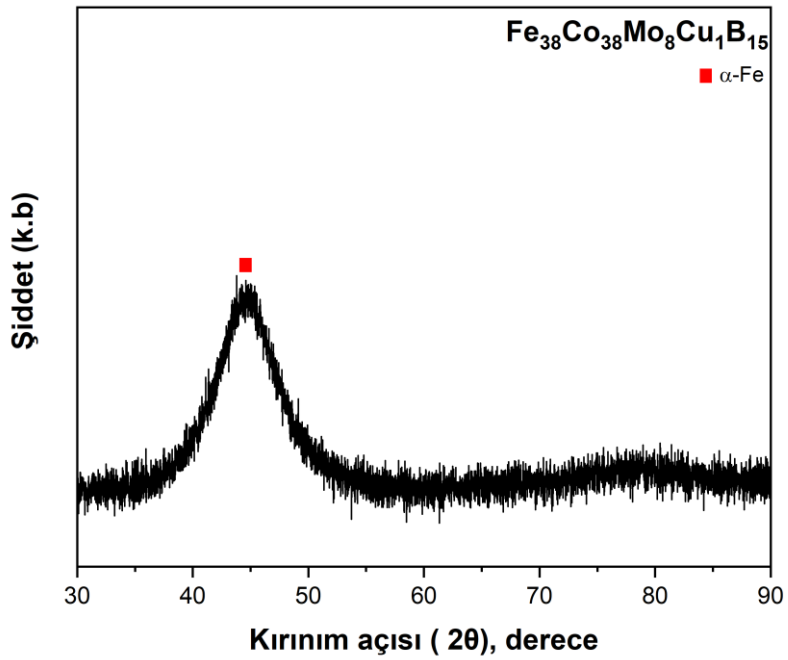
3.1. Düzlemsel Akış Yöntemi ile Üretilen Şeritlerin Faz Yapılarının İncelenmesi

Şekil 32 ve Şekil 33' te düzlemsel akış yöntemi ile üretilen $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ ve $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritlere ait X-ışını kırınımı desenleri sunulmuştur. Proton ışınlamasının faz yapısına olan etkisini incelemek amacıyla şeritlerin ışınlama öncesi ve sonrası X-ışını kırınım desenleri Şekil 34 ve Şekil 35' te gösterilmiştir. Üretilen $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ ve $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritlere 15 kRad aralıklarla 60 kRad'a kadar radyasyon uygulanmıştır. Uygulanan radyasyon sonrasında Fe38 alaşımı için Şekil 34' te görüldüğü gibi amorf yapı tüm radyasyon dozlarında korunmuştur. Şekil 35' te ise Fe42 alaşımında ışınlanma öncesinde dahi kısmi amorf bir yapı oluşmuştur. $2\theta=40°$-$50°$'deki geniş kırınım zirvesinde küçük bir keskin tepenin varlığı, şerit dökümü sırasında nano yapılı kristallerin oluşumunu ima etmektedir. Her iki alaşımın arasındaki temel yapısal fark kimyasal bileşimden kaynaklanmaktadır. Fe38 alaşımının içerdiği molibden (Mo) elementi, katılaşma sırasında Fe-Co nano kristallerinin oluşumunu engelleyerek tamamen amorf bir yapının oluşmasını kolaylaştırmıştır. Proton ışınlaması ile yapısal özelliklerde meydana gelen değişiklikleri açıklamak için ışınlama işlemi sırasında enerji dağılımının incelenmesi gerekmektedir. Proton ışınlamasına tabi tutulan amorf alaşımda gözlemlenen iki ana olay bulunmaktadır. Birincisi amorf fazda lokal kristallerin oluşması, ikincisi ise malzeme biliminde tek boyutlu kristal kusurları olarak bilinen nokta benzeri boşlukların oluşmasıdır. Her iki olay da muhtemelen Şekil 35' te görüldüğü gibi tüm ışınlama dozları için Fe42 alaşımında gözlenmektedir.

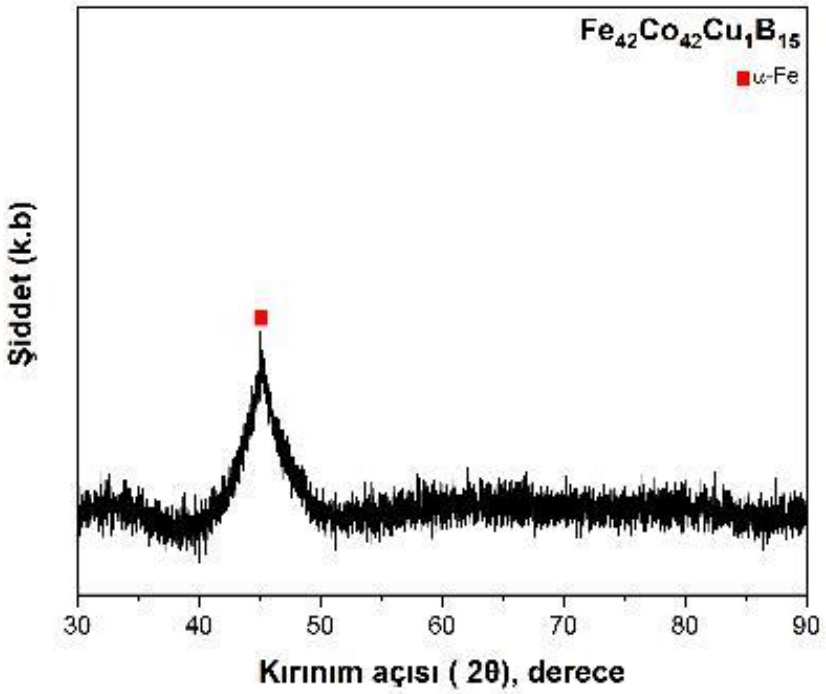
2θ=45° civarındaki α-(Fe,Co) fazı kırınım tepe şiddetinin artan ışınlama dozuyla arttığı görülmüştür. Bu durum, ferromanyetik faz oranının da arttığını göstermektedir. Yerel kristalleşme son derece küçük bir bölgede çekirdeklenme ve büyüme şeklinde meydana gelir. Kristalizasyon alanının büyüklüğü ışınlama dozuna ve uygulama alanına bağlı olarak değişmektedir. Proton ışınlamasından etkilenmeyen bölgeler ise amorf yapısını korumaya devam etmektedir. Kristal oluşumunun ana nedeni amorf yapı ile ışınlama arasındaki enerji aktarımıdır (30 MeV). Amorf durumun yüksek enerjili yarı kararlı bir yapıya sahip olduğu ve genellikle daha düşük bir serbest enerji durumuna (yani kristal benzeri bir yapıya) ilerleme eğiliminde olduğu bilinmektedir. Işınlama işlemi sırasında enerjik parçacıkların sağladığı enerji ile atomik hareketlilik artmakta ve yerel sıralama meydana gelmektedir. Işınlama işlemi sırasında enerji dağıtım mekanizması Qin ve diğerleri tarafından ayrıntılı olarak incelenmiştir. Literatürde farklı bileşimler için Fe42 alaşımımıza benzer sonuçlar rapor edilmiştir (Wan, Yang et al. 2019, Klingshirn, Jayawardena et al. 2021).

Öte yandan molibden içeren ve Fe42'ye göre daha az miktarda Fe, Co elementi içeren Fe38 alaşımında ise lokal kristalleşme gözlenmemiştir. Şekil 34’ te gösterilen Fe38 alaşımının X-ışını kırınım desenlerinden amorf fazın geniş tepe şiddeti yoğunluğunun, ışınlama dozunun artmasıyla azaldığı açıkça görülmüştür. Bu durum, tüm ışınlama dozları sırasında atomların yeniden düzenlenmediği anlamına gelmektedir ve dolayısıyla kusur yoğunluğunda da artış gözlenmiştir. Bazı özel durumlarda, proton radyasyonu yoluyla enerji bombardımanı, amorf fazın üretken atomlarını daha düzensiz bir duruma getirebilir. Literatürden bilindiği üzere ışınlama sırasında oluşan kusurların şiddetini etkileyen farklı değişkenler bulunmaktadır (Jackson 1988, Spinella, Privitera et al. 2020). Bunlar arasında en önemlileri kristal kafes parametresi ve aktivasyon enerjisidir. Kristal kafes parametresi kimyasal bileşimdeki atomların atom yarıçaplarına göre değişebilirken, aktivasyon enerjisi ise atom ağırlığına göre değişmektedir. Amorf yapının stabil kalmasının bir diğer nedeni ise proton enerjisinin malzeme yüzeyinde homojen olmayan dağılımı ile ilişkilendirilebilir. Bu çalışmada ilk iki etkinin daha etkili olduğu düşünülebilir çünkü bunlar çoğunlukla malzeme değişkenlerine bağlıdır. Ancak üçüncü etken hem Fe38 hem de Fe42 alaşımları için aynıdır. Yukarıdaki faktörlere ek olarak, molibdenin daha yüksek kütlesi ve büyük atom çapı ışınlama işlemi sırasında kristal çekirdeklenmesinin başlamasını engellediği literatürde görülmektedir. Elastik çarpışma modeline göre hafif metallere enerji aktarımı ağır metallere göre daha kolaydır. Bu nedenle, ağır bir element olan molibdenin kısmen daha hafif elementler olan demir ve kobalt ile değiştirilmesi, enerji transferinde bir azalmaya neden

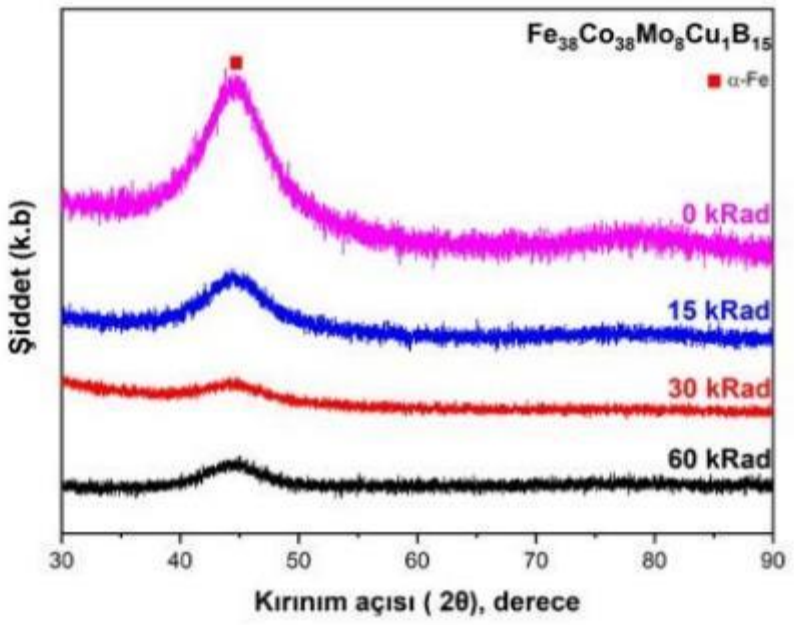
olur. Sonuç olarak Mo içeren Fe38 alaşımında amorf yapı korunduğu gözlemlenmiştir. Işınlama yoluyla aktarılan enerji nedeniyle atomların hareketliliğinin artması, nokta benzeri boşlukların ve ara yerlerin oluşmasına neden olmaktadır. Bu durumun aynı zamanda 2θ=45° civarındaki geniş tepe noktasının şiddetini azalttığı Şekil 34' te görülmektedir.



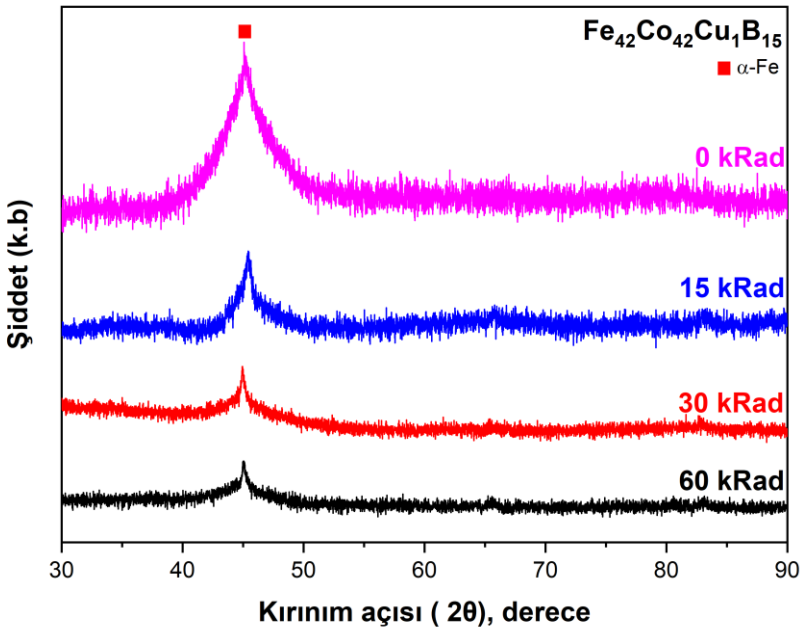
Şekil 32. $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritlere ait X-ışını kırınım deseni



Şekil 33. $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritlere ait X-ışını kırınım deseni



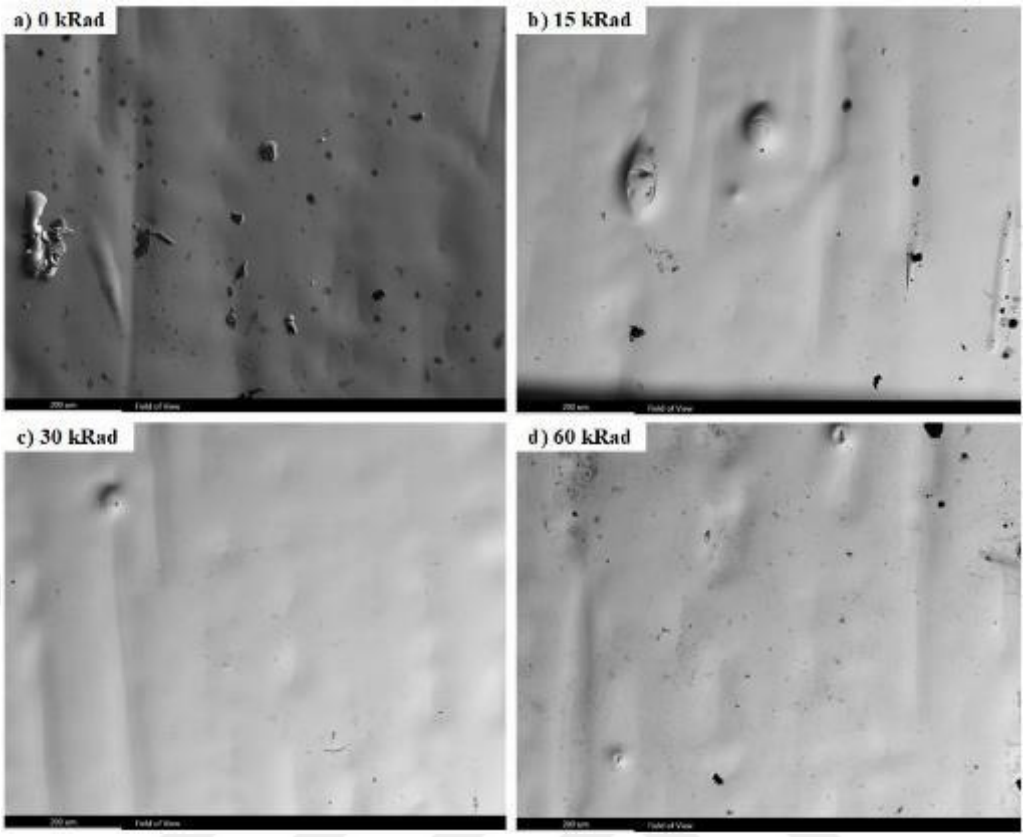
Şekil 34. $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritlere ait proton ışınlanması öncesi ve sonrası X-ışını kırınım deseni



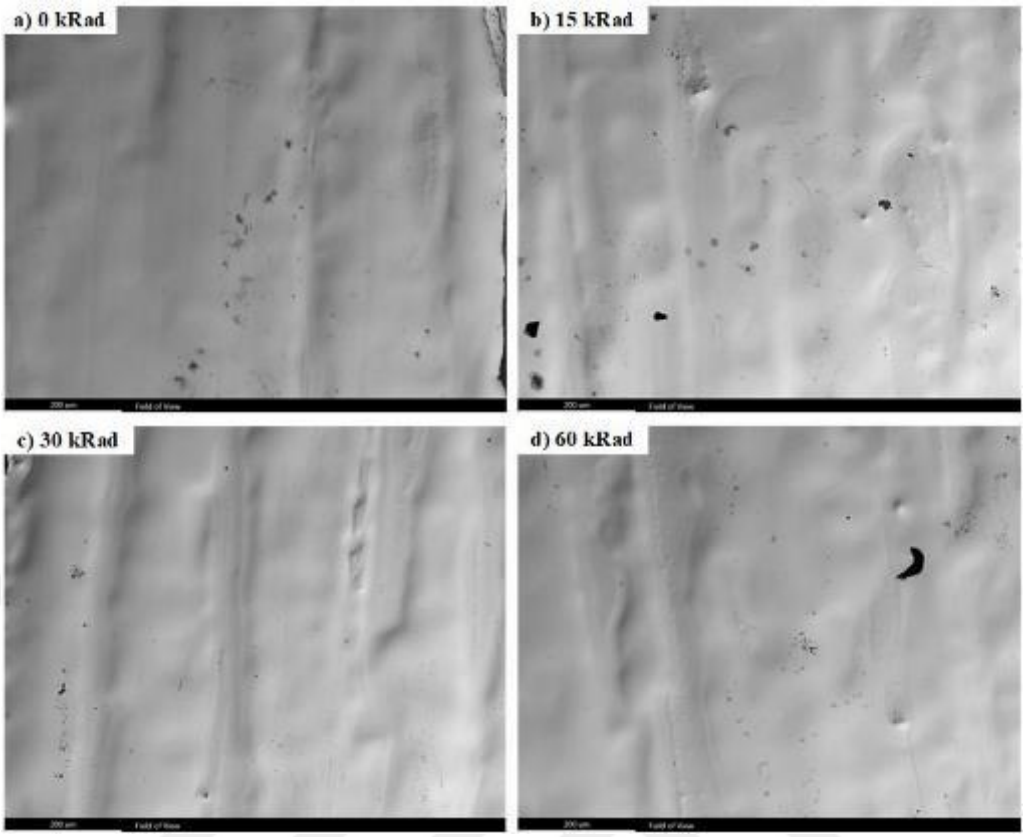
Şekil 35. $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritlere ait proton ışınlanması öncesi ve sonrası X-ışını kırınım deseni

3.2. Düzlemsel Akış Yöntemi ile Üretilen Şeritlerin Morfolojik İncelenmesi

Taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve atomik kuvvet mikroskobuyla (AFM) sırasıyla proton radyasyonu sonrası Fe38 ve Fe42 şeritlerinin yüzeylerinde meydana gelen değişiklikleri incelemek için analizler yapılmıştır. SEM analizinde her iki alaşım şeritinin yüzey morfolojisini incelemek için ikincil elektron modunda alınan görüntülerde ışınlama öncesi veya sonrası belirgin bir değişiklik olmadığı görülmüştür. Diske temas etmeyen şeritlerin açık hava yüzeyinde yalnızca katılaşma izleri fark edilmiştir.



Şekil 36. $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ alaşım şeritlere ait proton ışınlanması öncesi ve sonrası SEM görüntüleri



Şekil 37. $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritlere ait proton ışınlanması öncesi ve sonrası SEM görüntüleri

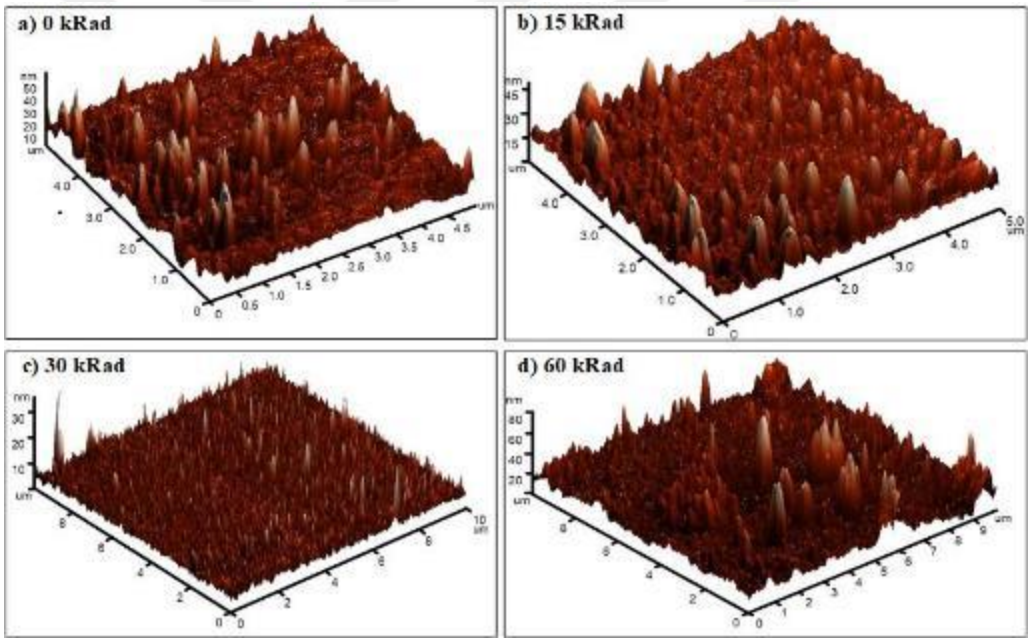
Radyasyon öncesi ve sonrası şerit yüzeylerinin daha detaylı incelenmesi amacıyla yüzey topografileri AFM ile analiz edilmiştir. Proton radyasyonunun yüzeyler üzerindeki etkileri AFM görüntülerinden görülebilmektedir. Ayrıca AFM çalışmalarından elde edilen şerit yüzeylerinin çıkıntı ortalama yüksekliği ve pürüzlülüğü gibi niceliksel veriler Tablo 5'te sunulmuştur.

Tablo 5. Fe38 ve Fe42 alaşımlı şeritlerin ışınlama öncesi ve sonrası yüzey özellikleri

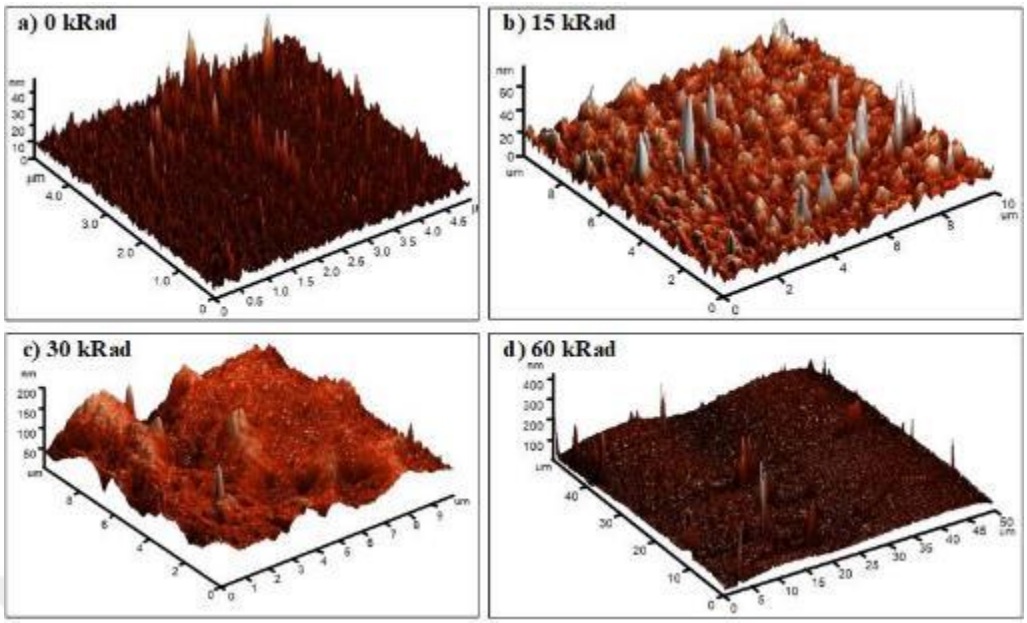
Malzeme Kompozisyonu	Radyasyon Dozu	Ortalama Çıkıntı Yüksekliği(nm)	Ortalama Pürüzlülük (nm)	Kök Ortalama Kare (nm)
Fe38	**0**	17.75	4.27	6.53
	15	17.65	3.40	4.88
	30	6.60	1.19	1.65
	60	20.21	5.36	7.94
Fe42	**0**	9.76	2.44	3.61
	15	17.55	3.67	5.24
	30	84.61	14.28	18.71
	60	57.29	10.02	17.11

Her iki alaşımın ışınlama işlemi öncesi yüzey özellikleri karşılaştırıldığında bazı farklılıklar gözlenmiştir. Mo içeren Fe38 alaşımının ortalama çıkıntı yüksekliği ve yüzey pürüzlülüğü (Ra) değerleri, Mo içermeyen Fe42 alaşımına göre daha yüksek bulunmuştur. Fe38 alaşımı için ortalama çıkıntı yüksekliği ve yüzey pürüzlülüğü 17,75 nm ve 4,27 nm iken Fe42 için aynı değerler sırasıyla 9,76 nm ve 2,44 nm olarak bulunmuştur. Işınlama öncesinde oluşan bu farklılığın nedeni katılaşma sırasında Fe42 alaşımında Fe-Co nano kristallerinin oluşmasıyla ilgilidir. Işınlama sonrasında Fe38 ve Fe42 alaşımlarının yüzey özellikleri tamamen farklı şekilde etkilenmiştir. Fe38 alaşımının ortalama çıkıntı yüksekliği, 30 kRad ışınlama dozuna kadar 17,75 nm'den 6,60 nm'ye azalmış, 60 kRad'da ise 20,21 nm'ye yükselmiştir. Sonuç olarak bu alaşım için ortalama yüzey pürüzlülüğü ortalama çıkıntı yüksekliğine paralel olarak değiştiği görülmüştür. Ancak Fe42 alaşımı için 30 kRad ışınlama dozuna kadar 2,4 nm'den 14,28 nm'ye yükselmiş, ancak 60 kRad ışınlama dozunda 10,02 nm'ye düşmüştür. Alaşımların yüzey özelliklerinde gözlenen farklılıklarda ışınlama öncesi yapısal özellikler etkili olmuştur. Yüzeyde çıkıntı oluşmasının temel nedeni yüzeydeki katılaşma hızının değişmesinden kaynaklanmaktadır. Radyasyon dozunun artmasıyla birlikte şeritin amorf bölgelerine çarpan enerjik parçacıkların sayısı artmakta ve bu noktalarda lokal anlık erime ve hızlı katılaşma meydana gelmektedir. Bu işlem 15 ve 30 kRad ışınlama dozlarında yüzeydeki çıkıntıların yüksekliğini azaltmıştır. Ortalama yüzey pürüzlülüğünün 60 kRad'daki artışının temel nedeni biriken yüksek dozla ilgilidir. Açıkçası,

60 kRad'da açığa çıkan toplam enerji 15 kRad ve 30 kRad'dan daha yüksektir. Dolayısıyla daha yüksek ışınlama dozuyla şerit yüzeyindeki deformasyon yoğunluğunun artması, ortalama pürüzlülüğün artmasına neden olmaktadır. Fe42 alaşımlı şeritlerin ortalama pürüzlülüğünün 15 ve 30 kRad ışınlama dozlarında artmasının nedeni yüzeyde nanokristallerin oluşmasıdır. Fe42 alaşımında nanokristallerin oluşması için 15 kRad radyasyon dozu bile yeterlidir. Böylece yüzeyde lokal erime ve katılaşma ile çıkıntılar yükselmektedir. Şerit yüzeyine salınan enerjinin artması, yüzey pürüzlülüğünün azalmasında ve 60 kRad'da homojen bir yüzey oluşmasında etkili olmuştur. Toplam ışınlama dozu birikimi belirli bir dozun üzerinde ise yüzeydeki çekirdeklenmenin hızı ve şiddeti artar ve yüzeyde homojen dağılmış bir çıkıntı elde edilir. Sonuç olarak 60 kRad radyasyon dozunda ortalama pürüzlülük değerinde azalma izlenmiştir.



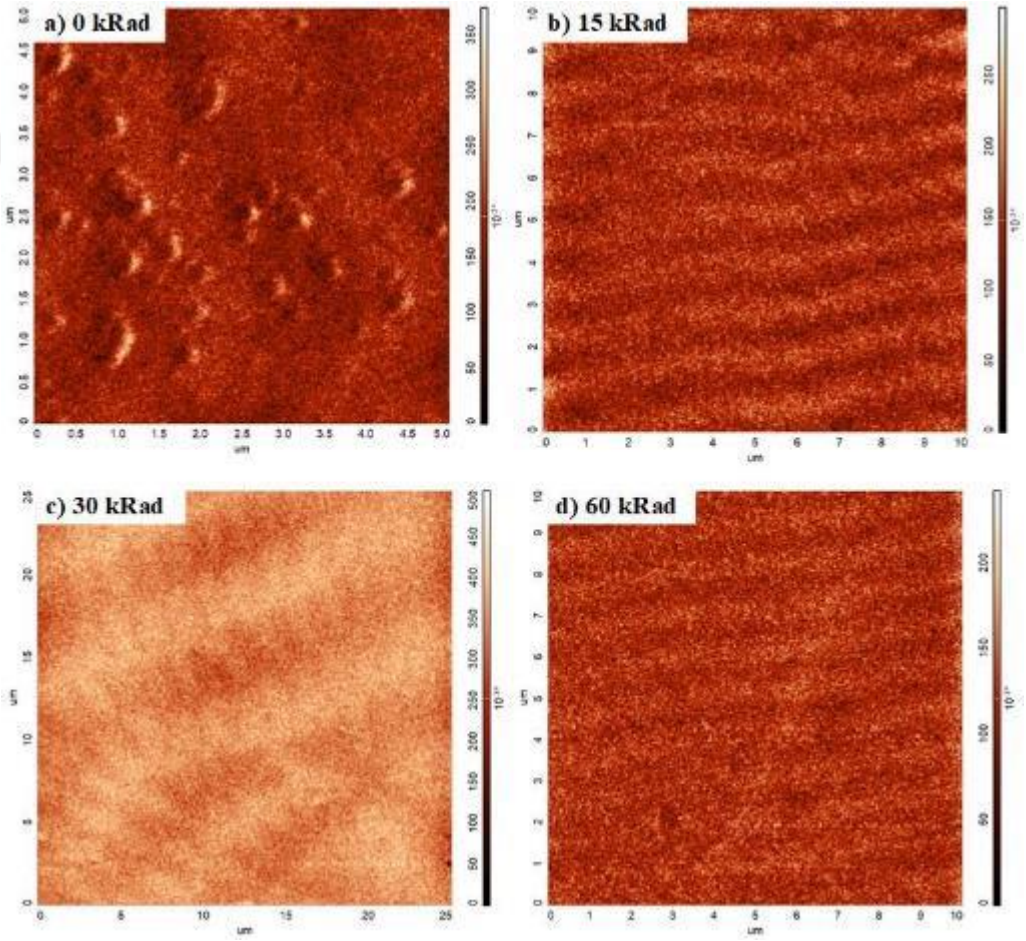
Şekil 38. $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ alaşım şeritlerine ait proton ışınlanması öncesi ve sonrası AFM görüntüleri



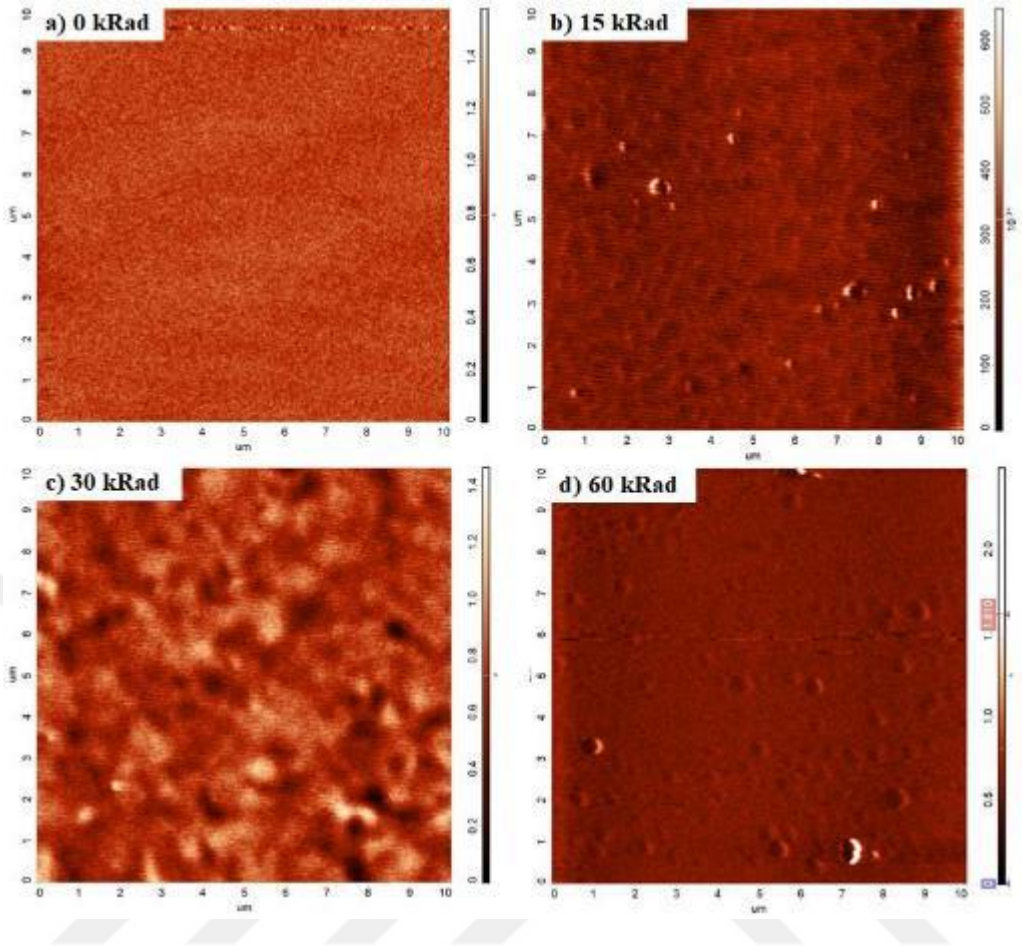
Şekil 39. $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ alaşım şeritlerine ait proton ışınlanması öncesi ve sonrası AFM görüntüleri

Manyetik kuvvet mikroskobu (MFM), malzeme yüzeyi ile manyetik uç (genellikle CoCr'de kullanılır) arasındaki manyetik etkileşimleri belirlemek için kullanılan bir tekniktir. Burada proton ışınlamasının Fe bazlı amorf ve kısmen amorf şeritlerin yüzeyine manyetik etkisi MFM analizi ile araştırılmıştır. Fe38 ve Fe42 alaşımlı şeritlerin MFM analizlerinden elde edilen sonuçlar sırasıyla Şekil 40 ve Şekil 41' de ışınlama öncesi ve sonrası gösterilmiştir. Şekil 40.a' da ki amorf Fe38 MFM faz görüntüsünde herhangi bir kontrastın bulunmaması, ışınlama işleminden önce şerit yüzeyinde farklı manyetik özelliklere sahip bölgelerin bulunmadığını göstermektedir. Fe38 şeridinin yüzey topoğrafyası yüzeyde çıkıntılara neden olmuştur. Koyu kontrastlı bölgeler, analiz ucu ile malzeme yüzeyi arasındaki güçlü manyetik etkileşimi göstermektedir. Fe38 alaşımına uygulanan proton ışınlaması sonucunda yüzeyde oluşan nano kristaller farklı manyetik özelliklere sahip alanların oluşmasına neden olmuştur. Şekil 40.b-d' de yüzeydeki alanlar açıkça tanımlanmıştır. Açık ve koyu kontrast alanları farklı manyetik özelliklere sahip bölgeleri göstermektedir. Şekil 40c' de Fe38 alaşımının diğer MFM faz görüntüleri ile karşılaştırıldığında daha açık kontrast elde edilmesinin nedeni, yüzey pürüzlülüğündeki güçlü artıştan kaynaklandığı belirlenmiştir. Yüksek pürüzlülük nedeniyle, MFM analizinde kullanılan manyetik uç numune yüzeyinden daha uzağa konumlandırılmıştır.

Fe42 alaşımının MFM analizleri Şekil 41’ de detaylı olarak gösterilmiştir. Şekil 42’den de görüldüğü üzere Fe42 alaşımı Fe38 ile kıyaslandığında iki alaşım arasında önemli farklılıklar olduğu belirlenmiştir. XRD örneklerinden çıkarıldığı üzere Fe42 alaşımının kısmi amorf yapıya sahip olduğu bilinmektedir. Atomların yeniden düzenlenmesiyle yeni kristallerin oluşması ve mevcut olanların ışınlamayla büyümesi, domain boyutunda ciddi bir büyümeye neden olmuştur. Sonuç olarak, artan ışınlama dozu ile domain boyutlarının aşırı büyümesi nedeniyle Fe42 alaşımında domainler gözlenememiştir.



Şekil 40. $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ alaşım şeritlerine ait proton ışınlanması öncesi ve sonrası MFM görüntüleri



Şekil 41. $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ alaşım şeritlerine ait proton ışınlanması öncesi ve sonrası MFM görüntüleri

3.3. Düzlemsel Akış Yöntemi ile Üretilen Şeritlerin Manyetik Karakterizasyonu

Amorf malzemeler, kristal düzenliliğe sahip olmayan malzemelerdir. Bu düzensizlikler, manyetik davranışları da etkilemektedir. Amorf malzemelerdeki kimyasal ve yapısal düzensizliğin varlığı; manyetik momentlerin büyüklüğünde bir değişikliğe, değişim etkileşimlerine ve yerel anizotropiye yol açan homojen olmayan alanlar üretilmesine neden olmaktadır. Değişim etkileşimleri ise manyetik momentler arasındaki etkileşimleri ifade eder. Bu etkileşimler, manyetik momentlerin bir araya gelerek ferromanyetik (aynı yönde hizalı), antiferromanyetik (zıt yönde hizalı) ve ferrimanyetik (farklı manyetik moment büyüklüklerine sahip) düzenler oluşturmasına yol açmaktadır. Amorf malzemelerde, yapısal düzensizlikler, manyetik momentlerin farklı yerlerde ve farklı çevrelerde bulunmasına neden olabilir, böylelikle farklı manyetik düzenlerin oluşmasını destekler. Sonuç olarak, amorf malzemelerdeki yapısal düzensizlikler manyetik davranışı etkiler, ancak manyetik düzenin

oluşmasını tamamen engellemez. Böylelikle değişim etkileşimleri sayesinde farklı manyetik düzenlerin meydana gelmesi mümkün olmaktadır. Üretilen Fe38 ve Fe42 alaşımlı şeritlerin manyetik özellikleri Şekil 42-44' te gösterildiği gibi oda sıcaklığında mıknatıslanma ve manyetik dış alan (M-H) histerezis eğrileriyle belirlenmiştir. Yumuşak ferromanyetik davranış, Fe38 alaşımı için maksimum 0,9 T ve Fe42 alaşımı için 2,42 T olan farklı doygunluk mıknatıslanmalarına sahip her iki alaşımda da gözlemlenmiştir. M_s değerleri ilk ışınlamadan sonra azalmakta, daha sonra ışınlama dozunun artmasıyla birlikte istikrarlı bir şekilde artmaya başlamaktadır ki bu iki alaşım için ortak bir eğilimdir.

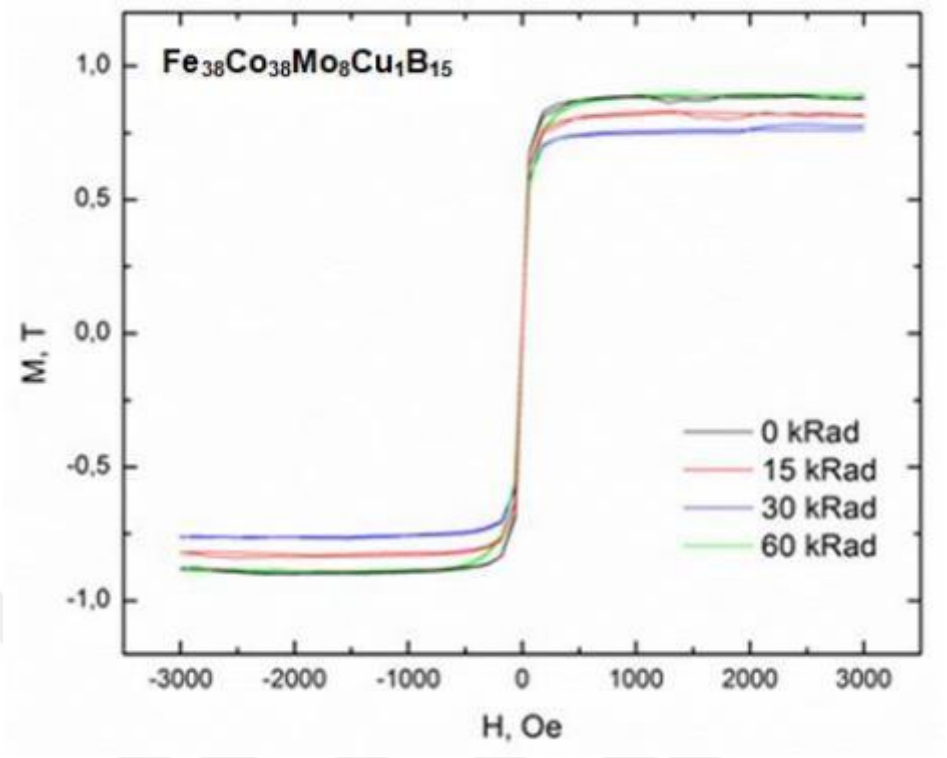
M_s değeri gibi zorlayıcı alanlar (H_c) da 15 kRad radyasyon dozundan sonra azalmakta ancak ışınlama dozunun daha da artması ile birlikte hafif bir artış meydana gelmiştir. Fe38 alaşımında H_c değerleri 0,64 ile 1,19 Oe arasında değişirken, Fe42 alaşımında 2,2 ile 3,55 Oe arasında değişmektedir. Doygunluk mıknatıslanması genellikle malzemelerin bileşimine bağlıdır. Öte yandan zorlayıcı alan ise kusurlar, boşluklar, parçacık boyutu vb. gibi yapısal özelliklere göre değişmektedir. Manyetik alanları sabitleyebilen nokta benzeri kusurların oluşması, H_c' de gözlenen artışın nedeni olabilir. Zorlayıcı alan (H_c) arttıkça manyetik momentlerin alan yönü boyunca hizalanması zorlaşmaktadır bunun sonucunda ise alaşımların dış manyetik alana duyarlılığı azalabilir.

Tablo 6. Fe38 ve Fe42 alaşımlı şeritlerin ışınlama öncesi ve sonrası manyetik paremetreleri

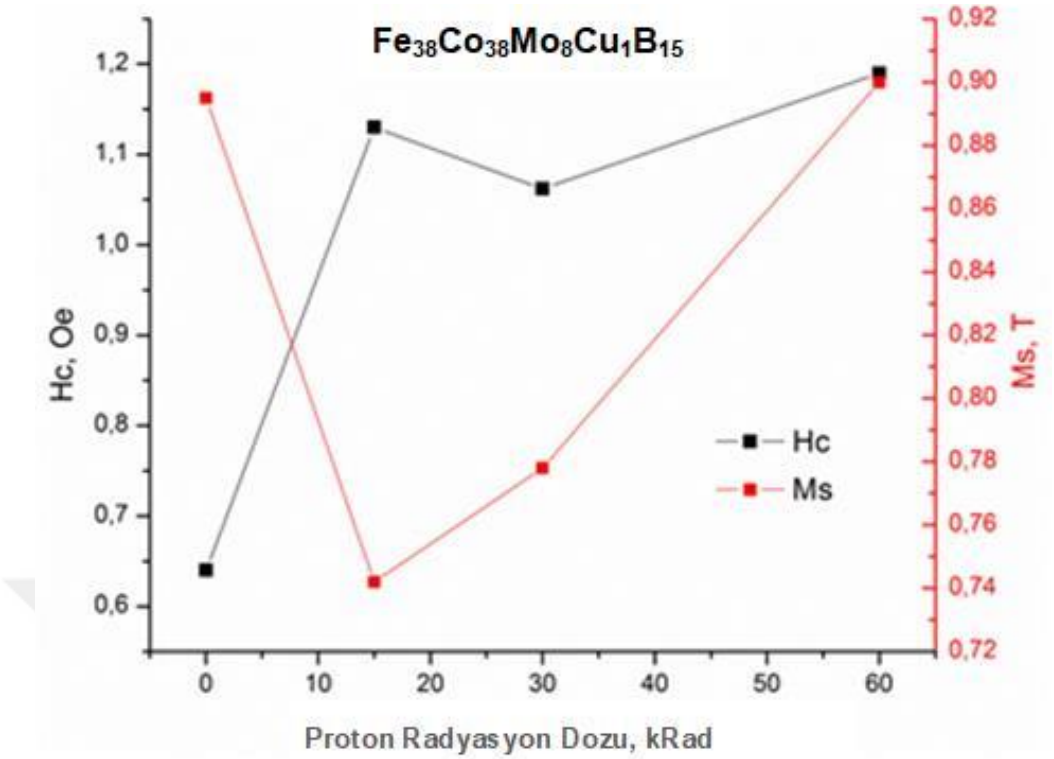
Malzeme Kompozisyonu	Radyasyon Dozu	Hc (Oe)	Ms (T)	Başlangıç Geçirgenlik (μı)
Fe38	**0**	0.64	0.895	116
	15	1.13	0.742	105.6
	30	1.06	0.778	96.07
	60	1.19	0.9	89.32
Fe42	**0**	2.43	2.42	270
	15	2.87	2.12	250
	30	3.55	2.19	155
	60	2.22	2.28	220

Başlangıç geçirgenlik (μi) değerleri, manyetik alan algılama uygulamaları için çok önemli bir parametredir ve Tablo 6'da gösterilmektedir. Fe42 alaşımında başlangıç (0 kRad) μi değeri 270 olarak tespit edilmiştir, ancak 30 kRad proton ışınlaması sonrasında 155 μi değerine düşmüştür. Fe38 alaşımlarının başlangıç μi değerleri ise Fe42 örneklerine göre daha düşük olduğu Tablo 6' da açıkça görülmektedir. Proton ışınlaması uygulanmadan önce (0 kRad) Fe42 alaşımının μi değeri 116'dır ve ışınlama dozu arttıkça μi değeri azalarak en yüksek radyason dozu olan 60 kRad ışınlamalı örnekler için 89.32 μi değerine kadar düştüğü görülmüştür. Işınlama dozunun artması ile birlikte geçirgenlik değerinin azalması, manyetik alan algılama sensörlerinin duyarlılığını olumsuz etkilemektedir.

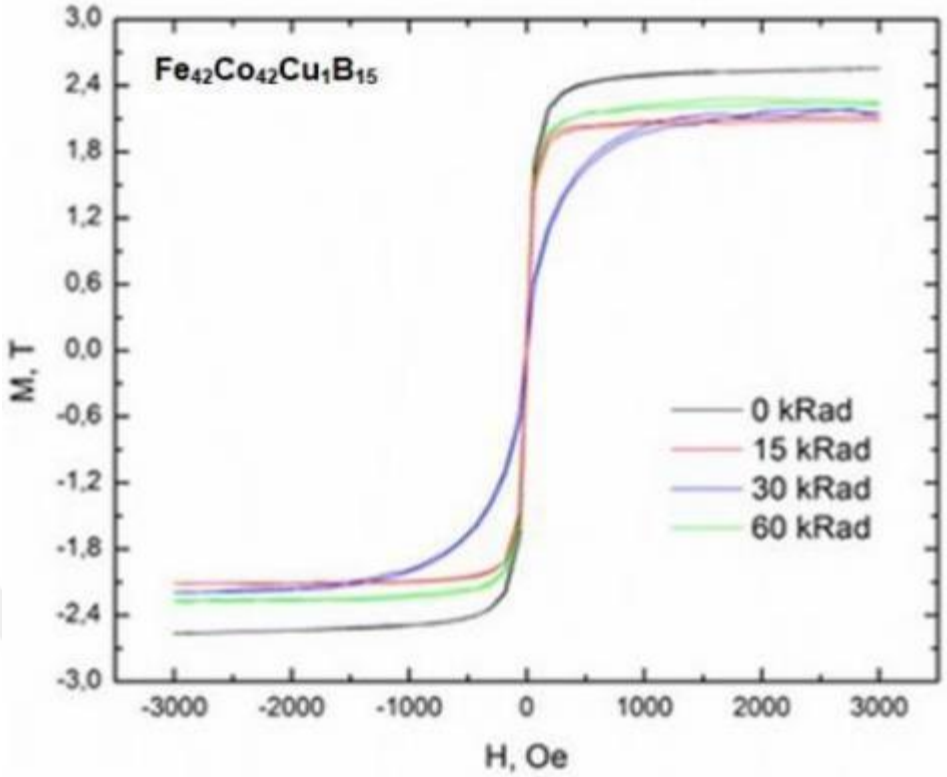
Sonuç olarak, bu çalışma amorf alaşımların manyetik özelliklerini incelemiş ve manyetik davranışlarının ışınlama dozuna bağlı olarak nasıl değiştiğini göstermiştir. Manyetik doygunluk (M_s) ve koersiv alan (H_c) gibi manyetik özellikler, malzeme bileşimine ve yapısal özelliklere duyarlıdır ve ışınlama dozu bu özellikler üzerinde belirgin etkilere neden olabilir. Başlangıç geçirgenlik (μi) değerlerinin azalması, manyetik alan algılama uygulamalarında hassasiyeti ve gürültü seviyelerini etkileyebilir. Bu nedenle, amorf malzemelerin manyetik özelliklerinin anlaşılması, çeşitli uygulamalarda önemlidir.



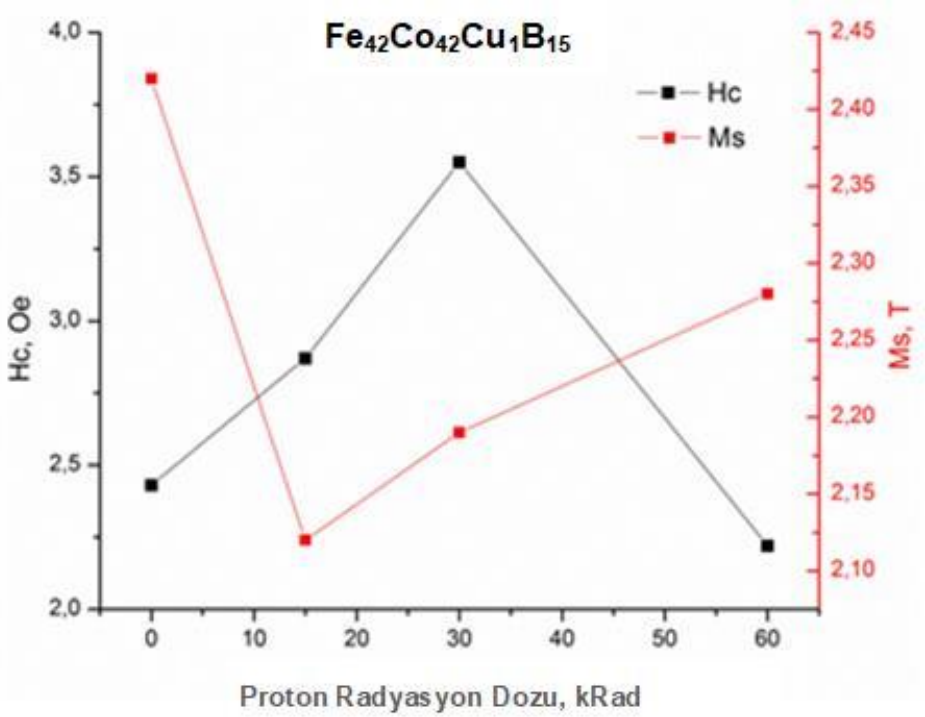
Şekil 42. $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritlere ait proton ışınlamasından önce ve sonra zorlayıcılıktaki (H_c) ve doyma mıknatıslamasındaki (M_s) değişim



Şekil 43. $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritlerin proton ışınlamasından önce ve sonra histerezis döngüleri



Şekil 44. $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritlere ait proton ışınlamasından önce ve sonra histerezis döngüleri



Şekil 45. $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ alaşımlı şeritlerin proton ışınlamasından önce ve sonra zorlayıcılıktaki (Hc) ve doyma mıknatıslamasındaki (Ms) değişimi

3.4. Düzlemsel Akış Yöntemi ile Üretilen Şeritlerin Sensör Karakterizasyonu

Üretilen Fe38 ve Fe42 alaşımlı sensörlerin hassasiyet ve gürültü seviyelerini analiz etmek amacıyla önce sensörlerin optimum çalışma frekansını belirlemek için bir dizi deney yapılmıştır. Bu deneylerde, sensör önce kalibre edilmiş bir Helmholtz bobininin merkezine yerleştirilip daha sonra uyarma bobini, manyetik çekirdeklerin doygunluğunu sağlamak için yeterli büyüklükte sabit bir AC sinyali ile çalıştırılmıştır. İkinci harmonik sinyali (V_{2f}) elde etmek için sensör, Helmholtz bobinine sabit bir DC alanı uygulayarak belirli bir yönde çalıştırılmıştır. Son olarak, uyarma frekansı 200 Hz aralıklarla 1 kHz ile 50 kHz arasında değiştirildi ve elde edilen 2f verileri SR830 kilitleme amplifikatörü tarafından kaydedildi. Bu deneyler, sensörlerin en iyi performans gösterdiği frekans aralığını belirlemek ve daha sonra hassasiyet ve gürültü analizlerini gerçekleştirmek için temel bir adımdır. Şekil 46 ve 47’ de Fe42 ve Fe38 şeritlerinin sensör özelliklerine ait grafikler gösterilmiştir. En solda bulunan grafikler, proton ışınlamasından önce ve sonra incelenen sensörlerin uyarılma frekansına karşı ikinci harmonik sinyal (2f) grafiklerini göstermektedir.

Bu grafiklerden görüldüğü gibi, 2f sinyallerinin frekans bağımlılığı proton ışınlaması uygulanmış Fe42 alaşımlı sensör hariç, incelenen hemen hemen tüm sensörler için uyarı alanının belirli frekanslarında keskin ve bir tane tepe noktası tespit edilmiştir. Bu tepe noktaları, 0 krad (ışınlanmamış), 15 kRad ve 30 kRad ışınlanmış olanlar için 36,6 kHz olarak belirlenmiştir. Sensörün 60 kRad ile ışınlanmasından sonra ise 34,4 kHz'e kadar bir düşüş gözlemlenmiştir. Rezonans frekansları, bir bobin sisteminin endüktansı ve bu endüktansın çekirdek malzemesinin manyetik geçirgenliği ile ilgilidir. Aslında rezonans frekansları bobin sisteminin endüktansıyla, endüktans ise çekirdek malzemenin manyetik geçirgenliğiyle ilgilidir. Fe38 sensörünün M-H eğrilerinden manyetik geçirgenliğin ışınlamayla (M-H eğrilerinin eğimlerinden) önemli bir değişiklik göstermediği görülmektedir. Bu nedenle bu sensörün rezonans frekanslarında önemli bir değişiklik gözlemlenmemiştir.

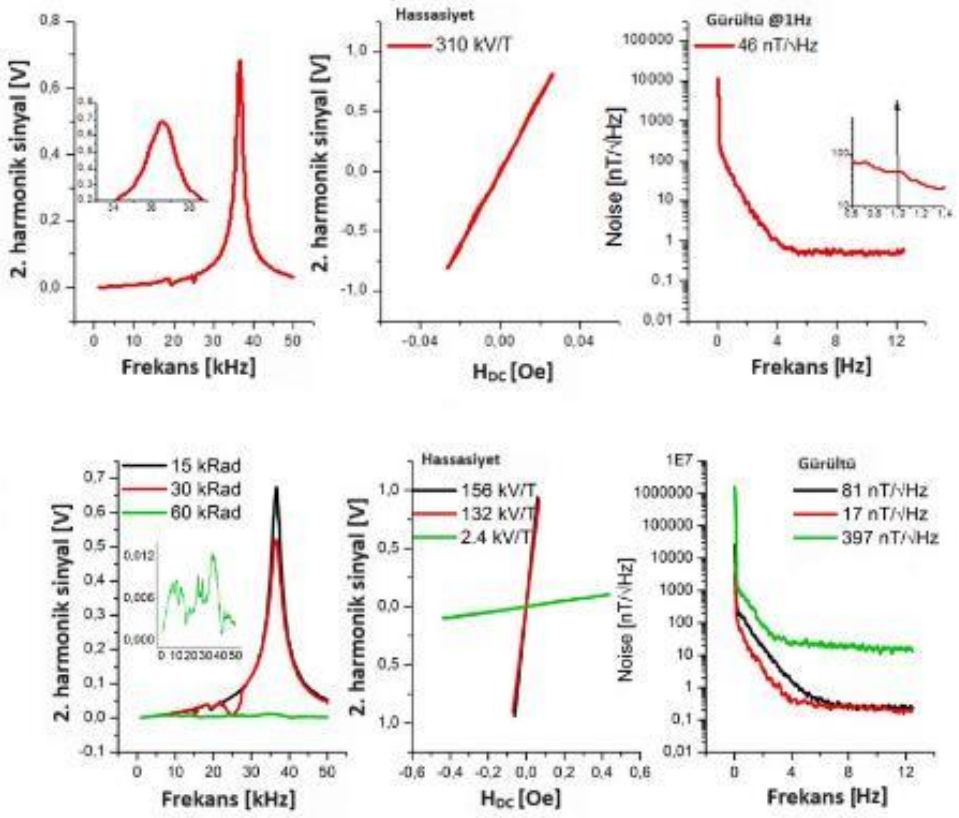
Fe42 alaşımından üretilen sensörde farklı bir durum söz konusudur. Bu sensör, en güçlü ikinci harmonik sinyalinin 34,2 kHz ile 36,6 kHz arasında olduğu belirlenmiş olmasına rağmen, ışınlanan örneklerde tek bir belirgin tepe noktası gözlemlenmemiştir. Bunun yerine, sensörün farklı uyarılma frekanslarında çeşitli tepe noktalarını gösterdiği belirlenmiştir. Bu durum, sensörün ışınlama sürecinde çekirdek malzemelerinde oluşan yerel bozulmaların etkisiyle ilişkilendirilebilir. Işınlama, çekirdek malzemelerinde homojen olmayan zararlar oluşturabilir ve bu da çekirdeklerin manyetik geçirgenliklerinde yerel farklılıklara yol açabilir. Yani, her uyarılma frekansında sensörün tepki verme şekli, ışınlamanın çekirdek malzemelerine olan etkisi nedeniyle farklılık gösterdiği saptanmıştır.

Şekil 46 ve 47’ in orta sütunları incelenen sensörlerin uygulanan DC manyetik alan (H_{DC}) eğrilerine karşı ikinci harmonik sinyalini göstermektedir. Şekil 46 ve 47’de sol sütunlardaki grafiklerin eğrilerinin eğimlerinden duyarlılık değerleri belirlenmiş ve orta sütunda bulunan grafikler oluşturulmuştur. Görüldüğü gibi sensörlerin hassasiyetleri ışınlama sonrasında ciddi bir azalma göstermektedir. Işınlanmamış Fe38 için büyüklüğü 310 kV/T iken, 15 kRad'lık ilk ışınlama dozundan sonra 156 kV/T'ye düşmektedir. 60 kRad'dan sonra ise 2,4 kV/T'ye kadar düşmüştür. Benzer durum Fe42 sensörü için de geçerlidir ancak ışınlamadan daha çok etkilendiği görülmüştür. Fe42 sensörünün hassasiyetinin ise 15 kRad ışınlama dozundan sonra bile 171 kV/T'den 6,2 kV/T'ye düştüğü belirlenmiştir. Fe38 ve Fe42'nin hassasiyet değerlerinin büyüklüklerinde görülen farklılıklar büyük olasılıkla bu sensör malzemelerinin M_s değerleriyle ilişkilendirilmiştir. Fe38'in M_s değeri ~ 0,8 T ve

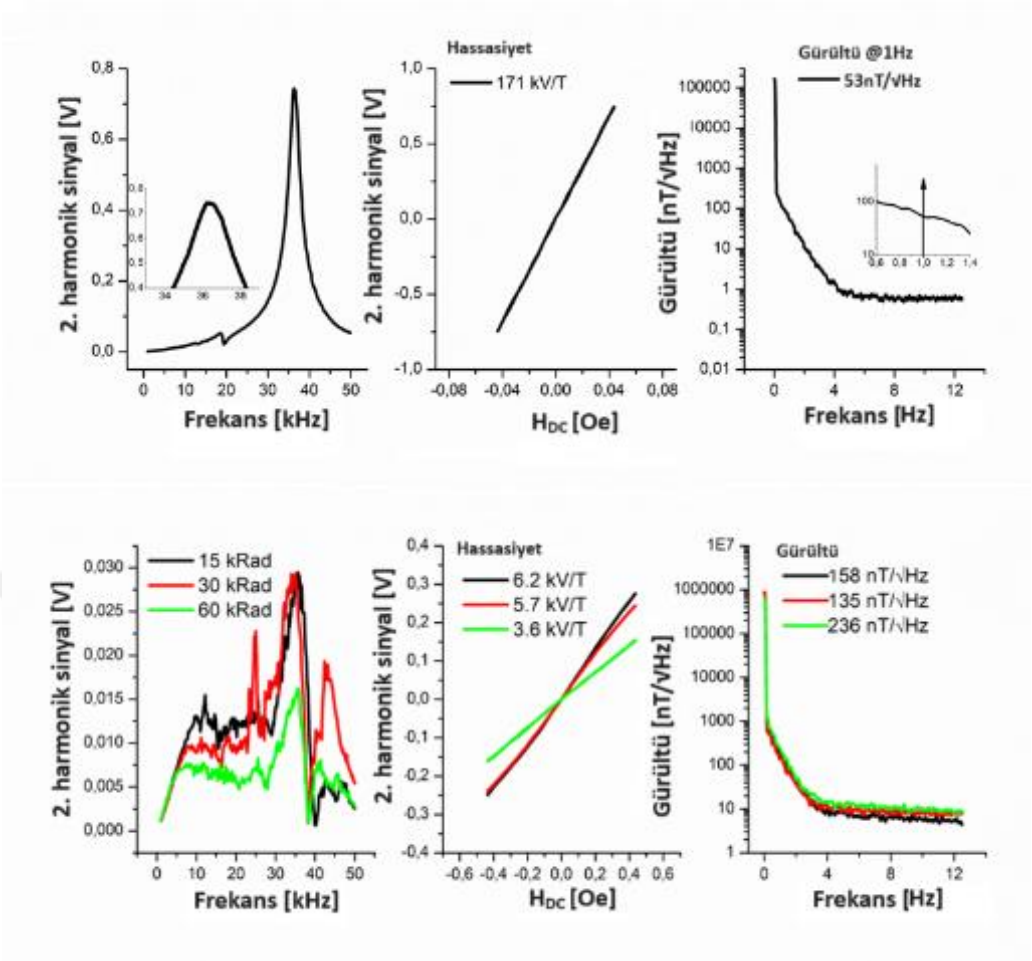
Fe42'nin M_s değeri ise ~ 2,2 T'dir. Literatür bilgisine göre en iyi algılama özellikleri, Ms değerleri 0,6 T ile 0,8 T arasında olan çekirdeklerin kullanıldığı sensörlerde görülmektedir.

Çalışılan sensörlerin gürültü spektrumları Şekil 46 ve Şekil 47'nin sağ sütunlarında gösterilmektedir. Işınlanmamış Fe38 sensörü için gürültü 46 nT/√Hz iken Fe42 sensörü için ise 53 nT/√Hz @1 Hz olarak belirlenmiştir. Bu değerler, Fe38 sensörü için 15 kRad ışınlama sonrasında 81 nT/√Hz'e ve Fe42 için 1 Hz'de 158 nT/√Hz'e yükseldiği görülmüştür. 60 kRad'dan sonra ise gürültü Fe38 için 1 Hz'de 397 nT/√Hz'e kadar yükselmiştir. Aslında uygulanan ışınım ile gürültü seviyesinde görülen bu davranış, sensörlerin B-H eğrilerinden elde edilen manyetik parametreleri ve MFM verileriyle ilişkilidir.

MFM verileriyle birlikte, ışınlamanın sensör yapısında yerel bozulmalara neden olduğu ve alan duvarlarının hareketini engellediği anlaşılmaktadır. Gürültü seviyelerindeki artış ise bu duruma dayandırılmaktadır. Mevcut çalışma, proton ışınlamasının sensör performansını oldukça ciddi şekilde etkilediğini ortaya koymaktadır.



Şekil 46. Fe38 ($Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$) şeridinin sensör özellikleri. Sol sütun: Uyarma frekansı ve V_{2f} sinyal gücü. Orta sütun: Harici dc manyetik alan ve V_{2f} sinyal gücü. Sağ sütun: Sensörlerin gürültü spektrumu.



Şekil 47. Fe42 ($Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$) şeridinin sensör özellikleri. Sol sütun: Uyarma frekansı ve V_{2f} sinyal gücü. Orta sütun: Harici dc manyetik alan ve V_{2f} sinyal gücü. Sağ sütun: Sensörlerin gürültü spektrumu.

4. SONUÇLAR

$Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ (Fe38) ve $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ (Fe42) alaşımlarının amorf şeritleri düzlemsel akış döküm yöntemiyle başarıyla hazırlanmıştır. Bu şeritlerden hazırlanan fluxgate sensörlerinin uzay radyasyon ortamındaki performansını kontrol etmek için sensörler 60 kRad'a kadar proton ışınlamasına (30 MeV kinetik enerji) maruz bırakılmıştır. Elde edilen bazı önemli sonuçlar aşağıdaki gibi özetlenmiştir.

1. Fe38 şeridinin XRD desenleri tamamen amorf olduğunu gösterirken Fe42 şeridi ise proses parametresi ve alaşımın kimyasal bileşimi nedeniyle kısmen amorf yapının oluştuğu görülmüştür.
2. Proton ışınlaması Fe42 alaşımında kristalleşmeyi iyileştirerek $2\theta=45°$'de daha keskin piklere neden olurken, Fe 38'de herhangi bir değişiklik gözlenmemiştir.
3. SEM kullanılarak alınan şeritlerin yüzey görüntülerinde ışınlama öncesi ve sonrası gözle görülür bir fark belirlenememiştir. Şeritlerin katılaşma sırasında oluşan açık hava kısmında kanal benzeri bazı bölgelerin mevcut olduğu görülmüştür.
4. AFM'ye göre ortalama pürüzlülük Fe38'de azalırken Fe42 alaşımında artmıştır. Yüzey özelliklerine benzer şekilde, MFM görüntülerinde gözlemlendiği gibi, radyasyonla artan kristallik, Fe38 alaşımının manyetik alanlarının boyutunu etkilediği saptanmıştır.
5. Manyetik parametreler, koersivite (H_c) ve manyetik doygunluk (M_s), şeritlerin sensör özelliklerini ciddi şekilde değiştiren ışınlamadan etkilenmiştir. Sensörün hassasiyetiyle ilgili olan zorlayıcılık, manyetik alanları sabitleyen nokta benzeri kusurların oluşması nedeniyle ışınlamayla artmıştır. Sonuç olarak şeritlerin sensör özellikleri bozulduğu tespit edilmiştir.
6. Alaşımların doygunluk mıknatıslanma değerleri de ışınlamadan etkilenmiştir, çünkü başlangıçtaki 15 kRad'lık düşüş, daha yüksek dozlarda kademeli bir artışla takip edilmiştir. M_s'nin sensör özellikleri üzerinde doğrudan bir etkisinin olmadığı ancak şeritlerin mıknatıslanması sırasında sensörün güç tüketimi ile ilgili olduğu dikkate alınması gerektiği görülmüştür.

5. ÖNERİLER

Çalışma kapsamında $Fe_{38}Co_{38}Mo_8Cu_1B_{15}$ (Fe38) ve $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ (Fe42) alaşımlı yumuşak manyetik özelliklere sahip camsı metal alaşımların özelliklerinin geliştirilmesine yönelik sunulan öneriler aşağıda sıralanmıştır.

1. Yapılan bu çalışmada proton ışınlamasının sensör performansını oldukça ciddi şekilde etkilediğini görülmüştür. Bu nedenle, sensörlerin uzay gibi zorlu çevre koşullarında kullanılması halinde ışınımdan (örneğin alüminyum kutu) korunması gerekebilir.
2. $Fe_{42}Co_{42}Cu_1B_{15}$ (Fe42) alaşımlı şerit üretimi esnasında, üretim parametreleri değiştirilerek kristalleşme engellenebilir.

6. KAYNAKLAR

Akdogan, O. (2012). *Size Effects in Nano-phase Hard Magnetic Materials*, University of Delaware.

Akiwumi-Assani, S. O. A study of the spectra of soft magnetic materials subjected to frequency modulated fields.

Angell, C. A. (1995). Formation of glasses from liquids and biopolymers. *Science, 267*(5206), 1924-1935.

Bilezikian, J. P., et al. (2014). Preface to the third edition. *Advances ın Water Resources, Southhampton, UK, Computatıonal Mechanıcs Publıcatıons*, 19-20.

Brown, D. R. (2016). *Hard magnetic materials without rare earth elements*. The Florida State University.

Budhani, R., et al. (1982). Melt-spinning technique for preparation of metallic glasses. *Bulletin of Materials Science, 4*, 549-561.

Carpenter, J. and P. Steen (1992). Planar-flow spin-casting of molten metals: process behaviour. *Journal of Materials Science, 27*, 215-225.

Chen, H. and D. Turnbull (1968). "Evidence of a glass–liquid transition in a gold–germanium–silicon alloy." *The Journal of Chemical Physics* 48(6): 2560-2571.

Coey, J. M. (2010). *Magnetism and magnetic materials*. Cambridge university press.

Collins, L. E. (1986). Overview of rapid solidification technology. *Canadian Metallurgical Quarterly, 25*(1), 59-72.

Conde, C., et al. (2006). Composition dependence of Curie temperature and microstructure in amorphous Fe–Co–Mo–Cu–B metallic glasses. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 304*(2), e739-e742.

Cullity, B. D. and C. D. Graham (2011). *Introduction to magnetic materials*, John Wiley & Sons.

Davies, H. (1983). *Metallic glass formation.* Amorphous metallic alloys, 8-25.

Fiorillo, F., et al. (2016). Soft magnetic materials. Wiley Encyclopedia of Electrical and Electronics Engineering, John Wiley & Sons, Inc.**,** 1-42.

Franco, V., et al. (2007). A constant magnetocaloric response in FeMoCuB amorphous alloys with different Fe⁄B ratios. *Journal of applied Physics*, 101(9).

Gheiratmand, T. and H. M. Hosseini (2016). Finemet nanocrystalline soft magnetic alloy: Investigation of glass forming ability, crystallization mechanism, production techniques, magnetic softness and the effect of replacing the main constituents by other elements. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 408*, 177-192.

Grigoras, M., et al. (2022). The effect of the Mo addition on the magnetic properties and phase constituents of the Ce-(FeCo)–B ribbons. *Intermetallics***,** *141*, 107425.

Hair, M. (1988). *AM Filbert in Encyclopedia of Material Science and Engineering Ed. By MB Bever*, Vol. 3, Pergamon Press, Oxford, UK.

Han, Y., et al. (2017). FeCo-based soft magnetic alloys with high Bs approaching 1.75 T and good bending ductility. *Journal of alloys and compounds, 691*, 364-368.

Herlach, D. M. (1994). Non-equilibrium solidification of undercooled metallic metls. *Materials Science and Engineering: R: Reports, 12*(4-5), 177-272.

Hu, Z.-Q., et al. (2017). Amorphous Materials. *Modern Inorganic Synthetic Chemistry, Elsevier*, 641-667.

Inoue, A. (2000). Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys. *Acta materialia*, *48*(1), 279-306.

Jackson, K. (1988). A defect model for ion-induced crystallization and amorphization. *Journal of Materials Research, 3*(6), 1218-1226.

Jones, H. (1984). Microstructure of rapidly solidified materials. *Materials science and engineering***,** *65*(1), 145-156.

Kamal, M. and U. S. Mohamed (2012). A Review Chill-Block Melt spin Technique. *Theoretical and Applications, eISBN*, 978-971.

Kaplan, M. (2022). *Designing metallic glasses: Alloying, properties, and degrees of freedom*. Acta Universitatis Upsaliensis.

Klement, W., et al. (1960). Non-crystalline structure in solidified gold–silicon alloys. *Nature, 187*(4740), 869-870.

Klingshirn, C. J., et al. (2021). Electron beam-induced crystallization of Al2O3 gate layer on β-Ga2O3 MOS capacitors. *Micron, 140*, 102954.

Krings, A., et al. (2016). Soft magnetic material status and trends in electric machines. *IEEE transactions on industrial electronics*, *64*(3), 2405-2414.

Lavernia, E. J. and T. S. Srivatsan (2010). The rapid solidification processing of materials: science, principles, technology, advances, and applications. *Journal of Materials Science, 45*, 287-325.

Lin, X. and W. Johnson (1995). Formation of Ti–Zr–Cu–Ni bulk metallic glasses. *Journal of applied Physics, 78*(11), 6514-6519.

Lucaci, M., et al. (2015). Studies on Fe-Cr-Ni-Si-B bulk metallic glass for automotive applications. *Advanced Materials Research, 1114*, 68-75.

Luo, H. (1998). *Synthesis and characterization of rare-earth-iron-based hard magnetic materials*. University of Missouri-Columbia.

Makino, A., et al. (2003). Nb-Poor Fe–Nb–B nanocrystalline soft magnetic alloys with small amount of P and Cu prepared by melt-spinning in air. *Scripta materialia*, *48*(7), 869-874.

Makino, A., et al. (1997). Nanocrystalline soft magnetic Fe-MB (M= Zr, Hf, Nb) alloys and their applications. *Materials Science and Engineering: A*, *226*, 594-602.

Marcin, J., et al. (2010). Melt-Spun Fe–Co–B–Cu Alloys With High Magnetic Flux Density for Relax-Type Magnetometers. *IEEE Transactions on Magnetics*, *46*(2), 416-419.

McGlone, J. M., et al. (2017). TaWSi amorphous metal thin films: composition tuning to improve thermal stability. *MRS Communications*, *7*(3), 715-720.

Miller, C. C. (1924). The Stokes-Einstein law for diffusion in solution. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character*, *106*(740), 724-749.

Müller, M., et al. (2001). The influence of M= Mo, Nb in Fe80 (B, M, Cu) 20-type alloys on the crystallization behaviour and on the magnetic properties. *Materials Science and Engineering: A*, *304*, 353-356.

Ohta, M. and Y. Yoshizawa (2007). Improvement of soft magnetic properties in (Fe0. 85B0. 15) 100− xCux melt-spun alloys. *Materials transactions*, *48*(9), 2378-2380

Öztürk, S. and F. Arslan (2001). Production of rapidly solidified metal powders by water cooled rotating disc atomisation. *Powder metallurgy*, *44*(2), 171-176.

Öztürk, S., et al. (2019). Surface and structural characterization of amorphous Fe, Co-based melt-spun ribbons subjected to heat treatment processes. *Journal of Non-Crystalline Solids*, *522*, 119592.

Öztürk, S., et al. (2020). Effect of heat treatment process on the structural and soft magnetic properties of Fe38Co38Mo8B15Cu ribbons. *Journal of Non-Crystalline Solids*, *527*, 119745.

Pavuna, D. (1981). Production of metallic glass ribbons by the chill-block melt-spinning technique in stabilized laboratory conditions. *Journal of Materials Science*, *16*, 2419-2433.

Pei, Z. and D. Ju (2017). Simulation of the continuous casting and cooling behavior of metallic glasses. *Materials*, *10*(4), 420.

Pham, T. Q. (2021). *A Feasibility Study of Non-Homogeneous Soft Magnetic Core for Electrical Machines-An Application of Additive Manufacturing*. Michigan State University.

Seino, R. and Y. Sato (2014). Observation of melt puddle behavior in planar flow casting in air. *Journal of alloys and compounds*, *586*, 150-152.

Shirzadi, A., et al. (2019). Development of Auto Ejection Melt Spinning (AEMS) and its application in fabrication of cobalt-based ribbons. *Journal of Materials Processing Technology*, *264*, 377-381.

Spinella, C., et al. (2020). Ion beam induced transient amorphous nucleation in silicon. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*, *462*, 130-138.

Steen, P. H. and C. Karcher (1997). Fluid mechanics of spin casting of metals. *Annual review of fluid mechanics*, *29(*1), 373-397.

Sunbul, S. E., et al. (2023). Effect of Co, Cu, and Mo alloying metals on electrochemical and magnetic properties of Fe-B alloy. *Journal of alloys and compounds*, *947*, 169652.

Suryanarayana, C. and A. Inoue (2017). *Bulk metallic glasses*. CRC press.

Svoboda, J. (2004). *Magnetic techniques for the treatment of materials*. Springer Science & Business Media.

Theisen, E., et al. (2010). Transient behavior of the planar-flow melt spinning process. *Chemical Engineering Science*, *65*(10), 3249-3259.

Turnbull, D. (1969). Under what conditions can a glass be formed?. *Contemporary physics*, *10*(5), 473-488.

Voo, N. and A. Olofinjana (2017). Multi-stream Casting of Wire Directly from Melt. *Procedia engineering*, *174*, 195-205.

Wan, Q., et al. (2019). Grain size dependence of the radiation tolerances of nano-amorphous Ti-Si-N composite coatings. *Applied Surface Science*, *466*: 179-184.

Wang, W.-H., et al. (2004). Bulk metallic glasses. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, *44*(2-3), 45-89.

Willard, M., et al. (1998). Structure and magnetic properties of (Fe 0.5 Co 0.5) 88 Zr 7 B 4 Cu 1 nanocrystalline alloys. *Journal of applied Physics*, *84*(12), 6773-6777.

Wright, R., et al. (1990). A containerless-melting twin-roller melt-spinning system. *Review of scientific instruments*, *61*(12), 3924-3926.

Wu, S. (2019). *New soft magnetic materials for high frequency applications*. The University of Alabama.

Xing, X. (2011). *Soft magnetic materials and devices on energy applications*. Northeastern University.

Yoshizawa, Y. a., et al. (1988). New Fe-based soft magnetic alloys composed of ultrafine grain structure. *Journal of applied Physics*, *64*(10), 6044-6046.

ÖZGEÇMİŞ

Selmine AKYOL, İlköğrenimini Ali Kemal AKTÜRK İlköğretim okulunu bitirdikten sonra lise eğitimini 2010 yılında Trabzon Fatih Lisesi'nde tamamladı. 2015 yılında Karadeniz Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde lisans eğitimine başlamış 2019 yılında bölüm üçüncüsü olarak mezun oldu. Aynı yıl Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim dalında tezli yüksek lisans programına başladı. Lisansüstü eğitimi boyunca 2 TÜBİTAK projesi içerisinde araştırmacı olarak ve bursiyer olarak görev aldı. Bunların dışında 7 Bilimsel Araştırma Projesinde (BAP) araştırmacı ünvanı ile çalışmıştır. Yaptığı çalışmalar neticesinde Q1 seviyesinde 3 olmak üzere toplamda 5 adet SCI yayın ve 6 bildirisi bulunmaktadır.