

**T.C.
SÜLEYMAN DEMİREL ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**BORLANMIŞ Fe-Ni İKİLİ ALAŞIMLARININ MANYETİK VE BAZI
MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI**

Cihan EKİNCİ

**Danışman
Prof. Dr. Nazım UÇAR**

**DOKTORA TEZİ
FİZİK ANABİLİM DALI
ISPARTA - 2021**



© 2021 [Cihan EKİNCİ]

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
İÇİNDEKİLER.....	i
ÖZET	iii
ABSTRACT	v
TEŞEKKÜR.....	vii
ŞEKİLLER DİZİNİ	viii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xi
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	xii
1. GİRİŞ.....	1
2. KAYNAK ÖZETLERİ.....	6
3. KURAMSAL TEMELLER	11
3.1. Alaşımlar	11
3.1.1. Fe-Ni alaşımları.....	14
3.2. Manyetik Özellikler	16
3.2.1. Manyetik momentin kaynağı	16
3.2.2. Manyetik alan vektörleri, manyetik geçirgenlik ve manyetik alınganlık.....	19
3.2.3. Manyetik malzemelerin sınıflandırılması	22
3.2.4. Domainler ve histerezis eğrisi.....	25
3.3. Mekanik Özellikler.....	29
3.3.1. Zor (gerilme) ve zorlanma (birim şekil değişimi)	30
3.3.2. Elastik deformasyon.....	32
3.3.3. Plastik deformasyon.....	34
3.3.4. Sertlik ve sertlik tayini	38
3.4. Radyasyon ve Zırlama	41
3.5. Yüze İyileştirme İşlemleri ve Borlama	44
3.5.1. Bor elementi	45
3.5.2. Borlama işlemi.....	46
3.5.3. Borür tabakasının özellikleri	48
3.5.3.1. Borür tabakasının kalınlığı	50
3.5.3.2. Borür tabakasının sertliği	52
4. MATERYAL VE YÖNTEM	55
4.1. Numunelerin Hazırlanması.....	56
4.2. Borlama İşlemi.....	56
4.3. Yapısal Karakterizasyon; SEM, EDS, XRD ve GDOES Analizleri	59
4.4. Deneysel Ölçümler.....	61
4.4.1. Mikro sertlik tayini	61
4.4.2. Manyetizasyon tayini	61
4.4.3. Soğurma katsayısı tayini.....	62
5. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA.....	64
5.1. Yapısal Karakterizasyon Analizleri.....	64
5.2. Tabaka Kalınlığı	72
5.3. Kinetik Analiz	74
5.4. Mikro Sertlik Ölçümleri	80
5.5. Radyasyon Soğurma Katsayısı Hesaplamaları	84
5.6. Manyetik Saturasyon Analizleri	89
6. SONUÇ VE ÖNERİLER.....	93

KAYNAKLAR.....	97
ÖZ GEÇMİŞ.....	109



ÖZET

Doktora Tezi

BORLANMIŞ Fe-Ni İKİLİ ALAŞIMLARININ MANYETİK VE BAZI MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI

Cihan EKİNCİ

Süleyman Demirel Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Fizik Anabilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Nazım UÇAR

Borlama yöntemi özellikle son yıllarda araştırmacıların ilgisini çekmekte ve bu konuda oldukça yoğun araştırmalar yapılmaktadır. Borlama genellikle demir esaslı malzemelere uygulanan termokimyasal bir yüzey sertleştirme işlemidir. Bu yöntemin avantajları, diğer yüzey sertleştirme işlemleri ile elde edilemeyen yüksek sertlik, yüksek aşınma direnci ve yüksek korozyon direncidir. Diğer taraftan, permalloys olarak isimlendirilen Fe-Ni alaşımları manyetik özellikleri nedeniyle büyük ilgi görmektedir. Permalloyların uygulama alanlarının genişlemesi, bu alaşımların yoğun bir şekilde çalışılmasına neden olmaktadır.

Bu çalışmada, farklı Ni konsantrasyonuna sahip Fe-Ni ikili alaşımlarının manyetik ve bazı mekanik özellikleri üzerine borlamanın etkisi araştırılmıştır. Buna ek olarak borlanmış Fe-Ni alaşımlarının radyasyon zırhlama özellikleri de incelenmiştir. Bu amaç için, hazırlanan numuneler farklı sıcaklık ve sürelerde borlama işlemine tabi tutuldu. Borlanmış Fe-Ni alaşımlarının yüzeyleri, SEM (Taramalı Elektron Mikroskopu), XRD (X Işınları Difraktometresi), GDOES (Glow Discharge Optik Emisyon Spektrometresi) ve EDS (Enerji Dağılım Spektrometresi) kullanılarak karakterize edildi. Numunelerin mikro sertlik, manyetik saturasyon ve lineer zayıflatma katsayısı ölçümleri gerçekleştirildi.

Borlanmış Fe-Ni alaşımlarının tabaka kalınlıkları; işlem süresinin, işlem sıcaklığının ve nikel içeriğinin artmasıyla artmıştır. Tabaka üzerindeki fazların nikel silisid ve boro-silisidlerin baskın olduğu çok fazlı bir yapıda oldukları görülmüştür. Borür tabakalarının yüzey sertlikleri Vickers mikro sertlik yöntemi ile 1011 ile 1350 Hv_{0.05} aralığında ölçülmüştür. Sonuçlar Fe-Ni alaşımlarının yüzey sertliğinin borlama ile 6-7 kata kadar iyileştiğini göstermiştir. Diğer taraftan elde edilen tabakaların kalınlıklarıyla ilişkili olarak borlama sıcaklığının ve süresinin büyüme kinetiği üzerine olan etkileri de incelenmiştir. Borlanmış Fe-Ni alaşımlarında borun aktivasyon enerjisi Ni konsantrasyonuna bağlı olarak 106,45 ile 119,94 kJ/mol aralığında tespit edilmiştir.

Manyetik saturasyon (M_s) ölçümleri borlamanın manyetik saturasyon üzerine ciddi etkileri olduğunu göstermiştir. Borlama sıcaklığının ve süresinin artması M_s değerlerini azaltmıştır. Benzer şekilde artan Ni konsantrasyonu ile de manyetik saturasyon azalmıştır. Son olarak, borlanmış Fe-Ni alaşımlarının radyasyon soğurma katsayıları (μ) borlama sıcaklığına, borlama süresine ve Ni konsantrasyonuna bağlı olarak tayin edilmiştir. Elde edilen sonuçlar artan borlama sıcaklığı ve borlama süresinin μ değerlerini arttırdığını göstermiştir. Benzer durum Ni konsantrasyonunun artmasıyla da gözlemlenmiştir.

Anahtar Kelimeler: Borlama, Fe-Ni ikili alaşımları, mikro sertlik, radyasyon zırlama, manyetizasyon, aktivasyon enerjisi.

2021, 110 sayfa



ABSTRACT

Ph.D. Thesis

INVESTIGATION OF MAGNETIC AND SOME MECHANICAL PROPERTIES OF BORONIZED Fe-Ni BINARY ALLOYS

Cihan EKİNCİ

**Süleyman Demirel University
Graduate School of Natural and Applied Sciences
Department of Physics**

Supervisor: Prof. Dr. Nazım UÇAR

Boriding method has attracted the attention of researchers especially in the recent years and very intensive studies have been carried out in this subject. Boriding which is generally applied to iron based materials is a thermochemical surface hardening treatment. The advantages of this method are high hardness, high wear resistance, and high corrosion resistance which could not be obtained by using other surface hardening processes. On the other hand, Fe-Ni alloys called as permalloys are of great interest due to their magnetic properties. The expansion of the application areas of permalloys causes these alloys to be studied, intensively.

In this study, the effect of boriding on the magnetic and some mechanical properties of Fe-Ni binary alloys with different Ni concentration have been studied. Besides this, the radiation shielding properties of borided Fe-Ni alloys have been investigated. For this purpose, the prepared samples were exposed to boriding process with different time and temperatures. The surfaces of the borided Fe-Ni alloys were characterized using SEM (Scanning Electron Microscope), XRD (X-Ray Diffraction), GDOES (Glow Discharge Optical Emission Spectrometry) and EDS (Electro Diffusion Spectrometry). The measurements of microhardness, magnetic saturation and linear attenuation coefficient were carried out.

The layer thicknesses of borided Fe-Ni alloys were increased with increasing the treatment time, process temperature and nickel content. It was observed that the phases on the layer were multiphase structure with the predominance of nickel silicides and boro-silicides. The surface hardness of the boride layers was measured between 1011 and 1350 $H_{V0.05}$ by Vickers microhardness method. The results showed that the surface hardness of Fe-Ni alloys improved up to 6-7 times by boriding. On the other hand, the effects of boriding temperature and time on the growth kinetics in relation to the thickness of the obtained layers were also investigated. The activation energies of boron in borided Fe-Ni alloys were determined between 106.45 and 119.94 kJ/mol related to Ni concentration.

Magnetic saturation (M_s) measurements showed that boriding had serious effects on magnetic saturation. Increasing boriding temperature and time decreased M_s values. Similarly, magnetic saturation decreased with increasing Ni concentration. Finally, the linear attenuation coefficients (μ) of borided Fe-Ni alloys were determined depending on the boriding temperature, boriding time and Ni concentration. Obtained results showed that increasing boriding temperature and boriding time increased μ values. A similar situation was observed with increasing Ni concentration.

Keywords: Boriding, Fe-Ni binary alloys, microhardness, radiation shielding, magnetization, activation energy.

2021, 110 pages



TEŞEKKÜR

Bu araştırma için beni yönlendiren, karşılaştığım zorlukları bilgi ve tecrübesi ile aşmamda yardımcı olan ve ilgisini hiçbir zaman esirgemeyen değerli Danışman Hocam Prof. Dr. Nazım UÇAR'a en samimi duygularla teşekkürlerimi sunarım.

Deneysel çalışmalarımda yardımcı olan, beni yönlendiren, zamanını ve bilgisini benimle paylaşan değerli Hocam Prof. Dr. Adnan ÇALIK'a teşekkür ederim.

Araştırmaların yürütülmesine dair her konuda maddi ve manevi yardımlarını gördüğüm Doç. Dr. Durmuş Ali ALDEMİR'e ve Fizikçi Hidayet YILDIZ'a teşekkür ederim.

Tezimin her aşamasında beni yalnız bırakmayan, ilgi ve sevgilerini hiçbir zaman esirgemeyen, bu çalışmanın en yakın destekçileri sevgili eşim ve kızlarıma en içten duygularıyla teşekkür eder, bu güne kadar her türlü desteklerini gördüğüm aileme sonsuz sevgi ve saygılarımı sunarım.

Cihan EKİNCİ
ISPARTA, 2021

ŞEKİLLER DİZİNİ

	Sayfa
Şekil 3.1. Yeralan ve arayer atomlarının kafes sisteminde şematik gösterimi ...	12
Şekil 3.2. FCC kafes sisteminde yeralan katı eriyiği	13
Şekil 3.3. Karbonun BCC ve FCC yapılarıdaki demir kafesinde oluşturduğu arayer katı eriyiği	14
Şekil 3.4. Fe-Ni faz diyagramı.....	15
Şekil 3.5. FeNi ₃ bileşiğinin düzenli FCC yapısı.....	16
Şekil 3.6. (a) Elektronun spin hareketi (b) Elektronun çekirdek etrafındaki yörüngesel hareketi.....	17
Şekil 3.7. (a) Bir akım döngüsü (b) Bir mıknatıs etrafında oluşan manyetik alan kuvvet çizgileri	18
Şekil 3.8. Selenoid ile üretilen H manyetik alanı (a) vakumda (b) katı bir malzemede	19
Şekil 3.9. Manyetik kuvvet çizgilerinin bir katı üzerindeki manyetikleşme etkisinin şematik gösterimi (a) diyamanyetik (b) paramanyetik (c) ferromanyetik	22
Şekil 3.10. Diyamanyetik malzemeler için atomsal dipol dizilimi.....	23
Şekil 3.11. Paramanyetik malzemeler için atomsal dipol dizilimi.....	23
Şekil 3.12. Ferromanyetik malzemeler için atomsal dipol dizilim	24
Şekil 3.13. Farklı tür malzemeler için atomsal dipol dizilimi (a) Ferromanyetik (b) Antiferromanyetik (c) Ferrimanyetik.....	25
Şekil 3.14. Ferromanyetik bir malzemede dış manyetik alan ile domain büyümesi	26
Şekil 3.15. Ferromanyetik bir malzeme için histerezis döngüsü	27
Şekil 3.16. Ferromanyetik dipol sistemi için M-H eğrisi (a) Tersine çevrilebilir (b) Tersine çevrilemez	28
Şekil 3.17. Yumuşak ve sert manyetik malzemeler için manyetizasyon eğrisi ...	28
Şekil 3.18. Cisim üzerine etki eden yüklerin ortaya çıkardığı farklı gerilimler...	30
Şekil 3.19. Çekme testi ile elde edilen zor-zorlanma eğrisinin genel görünümü	32
Şekil 3.20. Elastik bir malzemenin zor-zorlanma ilişkisi	33
Şekil 3.21. Zor-zorlanma eğrisindeki kritik noktalar.....	34
Şekil 3.22. Akma dayanımı belirleme yöntemi	36
Şekil 3.23. Gevrek ve sünek malzemelerin zor-zorlanma eğrileri.....	37
Şekil 3.24. Zor-zorlanma eğrilerine göre bazı malzemelerin özellikleri.....	37
Şekil 3.25. Vickers sertlik deneyinde kullanılan ucun ve oluşan izin şematik gösterimi.....	40
Şekil 3.26. Farklı fazlarda elde edilen Vickers mikro sertlik izleri.....	41
Şekil 3.27. İyonlaştırıcı radyasyonların giriciliklerinin karşılaştırılması	43
Şekil 3.28. Gama ışınlarının soğrulmaları	44
Şekil 3.29. Bor mineralleri (a) Tinkal (Boraks), (b) Kernit	46
Şekil 3.30. Katı borlama yönteminin şematik gösterimi	47
Şekil 3.31. Borlanmış demir esaslı bir malzemede borür tabakasının büyüme mekanizmasının şematik gösterimi	49
Şekil 3.32. Orta karbonlu bir çelikte borür tabaka kalınlığına borlama sıcaklığının ve süresinin etkisi.....	51
Şekil 3.33. Demir esaslı malzemelerde alaşım elementlerinin borür tabaka kalınlığına etkisi.....	52

Şekil 3.34. Borlanmış iki farklı çeliğin yüzeyden içeriye doğru mikro sertlik değişimi.....	54
Şekil 4.1. Deneysel çalışmaların akış şeması.....	55
Şekil 4.2. Struers Minitom hassas kesme cihazı.....	56
Şekil 4.3. Numunelerin borlama için hazırlanma aşamaları.....	57
Şekil 4.4. Magma Therm kül fırını ve numunelerin yerleştirilmesi	58
Şekil 4.5. Philips XL 30 S FEG taramalı elektron mikroskobu (SEM-EDS).....	59
Şekil 4.6. Bruker D8 X-ışını kırınım cihazının genel görünümü (XRD).....	60
Şekil 4.7. Horiba Jobin Yvon marka optik emisyon spektrometresinin genel görünümü (GDOES)	60
Şekil 4.8. Titreşimli örnek magnetometresi (VSM) entegreli Quantum Design PPMS sistemi	62
Şekil 4.9. Gama Spektroskopi sisteminin diyagramı.....	62
Şekil 5.1. Borlama işlemi öncesi Fe-Ni alaşımlarının SEM fotoğrafları, (a) A tipi (%60 Ni) ve (b) D Tipi (%90 Ni)	64
Şekil 5.2. 800 °C'de 5 saat süreyle borlanmış A, B, C ve D tipi Fe-Ni alaşımlarının sırasıyla SEM fotoğrafları	65
Şekil 5.3. 950 °C'de sırasıyla 2, 4 ve 6 saat süreyle borlanmış D tipi Fe-Ni alaşımlarının SEM fotoğrafları	66
Şekil 5.4. 800 °C'de 5 saat süreyle borlanmış A tipi numuneye ait XRD desenleri	67
Şekil 5.5. 900 °C'de 5 saat süreyle borlanmış A tipi numuneye ait XRD desenleri	67
Şekil 5.6. 1000 °C'de 5 saat süreyle borlanmış A tipi numuneye ait XRD desenleri	68
Şekil 5.7. 1100 °C'de 5 saat süreyle borlanmış D tipi numuneye ait XRD desenleri	69
Şekil 5.8. 1000 °C'de 5 saat süreyle borlanmış B tipi numunede oluşan tabakanın üç farklı noktasından alınmış EDS spektrumları	70
Şekil 5.9. 1000 °C'de 5 saat süreyle borlanmış B tipi numuneye ait XRD desenleri	71
Şekil 5.10. 950 °C'de 2 saat süreyle borlanmış C tipi numuneye ait yüzeyde B konsantrasyonunu gösteren yüzde element-derinlik grafiği (GDOES)	72
Şekil 5.11. 950 °C'de borlanmış Fe-Ni alaşımlarında borlama süresinin tabaka kalınlığı üzerine etkisi	73
Şekil 5.12. 5 saat süreyle borlanmış Fe-Ni alaşımlarında borlama sıcaklığının tabaka kalınlığı üzerine etkisi	74
Şekil 5.13. Farklı Ni konsantrasyonunun sahip Fe-Ni alaşımları için ($d - \sqrt{t}$) diyagramı.....	75
Şekil 5.14. 5 saat süreyle borlanmış A tipi Fe-Ni alaşımları için büyüme hızı sabiti ile borlama sıcaklığı arasındaki Arrhenius ilişkisi	76
Şekil 5.15. 5 saat süreyle borlanmış B tipi Fe-Ni alaşımları için büyüme hızı sabiti ile borlama sıcaklığı arasındaki Arrhenius ilişkisi	77
Şekil 5.16. 5 saat süreyle borlanmış C tipi Fe-Ni alaşımları için büyüme hızı sabiti ile borlama sıcaklığı arasındaki Arrhenius ilişkisi	77
Şekil 5.17. 5 saat süreyle borlanmış D tipi Fe-Ni alaşımları için büyüme hızı sabiti ile borlama sıcaklığı arasındaki Arrhenius ilişkisi	78

Şekil 5.18. 800 °C'de 5 saat süreyle borlanmış B tipi Fe-Ni alaşımının kesit boyu elde edilen Vickers mikro sertlik izleri.....	80
Şekil 5.19. 800 °C'de 5 saat süreyle borlanmış C tipi Fe-Ni alaşımının kesit boyu elde edilen Vickers mikro sertlik izleri.....	81
Şekil 5.20. 950 °C'de 4 saat süreyle borlanmış D tipi Fe-Ni alaşımının kesit boyu elde edilen Vickers mikro sertlik izleri.....	81
Şekil 5.21. 800 °C'de 5 saat süreyle borlanmış Fe-Ni alaşımının kesit boyu elde edilen Vickers mikro sertlik değerleri.....	83
Şekil 5.22. 950 °C'de farklı sürelerde borlanmış D tipi Fe-Ni alaşımının kesit boyu elde edilen Vickers mikro sertlik değerleri.....	83
Şekil 5.23. 5 saat süreyle farklı sıcaklıklarda borlanmış A tipi Fe-Ni alaşımının kesit boyu elde edilen Vickers mikro sertlik değerleri.....	84
Şekil 5.24. Farklı sıcaklıklarda 5 saat süreyle borlanmış A tipi Fe-Ni alaşımlarının soğurma katsayısı sonuçları.....	85
Şekil 5.25. Farklı sıcaklıklarda 5 saat süreyle borlanmış A tipi Fe-Ni alaşımlarının soğurma katsayısı sonuçları.....	86
Şekil 5.26. Borlanmış A Tipi Fe-Ni alaşımlarının radyasyon soğurma katsayı değerlerinin enerji ile değişimi.....	86
Şekil 5.27. Borlanmış C Tipi Fe-Ni alaşımlarının radyasyon soğurma katsayı değerlerinin enerji ile değişimi.....	87
Şekil 5.28. Borlanmış A tipi Fe-Ni alaşımlarının soğurma katsayılarının borlama sıcaklığı ve radyasyon enerjisi ile değişimi.....	88
Şekil 5.29. Borlanmış C tipi Fe-Ni alaşımlarının soğurma katsayılarının borlama süresi ve radyasyon enerjisi ile değişimi.....	88
Şekil 5.30. 5 saat süreyle borlanmış B tipi Fe-Ni alaşımlarının borlama sıcaklığına bağlı histerezis döngüleri.....	90
Şekil 5.31. 950 °C sıcaklıkta borlanmış C tipi Fe-Ni alaşımlarının borlama süresine bağlı histerezis döngüleri.....	91
Şekil 5.32. 1000 °C sıcaklıkta 5 saat süreyle borlanmış C tipi Fe-Ni alaşımlarının Ni konsantrasyonuna bağlı histerezis döngüleri.....	91

ÇİZELGELER DİZİNİ

	Sayfa
Çizelge 3.1. Bazı metallerin borlanması ile oluşan fazlar ve sertlikleri.....	53
Çizelge 4.1. Kullanılan malzemelerin içerikleri ve sınıflandırılması (ağırlıkça %)	55
Çizelge 4.2. Bor sağlayıcı Ekabor3 tozun kimyasal bileşimi	57
Çizelge 4.3. Numunelere uygulanan borlama parametreleri.....	58
Çizelge 5.1. Fe-Ni alaşımlarının borlanması ile elde edilen tabaka kalınlıkları...	73
Çizelge 5.2. Borlanmış Fe-Ni alaşımları için hesaplanan K, K ₀ ve Q değerleri	79
Çizelge 5.3. Borlanmış Fe-Ni alaşımlarının soğurma katsayısı değerleri	85



SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

A	Kesit alanı
A_0	Yüzey alanı
AISI	American Iron and Steel Institute
B	Manyetik akı yoğunluğu
BCC	Hacim merkezli kübik
d	Vickers sertlik izi için köşegen uzunluğu, tabaka kalınlığı
E	Young modülü
F	Kuvvet
FCC	Yüzey merkezli kübik
H	Manyetik alan şiddeti
H_c	Koersif kuvvet
H_k	Knoop mikro sertlik değeri
H_v	Vickers mikro sertlik değeri
I	Akım, engele gelen radyasyon şiddeti
I_0	Engelden çıkan radyasyon şiddeti
K	Büyüme hızı sabiti
k	Yay sabiti
K_0	Çarpışma faktörü
l	Uzunluk, ölçülen boy
l_0	İlk boy
M	Manyetizasyon
m_l	Manyetik kuantum sayısı
M_r	Kalıcı manyetizasyon
M_s	Manyetik saturasyon
N	Sarım sayısı
P	Yük
Q	Aktivasyon enerjisi
R	Evrensel gaz sabiti
T	Sıcaklık
t	Zaman
T_c	Curie sıcaklığı
x	Uzama miktarı, malzeme kalınlığı
α	Ferrit fazı, alfa demiri
γ	Östenit fazı, gama demiri
δ	Delta demiri
ϵ	Zorlanma, gerinim
μ	Manyetik geçirgenlik
μ	Soğurma katsayısı
μ_0	Vakumun manyetik geçirgenliği
μ_B	Bohr manyetonu
μ_r	Bağlı manyetik geçirgenlik
σ	Zor, gerilme
χ	Manyetik alınganlık

1. GİRİŞ

İnsanoğlu, malzemeleri hayatlarını kolaylaştırmak ve yaşam standartlarını yükseltebilmek için kullanmış ve tarih boyu yeni malzeme üretme ve geliştirme çabası içinde olmuştur. Tüm medeniyetler malzemelerin özelliklerini geliştirmek ve yeni malzemeler üretmek için araştırmalar yapmışlardır. Öyle ki her dönemin uygarlık düzeyi o dönemde kullanılan malzemelerle birlikte değerlendirilmiştir. Hayatı kolaylaştıran, yaşam standartlarını arttıran ve çoğu bilim dalının gelişmesine katkı sağlayan malzeme bilimi, tüm teknolojik gelişmelerin temel kaynaklarından biri olmuştur. Örneğin raylı sistemlerdeki ilerlemeler çelik gibi alaşımların mekanik ve manyetik özelliklerinin geliştirilmesiyle, elektronik devrelerdeki ilerlemeler ise yarı iletken malzemelerin keşfedilip kullanılmaya başlanmasıyla gerçekleşmiştir. (Savaşkan 1999, Elieyioğlu 2005)

Günümüz ekonomisi de önemli ölçüde kullanım amacına uygun malzeme üretimine dayanmaktadır. Mühendisler tarafından tasarlanan ürünlerin ve bunların üretilmeleri için gerekli en uygun yöntemlerin belirlenebilmesi, mühendislerin malzemenin içyapısı ve özellikleri hakkında bilgi sahibi olmaları ile mümkün olabilmektedir (Kınıkoğlu, 2001). Diğer taraftan yüksek dayanımlı ve farklı özellikli malzemelere olan talebin artması, daha iyi fiziksel özelliklere sahip yeni malzemelerin üretimine olan ilginin artmasını sağlamıştır.

Özellikle metaller, farklı ve üstün özellikleri nedeni ile endüstride çok geniş uygulama alanına sahiptir. Bilhassa üstün mekanik özelliklere sahip olan metaller en önemli yapı ve makine malzemesi sayılır (Onaran, 2006). Öte yandan alaşım adı verilen metal karışımları, arzu edilen belirli bir özellikte iyileşme sağlamak veya daha iyi özellik kombinasyonları elde etmek için üretilmekte ve metallere nazaran daha iyi mekanik özelliklere sahip olmaktadır (Erdoğan, 1998). Bu yüzden alaşımların önemi hızla artmış ve bu konuda yoğun çalışmalar yapılmıştır. Günlük yaşamda da yaygın bir kullanıma sahip olan alaşımların başında çelikler gelmekle birlikte farklı amaç ve ihtiyaçlara binaen üretilmiş çok fazla alaşım bulunmaktadır.

Mühendislik alaşımları, kimyasal içeriklerine göre demir esaslı alaşımlar ve demir dışı alaşımlar olmak üzere iki gruba ayrılır. Demir esaslı alaşımlar metalik malzemelerinin yaklaşık %90'ını oluşturur. Çoğu mühendislik tasarımında demir esaslı alaşımlar kullanılmakla birlikte demir dışı alaşımların en çok kullanılanları alüminyum, bakır, titanyum, nikel, magnezyum ve kurşun alaşımları olarak sayılabilir (Shackelford, 2018).

Diğer taraftan malzemelerin mekanik, manyetik, elektriksel, optik vb. özelliklerinin tasarlanması veya geliştirilmesi o malzemenin yapı-özellik ilişkisine dayanmaktadır. Bahsi geçen malzeme yapısı, elektronları veya elektronların çekirdekleri ile etkileşimini kapsadığında atom altı yapı, atomların veya moleküllerin oluşturduğu düzen için atomsal yapı, çok sayıda atomun bir araya gelmesiyle oluşan durum için mikro yapı ve gözle görülebilen öğeler söz konusu olduğunda makro yapı olarak adlandırılır. Malzeme özelliği ise bir dış etkiye karşı malzemenin kendine özgü verdiği tepkidir. Burada her bir özellik için belirli bir dış etki altında malzemenin davranışı gözlemlenir. Örneğin sertlik, dayanım, süneklik, gevreklik ve tokluk gibi mekanik özellikler, dışarıdan uygulanan bir yük veya kuvvet sonucu meydana gelen deformasyonla ilgiliyen elektrik iletkenliği ve dielektrik sabiti gibi elektriksel özellikler için dış etki elektriksel alandır. Böylesi benzer dış etkiler altında malzemenin kendine özgü vereceği tepkileri değiştirmenin yolu ise bir takım işlemlerle o malzemenin içyapısını değiştirmektir (Callister ve Rethwisch, 2014). Dolayısıyla malzemeye uygulanan işlemler malzemenin yapısını, malzemenin yapısı malzemenin özelliklerini ve nihayetinde malzemenin performansını değiştirecektir.

Bir malzemenin uygulanan kuvvetlere karşı gösterdiği tepki mekaniksel davranış olarak tanımlanmaktadır. Bu davranış, değişik tür zorlanmalar altında oluşan gerilme ve şekil değiştirmeleri ölçerek veya gözleyerek saptanır. Elastiklik, süneklik, mukavemet, sertlik ve tokluk gibi özellikler malzemelerin mekanik özellikleri adını alır. Bunlardan her biri malzemenin mekanik kuvvetlere dayanıklılığı ile ilişkilidir. Malzemeler artan dış kuvvetler altında önce şekil değiştirir, sonra dayanımını yitirerek kırılır. Düşük kuvvetler altında şekil değiştirmeler elastik yani tersinirdir. Uygulanan dış kuvvet elastiklik

sınırını aşarsa kalıcı yani plastik şekil değişimi ortaya çıkar. Elastiklik, malzemenin şekil değiştirmeye karşı direnciyle ilgilidir ve malzemenin esneklik modülü ile belirlenir. Tokluk, bir malzemeyi koparmak için gereken enerjinin bir ölçüsüdür. Süneklik ise malzemenin kopmaksızın dayanabileceği şekil değiştirme miktarıdır. (Safoglu, 1998; Dündar, 2008; Aytar, 2004).

Literatürde yer alan çalışmalar incelendiğinde malzemelerin mekanik özelliklerinin büyük ölçüde bileşim elemanlarına, bunların konsantrasyonuna ve malzeme geçmişine bağlı olduğu görülmektedir. Sıcaklık ya da başka işlemler ile içyapıda meydana getirilebilecek değişimler sertlik, mukavemet, süneklik, ısı ve elektriksel iletkenlikleri önemli ölçüde değiştirebilmektedir. Burada bahsi geçen içyapının değiştirilmesi mümkün özellikleri ise tanelerin büyüklüğü ve biçimi, fazların türü ve dağılımı, içyapı kusurlarının türü ve miktarıdır (Onaran, 2006). Tüm bu işlemlerin temel amacı arzu edilen özellikler için optimum değerlere ulaşmaktır.

Yoğun olarak araştırılan metal alaşımlarının, mekanik özelliklerinin yanı sıra manyetik özellikleri de önem arz etmektedir. Demir, nikel ve kobalt gibi metaller mekanik özellikleriyle birlikte manyetik özellikleri nedeniyle de tercih edilmektedir. Esasen malzemeler sahip oldukları mevcut elektronik yapılarına ve sıcaklıklarına bağlı olarak farklı manyetik özellikler gösterir. Bu bağlamda malzemelerin uygulanan dış manyetik alana verdikleri tepkiler farklılık gösterse de bunların en önemlilerinden biri demir içeren alaşımlarda görülen ferromanyetizmadır. Ferromanyetik malzemeler dış manyetik alana maruz kaldıklarında manyetiklik özelliği kazanırlar ve bu dış manyetik alan kalksa bile belirli bir sıcaklığa kadar manyetik özelliklerini kaybetmezler. Öte yandan metalik manyetik malzemeler, dış manyetik alan altında domain sınırlarının kolay hareket edebilme durumlarına göre yumuşak ve sert manyetik malzemeler olarak sınıflandırılmaktadır. Yani domain sınırlarının kolay hareket edebilmesi yumuşak manyetik malzeme, nispeten daha az hareket edebilmesi ise sert manyetik malzeme anlamına gelmektedir. Bu noktada diğer önemli bir husus ise manyetik sertliğe sebep olan kompozisyon ve içyapının durumunun

mekanik sertliğe sebep olanlarla ilişkili olması ve genel olarak paralellik göstermesidir (Shackelford, 2018).

Diğer taraftan yapılan çalışmalarda manyetik özellikler ile radyasyon soğurma katsayısı arasında lineer bir ilişkinin olduğu belirtilmektedir. Nitekim yüksek manyetik özelliğe sahip bir malzemenin radyasyon soğurma katsayısının da nispeten daha iyi olduğunu dolayısıyla radyasyon zırhlama konusunda da daha iyi sonuç verdiğini gösteren çalışmalar bulunmaktadır (Aytar, 2012).

Metalik alaşımların termo-mekanik ısı işlemler, kontrollü haddeleme ve yüzey iyileştirme yöntemleri ile fiziksel özelliklerinin geliştirilebildiği bilinmektedir. Özellikle son yıllarda, yüzey iyileştirme işlemleri büyük önem kazanmış ve yoğun olarak kullanılan bir yöntem haline gelmiştir. Bu işlemler, malzemelerin dış yüzeylerinde elde edilen üstün korozyon ve aşınma dayanımları gibi bazı özellikler elde etmeyi amaçlamaktadır. Yüzey iyileştirme işlemleri içinde en yaygın kullanılan ise borlama işlemidir. Borlama, bor atomlarının malzeme yüzeyinde termokimyasal yolla difüzyona uğrayarak yüzeyde bir tabaka ya da tabakalar oluşturması esasına dayanmaktadır. Borlama ile malzeme yapısında gerçekleşen faz dönüşümleri mekanik ve manyetik özellikleri değiştirmektedir. Nitekim, yapılan çalışmalarda borlama ile gerçekleştirilen yüzey iyileştirme işlemlerinde malzeme yüzeyinde oldukça sert ve iyi bir aşınma dayanımına sahip tabakalar elde edildiği gösterilmiştir (Sinha, 1991; Atik vd., 2003; Tabur vd., 2009).

Bu çalışmada kullanılan yüksek manyetik geçirgenliğe sahip Fe-Ni alaşımları, manyetik özelliklerinin yanı sıra mekanik özellikleri nedeniyle de yaygın bir araştırma konusu teşkil etmektedir. Çok yönlü manyetik alaşım olmaları ve işlenebilir olmaları nedeniyle elektronik, endüstri mühendisliği, otomotiv gibi alanlar başta olmak üzere geniş bir uygulama yelpazesine sahiptirler. Örneğin yüksek manyetik geçirgenlikleri sayesinde yüksek duyarlılık gerektiren haberleşme araçlarında, ses aygıtlarında ve manyetik kayıt kafalarının üretiminde, yüksek saturasyon sergilemeleri nedeniyle de elektrik motorlarında kullanılmaktadırlar. (Gavrila ve Ionita, 2002; Gehrman, 2005).

Bu çalışmada permalloy olarak bilinen farklı konsantrasyonlara sahip Fe-Ni ikili alaşımlarının manyetik ve mekanik özellikleri üzerine borlamanın etkisi araştırılacaktır. Fe-Ni ikili alaşımları, farklı süre ve sıcaklıklarda borlama işlemine tabi tutulacak, oluşacak bor fazlarının yapısı ve borür tabakasının kalınlığı incelenecektir. Fazların ve borür kalınlığının değişimini sağlayan borlama parametreleri saptanıp, bu parametrelerin etkileri üzerinde tartışılacaktır. İşlemler sonucunda permalloy üzerinden alınan morfolojik analizler ve mikro sertlik değerleriyle borlamanın mekanik özellikler üzerine etkisi belirlenecektir. Diğer taraftan numunelerin radyasyon soğurma katsayıları tayin edilecek ve bor difüzyonu ile radyasyon soğurma katsayısı arasındaki ilişki ortaya konacaktır. Ayrıca borlama sonucu oluşan yapıların manyetik karakterizasyonu manyetik saturasyon ölçümleri ile tespit edilerek borlama parametreleri ve malzeme kompozisyonu ile olan ilişkisi belirlenecektir. Bu çalışmada elde edilen bilgiler ışığında Fe-Ni alaşımlarının mekanik ve manyetik özelliklerinin iyileştirilebilmesi veya bu özelliklerin arzu edilen yönde değiştirilebilmesi için konsantrasyon, borlama süresi ve borlama sıcaklığı değişkenlerinin etkileri tartışılacaktır.

2. KAYNAK ÖZETLERİ

Metalik malzemelerde uygulanan bir yüzey iyileştirme işlemi olan borlama, dış yüzeylerde sağladığı üstün aşınma dayanımı ve korozyon direnci gibi özelliklerinden dolayı son yıllarda büyük önem kazanmış ve yoğun olarak kullanılan bir yöntem haline gelmiştir. Borlama işlemine ilişkin literatürde karşılaşılan çalışmaların büyük bir kısmı demir esaslı alaşımlar ile çeliklerin borlanması üzerinedir. Bununla birlikte farklı bileşimlere sahip malzemelerde uygulanmış borlama işlemleri ile malzemeye kazandırılan mekanik, manyetik ve elektriksel performanslar; borlama yöntemi, borlama süresi ve borlama sıcaklığı gibi değişkenlere bağlı olarak araştırılmıştır.

Bektaş vd. (2010b), farklı süre ve sıcaklıklarda borlanmış Fe-Mn ikili alaşımlarının mekanik özellikleri üzerine yaptıkları bir çalışmada borür tabakasında FeB, Fe₂B ve MnB fazlarının oluştuğunu, bununla birlikte tabaka kalınlıklarının borlama sıcaklığı ve süresiyle arttığını bildirmişlerdir. Aynı çalışmada ana matrisinin yüzey sertliğinin 250 H_{V0.1} olduğu, borlama ile yüzey sertliklerinin 1270-1400 H_{V0.1} aralığında gerçekleştiğini göstermişlerdir. Ayrıca borür tabakalarındaki borun aktivasyon enerjisini ortalama 119 kJ/mol olarak hesaplamışlardır. Benzer bir başka çalışmada ise borlanmış orta karbonlu düşük alaşımlı bir çeliğin 850, 950 ve 1050 °C'de borlanmasıyla oluşan tabakalarda sırasıyla 1050, 1500 ve 1800 H_{V0.1} maksimum sertlik değerleri tespit edilmiştir (Litoria vd., 2020). Bir diğer çalışmada 900 °C'de 2, 4 ve 6 saat süreyle borlanmış SAE 1020 ve SAE 1040 çeliklerinin işlem süresinin 2 saatten 6 saate çıkarılmasıyla FeB ve Fe₂B fazlarından oluşan tabaka kalınlıklarının arttığı, fazların sertliklerinin ise 17-33 GPa aralığında ölçüldüğü bildirilmiştir (Culha vd., 2008).

Uslu vd. (2007) AISI 1040 ve AISI P20 çeliklerini Ekabor2 tozlarını kullanarak 800, 875 ve 950 °C'de 2, 4, 6 ve 8 saat süreyle borlamış ve sonuçları karşılaştırmışlardır. FeB, Fe₂B, MnB ve CrB fazlarından oluşan tabakaların sertlik değerleri yaklaşık 1500 H_{V0.1} olarak belirlenmiştir. Borür tabakalarının kalınlıkları ise 10 µm ile 180 µm arasında değişmiştir. Ayrıca borür tabakasında

borun aktivasyon enerjisi AISI 1040 çeliği için 168 kJ/mol, AISI P20 çeliği için ise 200 kJ/mol olarak hesaplanmıştır.

AISI 316 çeliğinin borlanması üzerine Keddam vd. (2018) tarafından yapılan bir çalışmada ise 700 ile 800 °C aralığında ve farklı sürelerde borlanmış numunelerde FeB, Fe₂B, CrB, Cr₂B ve Ni₃B fazlarını içeren borür tabakaları elde edilmiştir. 700-800 °C sıcaklık aralığı için borlama parametrelerinin bir fonksiyonu olan ve AISI 316 çeliğinin optimum borür tabaka kalınlığını veren bir bağıntı önerilmiştir. Ayrıca tabakaların içerdiği fazların mekanik özellikler üzerindeki etkisinin güçlü olduğu ve en yüksek sertliğin FeB ve CrB karışımı olan bölgede 2654 H_v olarak ölçüldüğü bildirilmiştir. Aynı çalışmada borun aktivasyon enerjisi 118,12 kJ/mol olarak hesaplanmıştır. Buna karşın AISI 316 çeliğinin borlanması üzerine yapılan başka bir çalışmada ise Fe₂B CrB ve Ni₂B fazlarından oluşan ve 1700 H_v değerlerine ulaşan borür tabakaları elde edilmiş olup borun aktivasyon enerjisi 199 kJ/mol olarak hesaplanmıştır (Ozdemir vd., 2009).

AISI H10 çeliğinin farklı sıcaklık ve sürelerde borlanması üzerine yapılan bir çalışmada FeB, Fe₂B, CrB, Cr₂B ve MoB fazlarından oluşan tabakalar elde edilmiştir. Tabak kalınlıklarının ve yüzey sertliklerinin borlama sıcaklığı ve süresiyle birlikte arttığı gösterilmiştir. Borlanmış AISI H10 çeliği için borun hesaplanan aktivasyon enerjisi ise 160,594 kJ/mol'dür (Gunes ve Ozcatal, 2015).

Çalık vd. (2017) Ekabor2 ticari tozları ile borlanmış saf nikelde Ni₆Si₂B ve Ni₂B fazlarını ihtiva eden tabakalar oluşturmuşlardır. İşlem süresinin artmasıyla tabaka kalınlıkları artmış ve oluşan tabakalarda ölçülen yüzey sertlikleri 859 ile 1063 H_{v0.1} aralığında belirlenmiştir. Aynı çalışmada dayanımın olumsuz etkilenerek akma ve çekme zorunun azaldığı bildirilmiştir. Borlanmış saf nikel numuneleri için aktivasyon enerjisi 47,3 kJ/mol olarak hesaplanmış olup bu değer çoğu metalik malzeme ve Ni bazlı alaşımlar için oldukça düşük bir değer olduğu belirtilmiştir. Yine saf nikelin borlanması üzerine yapılan başka bir çalışmada Özbek ve arkadaşları (2000) Ekabor2 ticari tozları ile borladıkları

nikelin dış yüzeyinde Ni_5Si ve Ni_2Si fazlarını ve bunun altında da Ni_2B fazını içeren tabakalar elde etmişlerdir. Bu çalışmada ölçülen yüzey sertlikleri ise 747 ile 805 H_v aralığındadır.

Cuao-Moreu vd. (2019) tarafından CoCrMo alaşımlarının 6, 8 ve 10 saat süreyle, 1223, 1248 ve 1273 K sıcaklıklarda borlanması üzerine yapılan çalışmada; Co_2B , CoB, CrB ve Mo_2B fazlarından oluşan ve 30 ile 76 μm aralığında kalınlıklara sahip tabakalar elde edilmiştir. Tabaka kalınlıklarının borlama sıcaklığı ve süresiyle arttığını göstermişlerdir. Borür tabakalarının maksimum sertlik değerleri borlama parametrelerinin bir fonksiyonu olarak 18 ile 22 GPa aralığında belirlenmiş olup aşınma direncinin borlama ile 6 kata kadar iyileştirildiği bildirilmiştir.

Başka bir çalışmada AISI H13 ve D2 takım çeliklerinin 1273 K'de 8 saat süreyle borlanması ile FeB, Fe_2B ve CrB fazlarından oluşan tabakalar elde edilmiş olup yüzey sertlikleri ise AISI H13 çeliği için 1803, AISI D2 çeliği için ise 2322 H_v olarak bildirilmiştir. Ayrıca borlama ile elde edilen tabakaların sürtünme katsayısında iyileşme sağladığı ve aşınma direncinin 13 kat daha iyi olduğu gösterilmiştir (Cardenas vd., 2016).

Günen ve Kanca (2017) tarafından yapılan bir çalışmada farklı tane boyutlarına sahip bor sağlayıcılar ile borlanmış Ni esaslı Inconel 625 süper alaşımında tabaka kalınlıklarının bor sağlayıcının tane boyutu ile ters orantılı olduğu gösterilmiştir. Aynı çalışmada Si içeren Ekabor2 ticari tozlarının silisid oluşumuna neden oldukları ve bunu önlemek için Si içermeyen Nanobor tozunun kullanılabileceği belirtilmiştir. Bor sağlayıcıların tane boyutunun tabaka üzerindeki etkisine ilişkin yapılan başka bir çalışmada ise farklı tane boyutuna sahip bor sağlayıcılar ile borlanmış EN H320 LA çeliğinde tane boyutunun küçülmesiyle tabaka kalınlıklarının ve yüzey sertliklerinin arttığı bildirilmiştir (Çalık, 2013a).

Yunus vd., (2015) tarafından yapılan bir çalışmada 304 paslanmaz çeliğin toz ve pasta borlama yöntemleriyle borlanması sonucu elde edilen tabaka kalınlıkları

karşılaştırılmıştır. 850, 950 ve 1050 °C sıcaklıklarda toz borlama yöntemi için 8, pasta borlama yöntemi için 4 saat süreyle işlem gerçekleştirilmiş olup elde edilen tabakaların pasta yöntemiyle daha kalın oldukları ve buna bağlı olarak yüzey sertliklerinin de toz yönteminden daha yüksek oldukları bildirilmiştir. Başka bir çalışmada 304 paslanmaz çeliğin 900 °C'de 8 saat süreyle toz ve pasta borlama yöntemleriyle borlanması sonucu benzer olarak pasta borlama yöntemi ile daha kalın tabakalar elde edildiği gösterilmiştir (Halmy vd., 2017).

Literatürde yer alan bazı çalışmalarda malzemelerin radyasyon zırlama özellikleri üzerine borlama işleminin etkisi araştırılmıştır. Örneğin Yılmaz vd. (2019) tarafından yapılan bir çalışmada Hardox 450 ve Hardox HiTuf çeliklerinin radyasyon zırlama özellikleri üzerine borlamanın etkisi gösterilmiştir. Yapılan çalışmada 800, 900 ve 1000 °C'de 5 saat süreyle borlanan numunelerin daha iyi radyasyon zırlama özellikleri sergilediği bildirilmiştir. Yine aynı çalışmada artan borlama sıcaklığının tabaka kalınlıklarını artırmasıyla birlikte numunelerin radyasyon zırlama özelliklerinin iyileştiği belirtilmiştir.

Araz vd. (2021) tarafından yakın zamanda yapılan başka bir çalışmada ise AISI 304L paslanmaz çeliğinin 950 °C'de 2, 4, 6 ve 8 saat süreyle borlanması ile elde edilen borür tabaka kalınlıklarının borlama süresiyle arttığı tespit edilmiştir. Bununla birlikte aynı radyasyon enerjisi için soğurma katsayısının borlama süresiyle yavaşça arttığı ve dolayısıyla AISI 304L paslanmaz çeliğinin radyasyon zırlama özelliklerinin borlama işlemi ile geliştirilebileceği gösterilmiştir.

Diğer taraftan literatürde borlama işleminin manyetik özellikler üzerine olan etkisini araştırmak için yapılan çalışmaların ise sınırlı kaldığı görülmüştür. Bu konuda yapılan bir çalışmada, farklı sürelerde borlanmış düşük karbonlu mikro alaşımlı çeliklerin manyetik saturasyon değerlerinin borlama süresi ve borür tabakasının kalınlığı ile olan ilişkisi incelenmiştir. Sözü edilen çalışmada borlanmış numune yüzeylerinde FeB ve Fe₂B'den oluşan ve borlama süresine bağlı olarak kalınlığı 63 µm ile 140 µm arasında değişen testere dişi morfolojisine sahip borür tabakaları elde edilmiştir. Borlanmış düşük karbonlu

mikro alaşımlı çeliklerin manyetik saturasyon değerlerinin artan borlama sũresiyle birlikte azaldığı bildirilmiş olup bu durum FeB ve Fe₂B fazlarının bũyũmesiyle birlikte tabaka kalınlığının artmasına bağlanmıştır (alık vd., 2012). Buna karşın Akkurt ve arkadaşları (2011a) tarafından AISI 316L eliğinin borlanması ũzerine yapılan bir çalışmada ise manyetik saturasyonun borlama işlemi ile birlikte arttığı bildirilmiştir.



3. KURAMSAL TEMELLER

3.1. Alaşımlar

Özellikleri farklı elementler bir araya getirilerek daha üstün özellikli tek bir malzeme elde edilmesi işleme alaşımlama denir. Saf bir metale belirli bir özellik katmak amacıyla, metal veya ametal en az bir başka elementin katılmasıyla ortaya çıkan metal karakterdeki yeni yapıya ise alaşım denir. Bir alaşım sistemi, mümkün olan bütün kimyasal bileşimlere sahip alaşımları içerir. İki elementten oluşan sisteme ikili alaşım sistemi, üç elementten oluşan sisteme ise üçlü alaşım sistemi denir. Yaygın olarak bulunan 45 adet metal 990 tane ikili, 14000 tane de üçlü alaşım sistemi oluşturur. Kimyasal bileşim oranı her değiştirildiğinde farklı bir alaşım elde edilir. Çoğu ticari alaşımın çok sayıda element içerdiği göz önüne alındığında mevcut elementlerle hemen hemen sonsuz sayıda alaşım yapılabileceği anlaşılmaktadır (Yılmaz ve şen, 1996; Savaşkan, 1999).

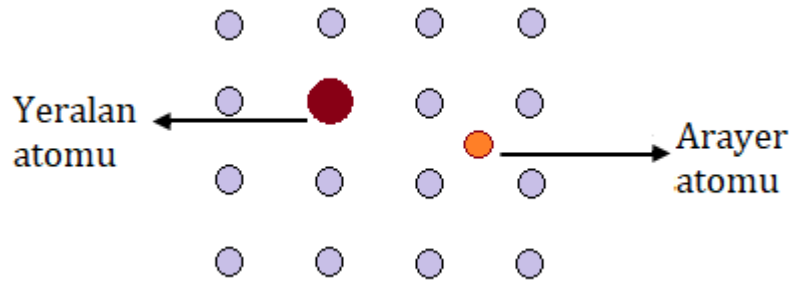
İki madde birbiriyle karıştırılarak alaşım elde edildiğinde maddelerden birine çözen (eriten) diğerine ise çözünen (eriyen) denir. Çözeltinin yüzde oranı fazla olan bileşeni çözen veya çözücü, yüzde oranı düşük olan bileşeni ise çözünenidir. Alaşım oluşturmak üzere bir madde başka bir madde içerisine karıştırıldığında alaşımdaki çözen ve çözünenin özelliklerine göre üç farklı durum söz konusudur. Bu maddeler birbirleri içerisinde; sınırsız eriyebilirlik, eriyemezlik ve sınırlı eriyebilirlik olmak üzere üç farklı özellik gösterebilir (Savaşkan, 1999; Uzun, 2012).

Bir A metali bir B metali ile alaşım oluşturduğunda, alaşımı oluşturan elementlerin konsantrasyonuna ve alaşımın bulunduğu sıcaklığa bağlı olarak birçok yapı ve düzen oluşabilmektedir (Yılmaz ve şen, 1996). Öyle ki alaşımı oluşturan atomlar sıvı halde kolayca karışır ve genellikle homojen bir yapıda olan sıvı eriyik oluşturur. Katılaşma sırasında farklı atomların kafes yapıda varlığını koruması durumunda ise katı eriyik oluşur. Bu katı durumda tek bir katı çözeltiden oluşan homojen bir yapı elde edilebileceği gibi çok sayıda katı

çözelti, ara bileşik ve saf metal kristalinden oluşabilecek heterojen bir yapı da elde edilebilir (Bargel ve Schulze, 1993; Onaran, 2006).

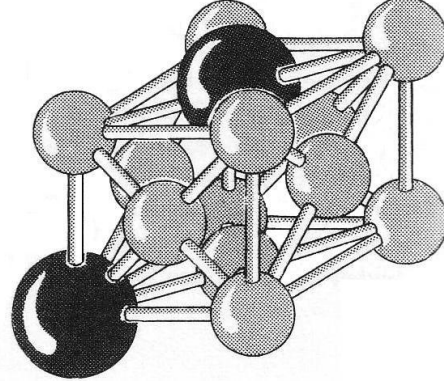
Katı eriyik oluşumunu önceden belirleyen bazı temel kurallar W. Hume-Rothery ve arkadaşları tarafından ortaya konulmuştur. Dolayısıyla bir katı eriyik oluşumunun gerçekleşebilmesi için bazı koşulların sağlanması gerekmektedir. Öyle ki iki elementin yüksek konsantrasyonlarda katı eriyik oluşturabilmesi için kafes sisteminin aynı veya benzer olması gerekir. Diğer yandan alaşımı oluşturan elementlerin atom yarıçapları farklarının %15'den büyük olması halinde ise katı eriyik oluşması zordur. Ayrıca alaşım elementlerinden birinin yüksek elektropozitif, diğerinin yüksek elektronegatif olması katı eriyik oluşumundan ziyade bileşik yapıların oluşumuna imkan verir. (Yılmaz ve Şen, 1996; Erdoğan, 1998).

Katı eriyiklerde eriyen atomların ana kafes içerisinde iki farklı yerleşimi söz konusudur. Eriyen atomların eriten atomların yerine geçmesiyle yeralan katı eriyik, kafesteki boşluklara yerleşmesiyle ise arayer katı eriyik oluşmaktadır (Şekil 3.1.).



Şekil 3.1. Yeralan ve arayer atomlarının kafes sisteminde şematik gösterimi

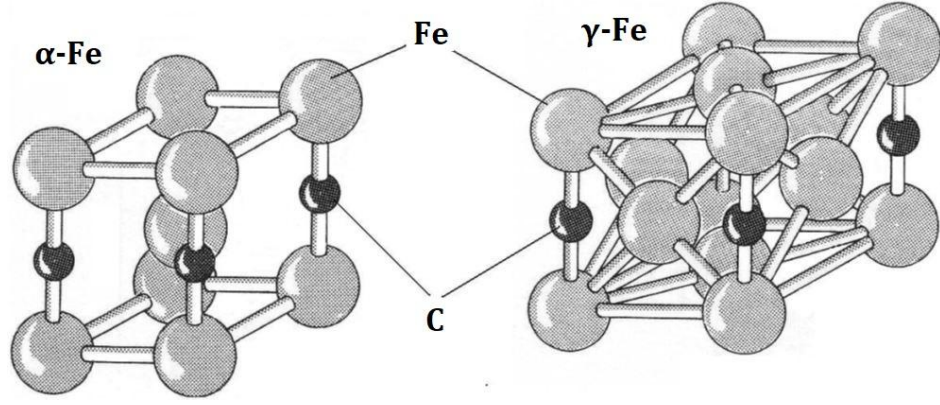
Yeralan katı eriyik, eriyen bileşenin bir miktar atomunun ana kafesteki eriten bileşenin atomlarının yerlerini alması halinde oluşur. Çözünürlük koşulları sağlandığında, eriyen atomların eriten atomların kafesleri içerisinde sınırsız çözünebilmesi mümkündür. Böylesi bir duruma Fe-Ni, Cu-Ni ve Fe-Cr ikili alaşımları örnek olarak verilebilir. Şekil 3.2'de FCC kafes sisteminde yeralan katı eriyiği şematik olarak gösterilmiştir (Topbaş, 1993; Karaaslan, 2018).



Şekil 3.2. FCC kafes sisteminde yeralan katı eriyiği (Karaaslan, 2018)

Alaşımındaki farklı cins atomlar arasındaki çekme kuvvetleri, aynı cins atomlar arasındakine göre farklılık göstermiyorsa düzensiz bir yapı oluşur. Eğer farklı cins atomlar birbirini aynı cins atomlara göre daha kuvvetli çekiyorlarsa süper kafes denilen düzenli bir yapı meydana gelir. Böylesi bir düzenin meydana gelmesi yer değişimleri için yeterli zamanın sağlanmasıyla mümkündür. Başka bir deyişle süper kafes düzeninin oluşması uygun katı eriyiklerin yüksek sıcaklıklardan yavaş soğutulmasıyla gerçekleşebilmektedir. (Bargel ve Schulze, 1993).

Arayer katı eriyik ise, yarıçapları küçük olan eriyen atomların ana kafeste ara yerlere girmesi halinde oluşur. Kafes yapısında bu ara yerlerin çok küçük olması nedeniyle yalnız atom yarıçapları 1 Å'dan küçük olan elementler arayer katı eriyiği oluşturabilir. Karbon, azot, hidrojen ve bor en önemli arayer katı eriyiği oluşturan elementlerdir. Şekil 3.3.'de karbon atomlarının BCC yapıdaki (α) demiri ile FCC yapıdaki (γ) demiri içerisinde oluşturduğu katı eriyik şematik olarak gösterilmiştir (Bargel ve Schulze, 1993; Karaaslan, 2018).



Şekil 3.3. Karbonun BCC ve FCC yapılarıdaki demir kafesinde oluşturduğu arayer katı eriyiği (Karaaslan, 2018)

Arayer katı eriyiklerde sıcaklığın düşmesiyle arayer atomlarının difüzyon kabiliyetleri düşer. Soğuma hızının çok yüksek olması durumunda ise arayer atomları ana kafeste hapsolür. Bu durum kafes yapıda çarpılmalar ve büyük kafes gerilmeleri oluşturur. Sonuçta dislokasyonların hareketi zorlaşacağından alaşımın sertliği ve dayanımı artar (Onaran, 2006; Savaşkan 2018).

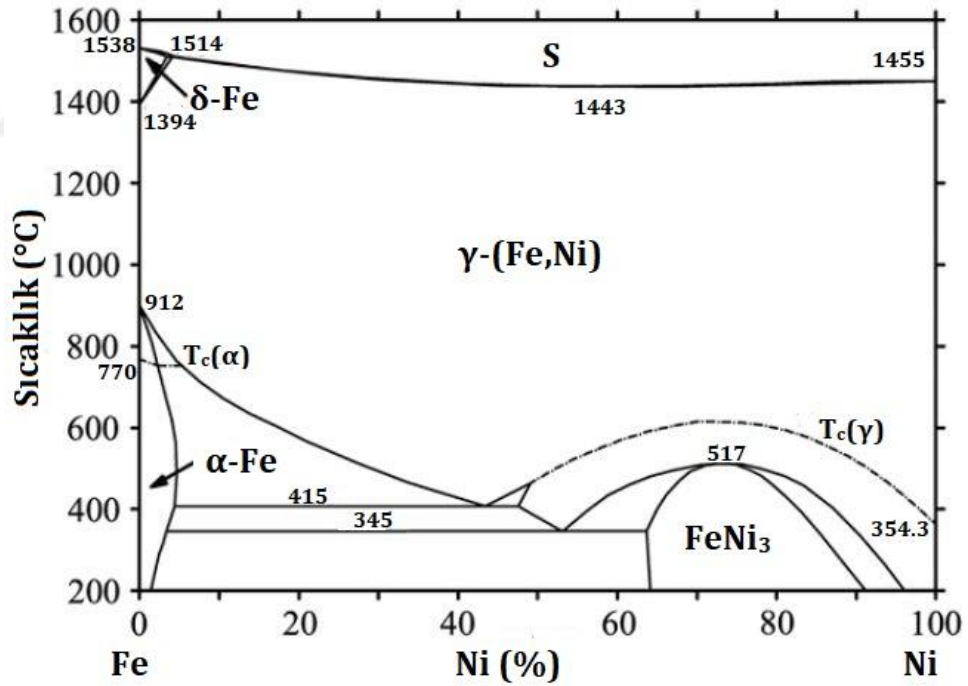
Heterojen yapıdaki alaşımlarda bulunabilecek bir diğer faz ise ara fazlar olarak adlandırılan bileşiklerdir. Bileşikler iki veya daha fazla elementin belirli oranlarda birleşmesiyle oluşan, belirli bir kimyasal formüle sahip ve kendilerini oluşturan elementlerden farklı özellikler gösteren maddeler olarak tanımlanabilir. Alaşım sistemlerinde en çok oluşan ara fazlar; metaller arası bileşikler, elektron bileşikleri ve arayer bileşikleridir (Callister ve Rethwisch, 2014; Savaşkan, 2018).

3.1.1. Fe-Ni alaşımları

Fe-Ni ikili alaşımları en önemli yumuşak manyetik alaşım sistemlerinden birisidir. Bu alaşımlar yüksek manyetik saturasyon, yüksek manyetik geçirgenlik ve düşük koersivite sergilemektedir. Ayrıca üstün korozyon direncine sahiptirler. Ni konsantrasyonu yüksek olan Fe-Ni alaşımları Permalloy olarak bilinirler. Ni konsantrasyonu %50 ile %80 arası olan bu alaşımlar yumuşak manyetik malzeme uygulamalarında yoğun olarak kullanılmaktadır. %50, %65 ve %78 Ni konsantrasyonuna sahip üç önemli permalloy bileşimi

vardır. Her biri sergiledikleri belirgin özelliklerinden dolayı ayrı ayrı tercih edilmektedir. Diğer taraftan Fe-Ni alaşımları yüksek manyetik özelliklerinin yanı sıra, çok düşük ısıl genleşme özelliğinden dolayı hassas ölçüm cihazlarında, martenzitik dönüşüm özelliğinden dolayı da şekil hafıza özelliği uygulamalarında kullanılmaktadır. (McHenry ve Laughlin, 2014; Sharma, 2017).

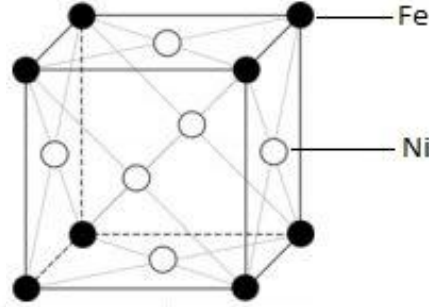
Fe-Ni ikili alaşımına ait faz diyagramı incelendiğinde yüksek sıcaklıklarda ve çok geniş bir aralıkta yüzey merkezli kübik (FCC) yapıdaki γ -(Fe,Ni) katı eriyiğinin olduğu görülmektedir (Şekil 3.4). Fe bakımından zengin bölgelerde ve düşük sıcaklıklarda hacim merkezli kübik (BCC) yapıdaki α -Fe, daha yüksek sıcaklıklarda ise yine BCC yapıdaki δ -Fe fazları bulunmaktadır. Ayrıca Ni bakımından zengin bölgelerde ve yaklaşık olarak 500 °C civarında görülmeye başlanan FeNi_3 bileşiği çok iyi bir çözünürlük göstermektedir (Cacciamani vd., 2006; 2010).



Şekil 3.4. Fe-Ni faz diyagramı (Cacciamani vd., 2010)

FeNi_3 bileşiği, permalloyların sergilediği özelliklerin asıl sebebi olarak gösterilmekte olup süper örgü düzenine sahip ve FCC yapıdadır (Şekil 3.5). Bununla birlikte düşük sıcaklıklarda fazların durumunun tam olarak

belirlenemediği belirtilmekte olup bunun sebebinin de Fe ile Ni arasındaki difüzyonun düşük sıcaklıklarda çok yavaş olması ve dolayısıyla bu bölgelerde kararlı bir dengeye ulaşılamaması gösterilmektedir. Nitekim böylesi bir soğuma hızının pratikte mümkün olmaması nedeniyle FeNi ve Fe₃Ni bileşikleri faz diyagramında gösterilmemektedir (Swartzendruber, 1991; Cacciamani vd., 2006; 2010).



Şekil 3.5. FeNi₃ bileşiğinin düzenli FCC yapısı (Bokoch ve Tatarenko, 2010)

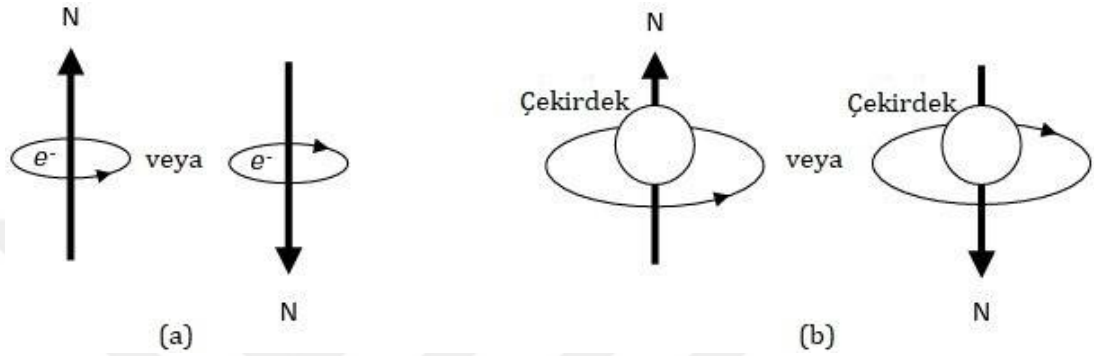
3.2. Manyetik Özellikler

Manyetik malzemeler başta elektrik mühendisliği olmak üzere birçok mühendislik uygulaması için endüstriyel öneme sahiptir. Genel olarak yumuşak manyetik malzemeler ve sert manyetik malzemeler olarak iki temel gruba ayrılır. Yumuşak manyetik malzemeler kolayca manyetikleşmenin ve kolayca manyetikliğin giderilmesinin gerektiği uygulamalarda tercih edilirken sert manyetik malzemeler manyetikliğin kolayca giderilemediği ve kalıcı mıknatıslığın gerektiği uygulamalarda tercih edilir (Campbell, 2008).

3.2.1. Manyetik momentin kaynağı

Makroskobik ölçekte manyetik özellikleri belirleyen, atomlardaki elektronların dönme hareketleridir. Elektronlar hem atom çekirdeğinin etrafında bir yörüngede hem de kendi eksenleri etrafında döner. Bu durum manyetik momentlerin kaynağıdır. Şekil 3.6'da görüleceği üzere bir elektronun spin hareketi ile çekirdek etrafındaki yörüngesel hareketi atomun çevresinde bir manyetik alan oluşturur. Dolayısıyla her elektron bir manyetik kutup çifti (N-S)

meydana getirir ve mıknatis gibi davranır. Ayrıca çekirdeğin de bir manyetik momenti vardır ancak çekirdeğin manyetik momenti elektronun manyetik momentinden 10^{-3} kez daha küçüktür ve genel manyetik özellikleri etkilemez. Dolayısıyla manyetik özellikler tamamen, hareketleri sayesinde manyetik bir momente sahip elektronlardan kaynaklanmaktadır (Durlu, 1992; Campbell, 2008; Cullity ve Graham, 2009).



Şekil 3.6. (a) Elektronun spin hareketi (b) Elektronun çekirdek etrafındaki yörüngesel hareketi (Campbell, 2008)

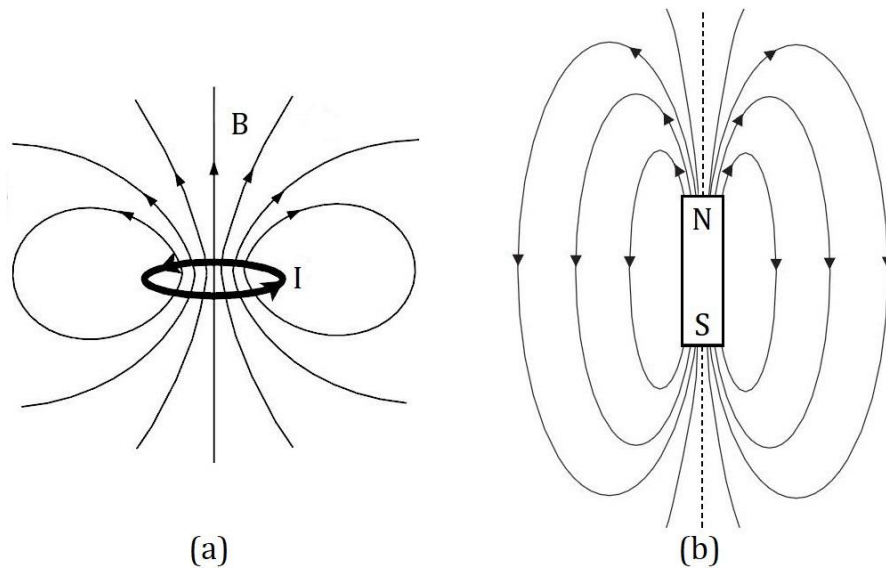
Bir elektronun sahip olduğu manyetik moment Bohr manyetonudur (μ_B) ve en temel manyetik moment olarak kabul edilir. Bohr manyetonunun değeri $9,27 \times 10^{-24}$ A.m²'dir. Her bir elektron için spin manyetik moment, (+) işareti yukarı (-) işareti aşağı yönde spin hareketini göstermek üzere $\pm\mu_B$ ile ifade edilir. Yörüngesel manyetik moment ise, m_l elektronun manyetik kuantum sayısı olmak üzere $m_l \cdot \mu_B$ 'ye eşittir (Kakani ve Kakani, 2004).

Her bir atom için bazı elektron çiftlerinin oluşturduğu yörüngesel manyetik momentler birbirlerini ve bir elektronun yukarı yönlü spin manyetik momenti başka bir elektronun aşağı yönlü spin manyetik momentini yok edebilir. Nitekim tüm yörüngeleri dolu olan bir atomda yörüngesel ve spin manyetik momentler birbirlerini yok edeceğinden manyetikleşme gerçekleşmez. Bu duruma soygazlar (He, Ne, Ar vs) ve bazı iyonik bileşikler örnek olarak verilebilir. Diğer taraftan Fe ve Ni gibi geçiş elementlerinde dolmamış yörüngedeki elektronlar dönme yönleri aynı olacak şekilde veya mümkün olan maksimum spin açılal momentumu verecek şekilde dizilir. Başka bir deyişle

atomlarda dolmamış bir yörünge bulunması elektronların eşleşmeme durumunu ortaya çıkarır. Bu durumda her bir eşleşmemiş elektron maddenin manyetik karakteristiğine bir Bohr manyetonu kadarlık katkı sağlar. Dolayısıyla bir atomun net manyetik momenti tüm elektronların yörüngesel ve spin manyetik momentlerinin birbirlerini yok etmesi sonrasında kalan manyetik momentlerin toplamı kadardır. (Kakani ve Kakani, 2004; Shackelford, 2018).

Birbirlerinin manyetik momentlerini yok edecek elektron çiftlerine sahip olmayan ya da başka bir ifadeyle eşleşmemiş elektronları sayesinde manyetik kutup çiftlerine sahip olan Fe ve Ni gibi metaller, mikro düzeyde dağınık halde bulundukları kutup çiftlerinin bir dış manyetik alan etkisinde yönlendirilmesiyle makro düzeyde net bir manyetiklik sergiler (Onaran, 2006).

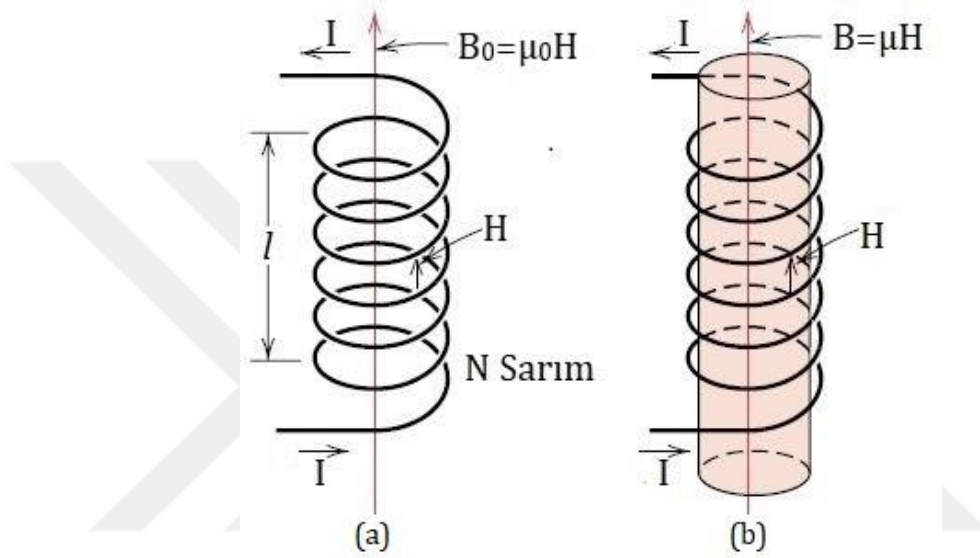
Manyetik alan kavramı için çoğu zaman manyetik kuvvetin ele alınması daha uygundur. Manyetik alan kaynağının oluşturduğu manyetik kuvvetin yönünü belirtmek için hayali manyetik kuvvet çizgileri çizilir. Manyetik kuvvetin elektrik yüklü parçacıkların hareketi ile oluşmasına karşılık akım geçen bir halkada oluşan manyetik alanın kuvvet çizgileriyle gösterimi Şekil 3.7a'da ve doğal olarak manyetik alan oluşturabilen bir mıknatıs için Şekil 3.7b'de verilmiştir (Callister, 2000).



Şekil 3.7. (a) Bir akım döngüsü (b) Bir mıknatıs etrafında oluşan manyetik alan kuvvet çizgileri (Campbell, 2008; Coey, 2009)

3.2.2. Manyetik alan vektörleri, manyetik geçirgenlik ve manyetik alınganlık

Mıknatıslara benzer şekilde manyetik alan oluşturmanın bir diğer yolu da akım geçen tellerdir. Şekil 3.8a'da görüleceği üzere N sarımlı l uzunluğundaki bir selenoid telden I akımı geçirildiğinde oluşan manyetik alanın şiddeti H ile ifade edilir.



Şekil 3.8. Selenoid ile üretilen H manyetik alanı (a) vakumda (b) katı bir malzemede (Callister, 2000)

$$H = \frac{NI}{l} \quad (3.1)$$

Yukarıdaki denklemde H , manyetik alan şiddeti; N sarım sayısı ve I akım miktarı ile doğru orantılı, l telin uzunluğu ile ters orantılıdır. Manyetik alan şiddetinin birimi SI birim sisteminde (A/m), CGS birim sisteminde ise oersted (Oe)'dir (Moosbrugger, 2000; Campbell, 2008).

Bir malzeme H manyetik alanına bırakıldığında malzemede oluşan manyetik alan şiddeti manyetik indüksiyon veya manyetik akı yoğunluğu olarak tanımlanır ve B ile ifade edilir. Vakum ortamı için;

$$B = \mu_0 H \quad (3.2)$$

Burada μ_0 vakumun manyetik geçirgenliğidir ve değeri $4\pi \cdot 10^{-7}$ Wb/(A.m) veya H/m dir.

H manyetik alanına katı bir malzeme konulduğunda ise manyetik indüksiyon şiddeti artar ve benzer şekilde aşağıdaki denklem ile ifade edilir.

$$B = \mu H \quad (3.3)$$

Burada μ manyetik alana maruz bırakılan katı malzemenin manyetik geçirgenliğidir ve o malzeme için karakteristik bir özelliktir (Ohring; 1995).

Manyetikliği giderilmiş bir demir çubuğun akım geçen bir selenoide Şekil 3.8b'deki gibi yerleştirilmesi durumunda oluşan manyetik alan demir çubuğun mıknatıslanması nedeniyle daha büyük olur. Başka bir ifade ile selenoidin dışındaki manyetik alana mıknatıslanmış çubuğun harici manyetik alanı katkı sağlar. Bu durumda toplanan manyetik indüksiyon Denklem (3.4) ile ifade edilir.

$$B = \mu H = \mu_0(H + M) \quad (3.4)$$

Burada M, malzemenin manyetizasyonu veya mıknatıslanması olarak ifade edilir ve birim hacim başına net manyetik dipol moment veya malzemedeki net manyetik dipol momentlerin yoğunluğu olarak tanımlanır. Bununla birlikte ferromanyetik özellik gösteren malzemeler için $\mu_0 M$, dış manyetik alan katkısı olan $\mu_0 H$ 'den çok daha büyüktür. Bu nedenle ferromanyetik malzemeler için B manyetik indüksiyon ile M manyetizasyon değerleri birbirleri yerine kullanılabilir (Campbell, 2008; Brustow ve Lobland, 2017; Shackelford, 2018).

Katıların manyetik özelliklerini tanımlamak için kullanılan bir diğer parametre de μ_r ile gösterilen bağıl manyetik geçirgenliktir. Denklem 3.5 ile verilen μ_r , malzemenin manyetik geçirgenliğinin vakumun manyetik geçirgenliğine oranı olarak tanımlanır ve birimsizdir. Bir malzemenin bağıl manyetik geçirgenliği, dolayısıyla manyetik geçirgenliği, o malzemenin H dış manyetik alanında ne

kadar kolaylıkla B manyetik akı yoğunluğunu oluşturabileceğinin bir ölçüsüdür (Callister, 2000; McHenry ve Laughlin, 2014).

$$\mu_r = \frac{\mu}{\mu_0} \quad (3.5)$$

Ferromanyetik malzemeler yaklaşık 10^2 ile 10^6 aralığında μ_r değerlerine sahip iken manyetik olmayan malzemelerde bu değer 1 ± 10^{-5} düzeyindedir. Bu nedenle bu malzemelerde B ile H arasındaki fark çok küçük olacaktır. Bu durum için kullanılması daha uygun olan ise χ manyetik alınganlık (duygunluk) kavramıdır. χ ile μ_r arasındaki ilişki aşağıdaki denklem ile ifade edilir (Moosbrugger, 2000).

$$\chi = \mu_r - 1 \quad (3.6)$$

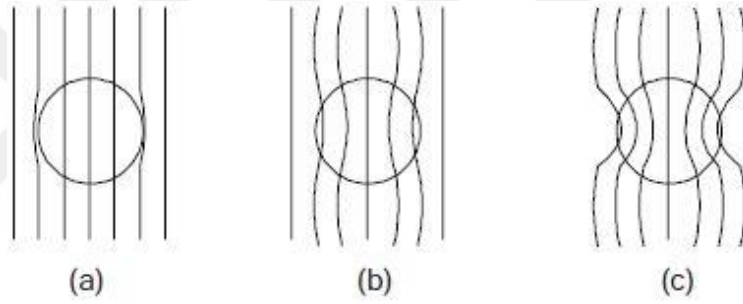
Bununla birlikte manyetik bir malzemenin mıknatıslanması durumunda manyetik alınganlık χ , mıknatıslanma M ile manyetik alan şiddeti H arasındaki orantı sabitidir (Denklem 3.7).

$$M = \chi H \quad (3.7)$$

Denklem (3.5) ve (3.6) dikkate alındığında bir malzemenin manyetik geçirgenliği μ , μ_0 vakum manyetik geçirgenliğinden küçük ise χ manyetik alınganlık negatif olacaktır. Benzer şekilde malzemenin manyetik geçirgenliği μ , μ_0 vakum manyetik geçirgenliğinden büyük ise χ manyetik alınganlık pozitif olacaktır. Böylece farklı manyetik malzeme sınıfları manyetik duyarlılıkla ayırt edilebilir. Nitekim diyamanyetik malzemeler negatif χ değerine sahipken paramanyetik malzemeler pozitif χ değerine sahiptirler. Diğer taraftan ferromanyetik malzemeler 10^6 mertebesine kadar μ_r değeri alabildiklerinden Denklem (3.6)'ya göre χ ile μ_r arasındaki fark önemsiz kalmaktadır (Moosbrugger, 2000; Brustow ve Lobland, 2017).

3.2.3. Manyetik malzemelerin sınıflandırılması

Bir dış manyetik alana maruz bırakılan malzemeler diyamanyetizma, paramanyetizma ve ferromanyetizma olmak üzere üç farklı manyetik davranış sergiler. Diğer taraftan antiferromanyetizma ve ferrimanyetizma ferromanyetizmanın alt grupları olarak kabul edilir. Diyamagnetik malzemeler dış manyetik alana ters yönde zayıf bir mıknatıslanma sergiler ve manyetik kuvvet çizgileri hafifçe itilir. Paramanyetik malzemelerde dış manyetik alanla aynı yönde zayıf bir mıknatıslanma söz konusudur ve manyetik kuvvet çizgileri hafifçe çekilir. Ferromanyetik malzemelerde ise mıknatıslanma çok büyüktür ve manyetik kuvvet çizgileri çok güçlü bir şekilde çekilir (Şekil 3.9) (Kakani ve Kakani, 2004; Tayal, 2009; Uzun, 2012).

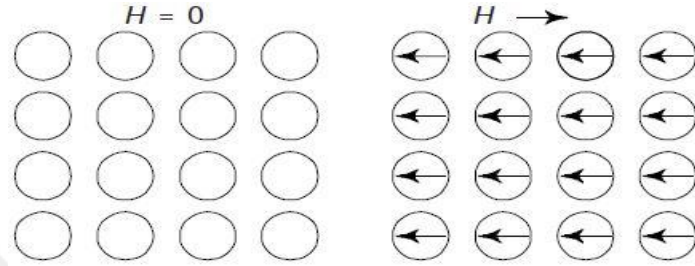


Şekil 3.9. Manyetik kuvvet çizgilerinin bir katı üzerindeki manyetikleşme etkisinin şematik gösterimi (a) diyamanyetik (b) paramanyetik (c) ferromanyetik (Kakani ve Kakani, 2004)

Genel olarak bir malzemenin manyetik özelliği atomlarının manyetik dipol momentleri arasındaki etkileşiminin bir sonucu olarak ortaya çıkar. Nitekim bir malzeme dış bir manyetik alana maruz bırakıldığında manyetik kutup çiftleri belirli bir yönde hizalanarak malzemeye manyetik özellik kazandırır. Burada manyetik kutup çiftleri ok işareti ile gösterilir ve dış manyetik alanın varlığında ve yokluğunda farklı dizilim sergiler (Uzun, 2012; Brustow ve Lobland, 2017).

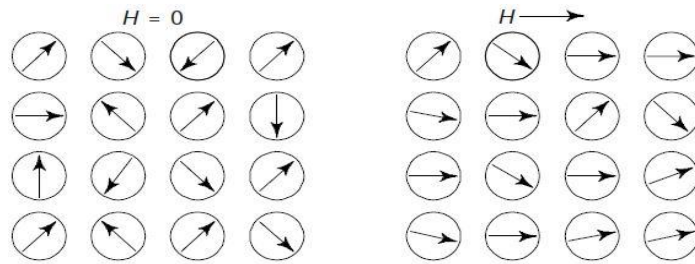
Diyamanyetik malzemelerde diğer manyetik malzeme türlerinin aksine kutup çiftleri bulunmaz. Dolayısıyla net manyetik moment oluşmaz. Ancak dış manyetik alanın etkisiyle elektronların yörünge hareketlerindeki değişimden kaynaklı olarak, uygulanan dış alana karşı koyacak negatif bir manyetizasyon

üretir. Oluşan mıknatıslanma dış manyetik alana zıt yönde ve oldukça zayıftır. Ayrıca bu zayıf mıknatıslanma sadece bir dış manyetik alan uygulandığı sürece devam eder. Bağıl geçirgenlik μ_r , 1'den küçüktür ve dolayısıyla manyetik alınganlık χ , negatiftir. Bir diyamanyetik malzeme için uygulanan dış manyetik alanla atomların manyetik dipol dizilişleri Şekil. 3.10'da gösterilmiştir (Goldman, 1999; Callister, 2000; Brustow ve Lobland, 2017).



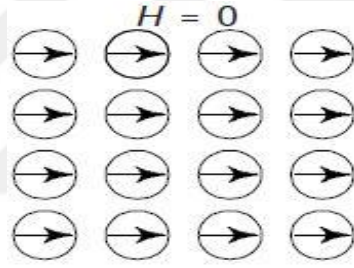
Şekil 3.10. Diyamanyetik malzemeler için atomsal dipol dizilimi (Kakani ve Kakani, 2004)

Paramanyetizma, atomların eşleşmemiş elektronlarından kaynaklanır. Bu durumda manyetik dipol momentler birbirini tamamen yok etmezler ve rastgele bir yönelimde bulunur. Bu rastgele dizilim nedeniyle makro düzeyde bir mıknatıslanma görülmez. Ancak dış manyetik alana maruz bırakıldıklarında dış manyetik alanla aynı yönde kısmi bir yönelim sağlanır ve net mıknatıslanma ortaya çıkar. Oluşan mıknatıslanma dış manyetik alanla aynı yönde ve zayıftır. Bağıl geçirgenlik μ_r , 1'den büyük ve dolayısıyla manyetik alınganlık χ , pozitifdir. Bir paramanyetik malzeme için uygulanan dış manyetik alanla atomların manyetik dipol dizilişleri Şekil. 3.11'de şematik olarak gösterilmiştir (Goldman, 1999; Callister, 2000).



Şekil 3.11. Paramanyetik malzemeler için atomsal dipol dizilimi (Kakani ve Kakani, 2004)

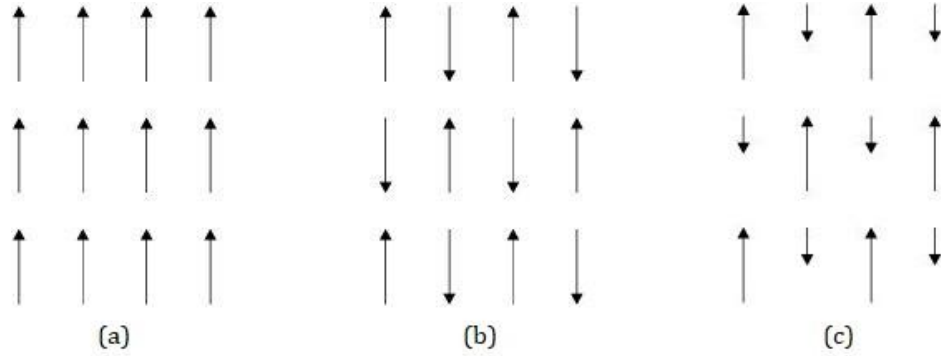
Hem diyamanyetik hem de paramanyetik malzemeler için manyetik olmadıkları söylenebilir. Çünkü dış manyetik alan olmaksızın manyetikleşme özelliği göstermezler. İlave olarak manyetik indüksiyonları B , neredeyse vakumun manyetik indüksiyonu ile aynıdır. Dolayısıyla manyetik etkileri oldukça zayıftır (Callister, 2000). Ancak bazı metalik malzemeler dış manyetik alan olmaksızın da manyetikleşme özelliği gösterir. Öyle ki Fe, Ni ve Co gibi malzemelerde elektron yapılarının bir sonucu olarak komşu spin manyetik momentlerin aynı yönde hizalanmasıyla ferromanyetizma ortaya çıkar. Başka bir ifade ile ferromanyetik malzemelerde spin manyetik momentler birbirlerini yok etmez ve nihayetinde dış manyetik alan olmaksızın net manyetik dipol moment oluşur. Bu durum Şekil 3.12'de şematik olarak gösterilmiştir. Ferromanyetik malzemelerde bağıl geçirgenlik μ_r ve dolayısıyla χ 1'den çok büyük olup 10^6 mertebesinde (Moosbrugger, 2000; Pillai and Pillai, 2007).



Şekil 3.12. Ferromanyetik malzemeler için atomsal dipol dizilimi (Kakani ve Kakani, 2004)

Seramik manyetik malzemelerde ortaya çıkan ferrimanyetizma, atomların veya iyonların manyetik momentlerinin paralel ancak zıt yönlü olmalarının sonucudur. Nitekim seramik manyetik bir malzeme için farklı manyetik momentlere sahip temel iyonlardan birisi dış manyetik alan ile aynı yönlü hizalanırken diğeri dış manyetik alana zıt yönde hizalanabilir. Bu durumda manyetik dipoller birbirine eşit olmadığından net bir mıknatıslanma meydana gelir. Diğer taraftan bir malzemedeki temel iyonların eşit ve birbirlerine zıt yönlü hizalanmaları durumunda ise dipoller birbirlerini yok eder ve net mıknatıslanma oluşmaz. Bu durum ise antiferromanyetizma olarak adlandırılır (Campbell, 2008). Ferromanyetik, antiferromanyetik ve ferrimanyetik

malzemeler için uygulanan dış manyetik alanla atomların manyetik dipol dizilişleri Şekil. 3.13'de şematik olarak gösterilmiştir.



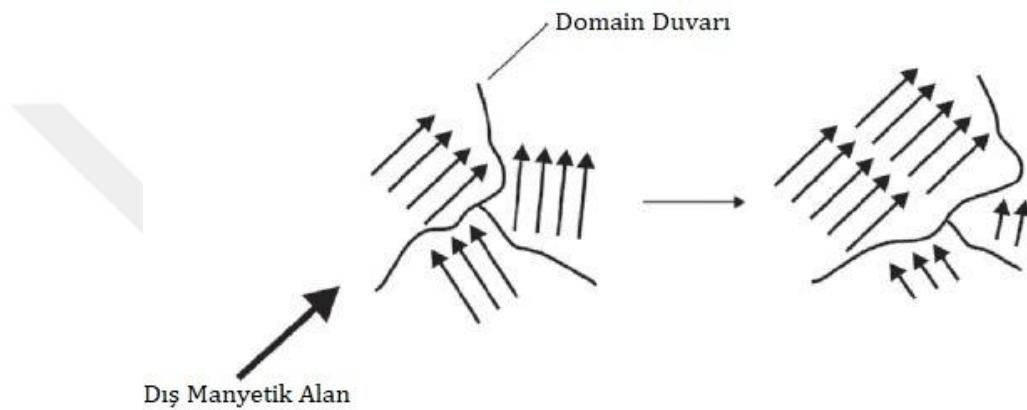
Şekil 3.13. Farklı tür malzemeler için atomsal dipol dizilimi (a) Ferromanyetik (b) Antiferromanyetik (c) Ferrimanyetik (Pillai and Pillai, 2007)

Öte yandan bir malzemenin sıcaklığının artması atomların ısı titreşimlerini artırarak manyetik dipol dizilişleri düzensiz hale getirir. Bu durum ferromanyetik ve ferrimanyetik malzemelerde manyetik saturasyonu azaltır. Nitekim hem ferromanyetik hem de ferrimanyetik malzemeler Curie sıcaklığı (T_c) adı verilen kritik bir sıcaklığın altında oldukları sürece manyetik özelliklerini kaybetmezler. Ancak bu malzemelerin sıcaklığı T_c 'nin üzerine çıktığında malzemenin manyetik özelliği kaybolur ve malzeme paramanyetik davranış sergiler. T_c sıcaklığı karakteristiktir ve Fe, Ni ve Co için sırasıyla 768, 358 ve 1130 °C'dir. Benzer şekilde antiferromanyetik malzemeler de Neel sıcaklığı adı verilen kritik bir sıcaklığın üzerinde paramanyetik davranış sergiler (Uzun, 2012; Callister, 2000).

3.2.4. Domainler ve histerezis eğrisi

Demanyetize durumdaki bir ferromanyetik malzeme her biri kendi M_s manyetik doygunluğuna sahip domain adı verilen bölgelerden oluşur. Domainler manyetik dipol momentlerin yön değiştirdiği domain sınırlarıyla birbirlerinden ayrılır ve her domain bölgesinde tüm dipol momentler aynı yönde dizilmiştir. Diğer taraftan bir malzemenin manyetizasyonu tüm domainlerin manyetikleşme katkılarının net toplamı kadardır. Nitekim demanyetize bir malzeme, farklı domain bölgelerinin farklı yöndeki manyetizasyonları sebebiyle

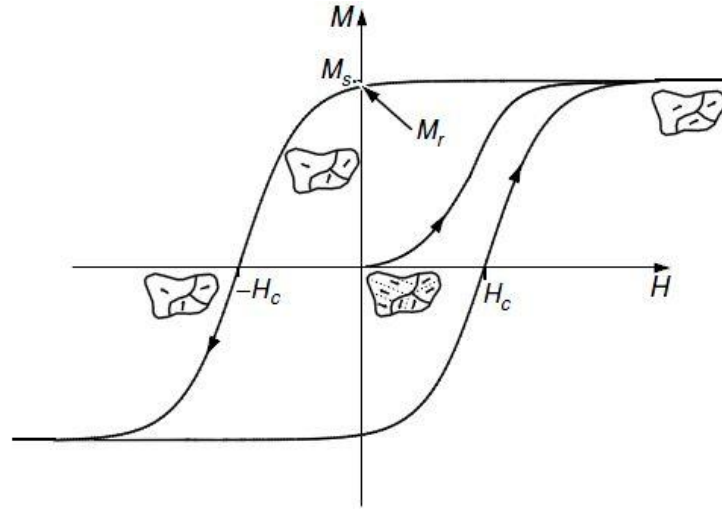
makro düzeyde manyetiklik göstermez. Ancak malzemeye H dış manyetik alan uygulandığında, H ile aynı yönde veya en yakın yönde olan domainler diğer domainleri yok edecek şekilde genişler ve böylece net manyetizasyon oluşur. Başka bir ifadeyle H dış manyetik alanı kendi yönündeki domain sınırlarını hareket ettirerek büyümelerini sağlar (Şekil 3.14). Dolayısıyla daha önce sözü edilen bir dış manyetik alan ile malzemenin mıknatıslanması olayı, esasen farklı manyetik yönlere sahip domainlerin aynı yöne sahip tek bir bölgeye dönüşmesi olayıdır (Moliton, 2007; Fahlman, 2007; Cullity ve Graham, 2009).



Şekil 3.14. Ferromanyetik bir malzemede dış manyetik alan ile domain büyümesi (Fahlman, 2007)

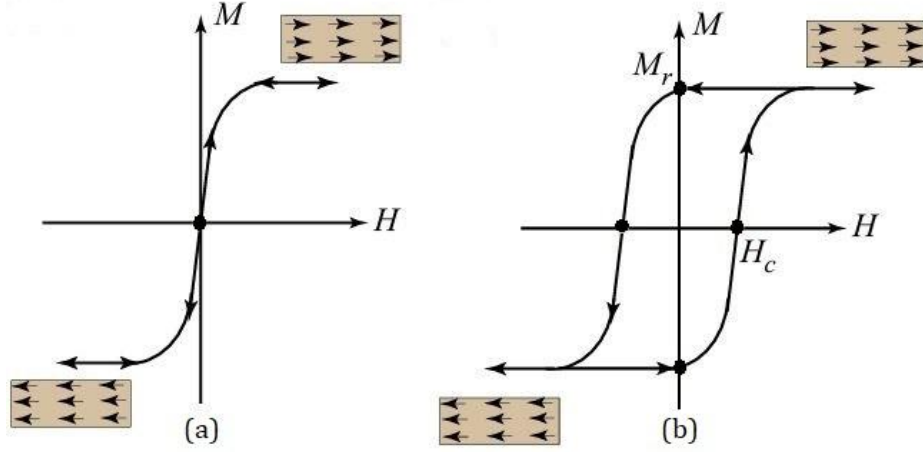
Diğer taraftan yukarıda bahsedilen manyetikleşme süreçleri ya da kısaca manyetik özellikler histerezis döngüsü ile karakterize edilir. Nitekim dış manyetik alana maruz bırakılan bir ferromanyetik malzemenin manyetik davranışı Şekil 3.15’de gösterilen M-H manyetizasyon eğrisi kullanılarak açıklanabilir. Esasen diyamanyetik, paramanyetik ve antiferromanyetik malzemelerde manyetizasyon M, manyetik alan H ile orantılıdır. Ancak bu durum ferromanyetik ve ferrimanyetik malzemeler için geçerli değildir. Şekil 3.15’de görüleceği üzere demanyetize durumdaki ferromanyetik bir malzemenin manyetizasyonu dış manyetik alanın arttırılmasıyla doğrusal olmayan şekilde artar ve tüm dipol momentlerin H yönünde hizalandığı M_s adı verilen manyetik doygunluğa ulaşır. Dış manyetik alan H, sıfıra doğru azaltıldığında domainler eski durumlarına tam olarak dönemez ve dolayısıyla manyetik alan H sıfır olduğunda bile manyetizasyon M sıfır olmaz. Manyetik alan H’nin sıfır olduğu durumdaki mevcut manyetizasyon kalıcı mıknatıslanma

veya kalıcı manyetizasyon M_r olarak adlandırılır. Bu kalıcı manyetizasyonun giderilmesi için ise koersif kuvvet H_c büyüklüğünde ters manyetik alan uygulanması gerekir. Manyetik alanın ters yönde uygulanmasına devam edilmesiyle de ters yönde doyum manyetizasyonuna ulaşılır. Manyetik alanın yeniden azaltılmasıyla negatif bir kalıcı manyetizasyon $-M_r$, ve yeniden ters yönde arttırılmasıyla pozitif bir koersif kuvvet H_c ortaya çıkar. Bu şekilde histerezis adı verilen kapalı bir M-H döngüsü oluşur (Ashby vd, 2007; Coey, 2009; Solymar ve Walsh, 2010)



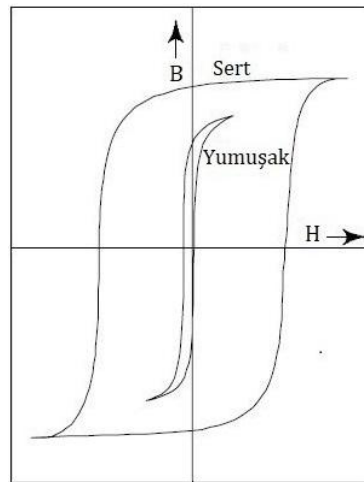
Şekil 3.15. Ferromanyetik bir malzeme için histerezis döngüsü (Coey, 2009)

Histerezis eğrileri, manyetik bir malzemenin kalitesinin belirlenmesinde ve belirli bir uygulama için malzemenin seçilmesinde oldukça önemlidir. Nitekim manyetik malzemeler histerezis eğrilerinin boyutu ve şekli ile karakterize edilir. Ferromanyetik malzemelerin M-H eğrileri dış manyetik alana ve malzemeye bağlı olarak tersinir veya tersinmez olabilir (Şekil 3.16). Bu noktada yumuşak ve sert manyetik malzeme ayrımı ortaya çıkar ve burada belirleyici olan etken koersif kuvvetin büyüklüğüdür (Kakani ve Kakani, 2004; McHenry ve Laughlin, 2014).



Şekil 3.16. Ferromanyetik dipol sistemi için M-H eğrisi (a) Tersine çevrilebilir (b) Tersine çevrilemez (McHenry ve Laughlin, 2014)

Manyetik olarak yumuşak ve sert manyetik malzemelerin histerezis eğrileri Şekil 3.17’de karşılaştırılmıştır. Yumuşak manyetik malzemelerin histerezis döngülerindeki alan dardır. Bununla birlikte yüksek bir başlangıç geçirgenliğine ve düşük koersif kuvvete sahiptirler. Bu özelliklere sahip bir manyetik malzeme doygunluk manyetizasyonuna nispeten daha düşük bir dış manyetik alan ile ulaşabilir. Yani kolay manyetikleştirilebilir ve kolayca manyetikliği giderilebilir. Öte yandan sert manyetik malzemelerin histerezis döngülerindeki alan yumuşak manyetik malzemelerinkine kıyasla daha geniştir. Bu malzemeler yüksek bir kalıcı manyetikleşme M_r ’ye ve yüksek koersif kuvvet H_c ’ye sahiptir. Başlangıç geçirgenlikleri ise küçüktür (Basak, 2012).



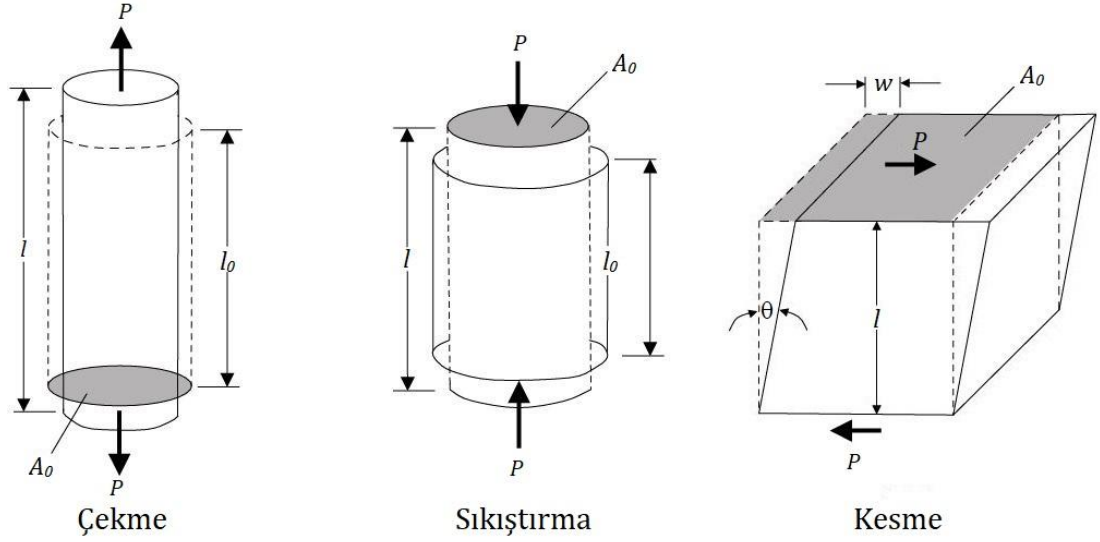
Şekil 3.17. Yumuşak ve sert manyetik malzemeler için manyetizasyon eğrisi (Kakani ve Kakani, 2004)

İlave olarak domain sınırlarının hareketini engelleyen ya da zorlaştıran her şey malzemeyi manyetik olarak daha sert hale getirir. Çünkü histerezis davranış domain sınırlarının kolay hareket edebilmeleri ile ilgilidir. Örneğin plastik deformasyondan kaynaklanan dislokasyonlar, malzemedeki safsızlıklar ve diğer kristal kusurları domain sınırlarının hareketini ve domainlerin büyümesini engeller. Bu durum koersif kuvveti arttırarak malzemeyi manyetik açıdan daha sert bir hale getirir. Bu bağlamda mekanik sertliğe sebep olan etkenlerin manyetik sertliğe de sebep olduğu söylenebilir (Carter ve Paul, 1991; Shackelford, 2018).

Sert manyetik malzemeler kalıcı mıknatıslanmanın arzulandığı uygulamalar için kullanışlıdır. Yumuşak manyetik malzemeler ise tersine çevrilebilmeleri kolay olduklarından yüksek frekanslı işlemler için idealdir (McHenry ve Laughlin, 2014).

3.3. Mekanik Özellikler

Çoğu malzeme hem üretim sırasında hem de kullanım sırasında dış kuvvetlere veya yüklere maruz kalır. Pratikte bir yükün uygulanabileceği üç ana yol vardır: çekme, sıkıştırma ve kesme (Şekil 3.18). İstenmeyen deformasyon, kırılma veya kopma olmaması için bu yüklerin malzeme üzerinde ne gibi etkileri olduğunu bilmek önemlidir. Malzemenin böylesi bir dış kuvvete veya yüke maruz kaldığında gösterdiği tepki mekanik özellik olarak tanımlanır. Başka bir ifade ile mekanik özellik malzemeye uygulanan yüklerin oluşturduğu gerilmeler ile bu gerilmeler sonucu meydana gelen deformasyon arasındaki ilişkiyi ifade eder. Öyle ki malzemeler bir kuvvete maruz kaldıklarında deformasyona uğrarlar. Oluşan deformasyonun miktarı ise uygulanan kuvvetin büyüklüğüne ve yönüne bağlıdır. Dolayısıyla malzemelerin mekanik özellikleri deformasyonla ilişkili olarak kimyasal bağlara, kristal yapılarına, içerdikleri kristal kusurlarına ve bunların birbirleriyle olan etkileşimlerine bağlı olarak ortaya çıkar. (Campbell, 2008; Reardon, 2011; Tilley, 2013).



Şekil 3.18. Cisim üzerine etki eden yüklerin ortaya çıkardığı farklı gerilmeler (Campbell, 2008)

Diğer taraftan uygulanan dış kuvvete karşı malzemenin tepkisini ölçmek için çok sayıda mekanik test geliştirilmiştir. Özellikle çekme testi en yaygın kullanılan mekanik testtir. Çekme testleri ile uygulanan gerilimin miktarına bağlı olarak malzemede oluşan birim şekil değişiminin ilişkisini gösteren zor-zorlanma eğrileri elde edilir. Zor-zorlanma eğrileri malzemelerin elastik tasarımı ile ilgili özellikleri belirlemenin yanı sıra gerilme özellikleri, akma dayanımı, kopma dayanımı, süneklik ve tokluk gibi mekanik özellikler hakkında da bilgi veren sonuçlar içerir (Campbell, 2008; Darvell, 2018)

3.3.1. Zor (gerilme) ve zorlanma (birim şekil değişimi)

Malzemeler çekme, sıkıştırma ve kesme gibi çeşitli yollardan şekil değişimine uğratıldıklarında her biri için birim yüzeye uygulanan kuvvete zor (gerilme) denir ve aşağıdaki ifade ile verilir.

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (3.8)$$

Burada, σ zoru, F uygulanan kuvveti, A ise kesit alanını temsil etmektedir. Uygulanan σ zorunun kesit alanı ile ilişkisinden bahsederken gerçek gerilim ile mühendislik gerilimi arasındaki farkı ortaya koymak gerekir. Malzemeye

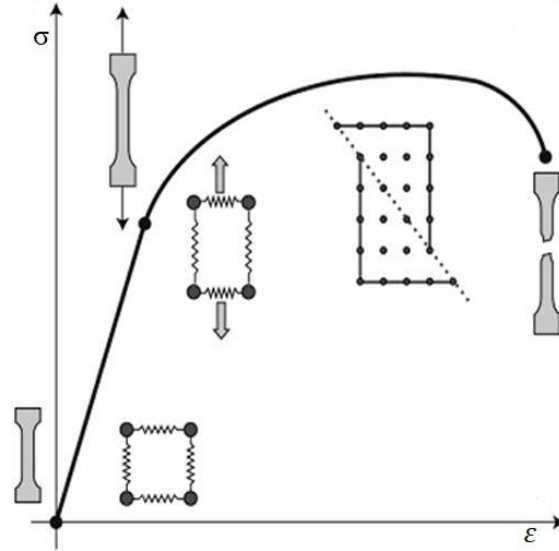
gerilim uygulandığında A kesit alanı malzeme özelliklerine ve zorun büyüklüğüne göre değişime uğrayacaktır. Gerçek gerilim, zor altında anlık kesit alanı dikkate alınarak hesaplanırken mühendislik gerilimi kesit alanındaki daralmayı dikkate almaz (Reardon, 2011; Darvell, 2018)

Diğer taraftan zor uygulandığı zaman cismin boyutunda meydana gelen değişme miktarının zordan önceki boyutuna oranına ise zorlanma (birim şekil değişimi) denir. Bir zorun etkisi altında kalan bir cisme dik olarak zor uygulandığında zorlanma,

$$\varepsilon = \frac{l-l_0}{l_0} \quad (3.9)$$

ifadesi ile verilir. Burada ε zorlanma, l_0 zor uygulanmadan önceki ilk boy, l ise ölçülen boydur. Zorlanma, uygulanan yükün türüne göre pozitif veya negatif olabilir (Darvell, 2018).

Çekme testinde malzemeye yavaşça artan çekme kuvvetleri uygulanır. Uygulanan kuvvet malzemenin kesitine diktir ve üniform olarak dağılır. Malzemedeki kopma gerçekleşene kadar uygulanan kuvvet ve bu kuvvet altında gerçekleşen uzama değerleri kaydedilir. Elde edilen kuvvet ve uzama verileri zor-zorlanma grafiği çizilmek üzere normalize edilir. Elde edilen grafikteki mühendislik gerilimi, numune üzerindeki yükün numunenin test öncesindeki kesit alanına bölünerek; mühendislik birim şekil değişimi ise malzemenin üzerinde seçilen iki nokta arasındaki mesafenin artışına bakılarak hesaplanmaktadır. Şekil 3.19'da mühendislik zor-zorlanma eğrisinin genel yapısı gösterilmektedir (Callister 2000; Reardon, 2011, Gupta, 2013).



Şekil 3.19. Çekme testi ile elde edilen zor-zorlanma eğrisinin genel görünümü (Belin-Ferre, 2011)

3.3.2. Elastik deformasyon

Katı bir malzemeye kuvvet uygulandığında malzemenin vereceği üç farklı tepki söz konusudur. Birincisi malzeme elastik davranış gösterebilir. Bu da uygulanan kuvvetin kaldırılmasıyla malzemenin orijinal şeklini geri kazanacağı anlamına gelir. İkincisi plastik deformasyondur. Eğer uygulanan kuvvet yeterince büyükse kuvvet kaldırıldığında malzeme orijinal şekline geri dönemez. Bu durumda malzemede kalıcı deformasyon meydana gelir. Uygulanan kuvvetin daha da büyük olduğu üçüncü durumda ise malzeme kopar veya kırılır (Hosford, 2013).

Bir malzeme kuvvet uygulanarak gerildiğinde, malzeme de kafes atomlarının kısmi hareketi ile dış kuvvete yanıt olarak gerilir. Uygulanan kuvvet kaldırıldığında atomlar arası bağların çok fazla gerilmemesi koşuluyla malzeme ilk şekline ve boyutuna dönerek elastik davranış gösterir. Bu durumda uygulanan kuvvet yani zor ile birim şekil değişimi yani zorlanma orantılı olacaktır. Dolayısıyla zor-zorlanma eğrisinin doğrusal kısmı malzemenin elastik davranış sergilediği bölgedir ve bu durum bilinen Hooke kanununun geçerliliğine eşdeğerdir (Denklem 3.10).

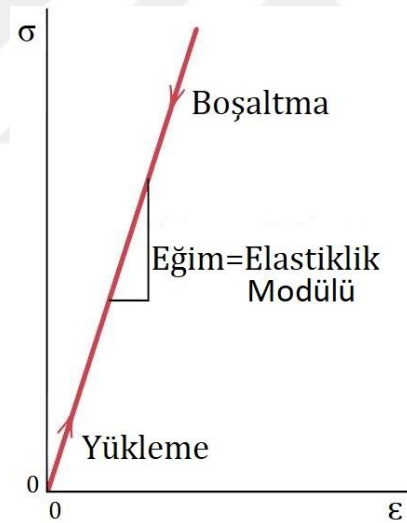
$$F = kx \quad (3.10)$$

Burada F kuvveti, k yay sabitini ve x ise yaydaki uzama miktarını temsil eder.

Hook tarafından yaylar üzerinde yapılan deneyin uzun silindir şeklindeki katılar üzerinde yapıldığını düşünürsek;

$$\sigma = E\varepsilon \quad (3.11)$$

Bu ifadede σ zoru, ε zorlanmayı ve E Young modülünü veya elastiklik modülünü göstermektedir (Reardon, 2011; Tilley, 2013; Hofmann, 2015). Dolayısıyla yay denkleminde yay sabitinin yerini alan ve E ile gösterilen sabit, zor ile zorlanma arasındaki oranı vermektedir. Çekme halinde, σ zoru ile ε zorlanması arasındaki bu oran, lineer elastik cisimlerde sabittir ve bu sabite E lineer esneklik veya elastiklik (Young) modülü denir (Onaran, 2006). Şekil 3.20’de elastik bir malzemenin zor-zorlanma ilişkisi elastiklik modülü ile birlikte gösterilmektedir.



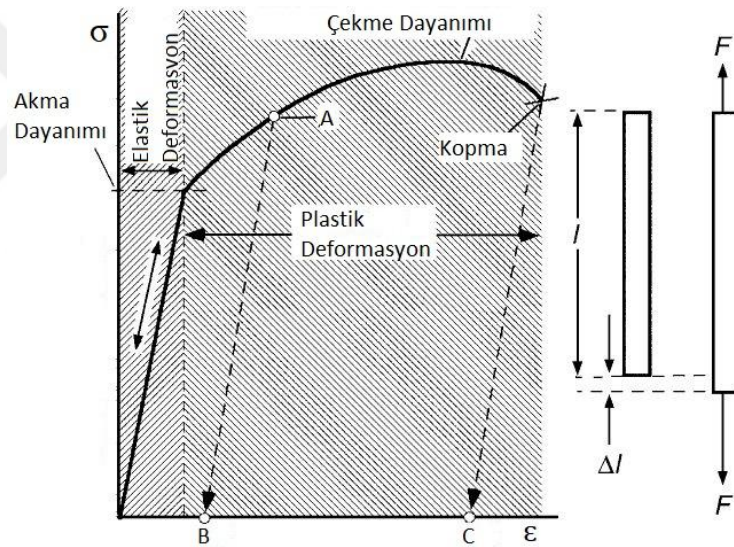
Şekil 3.20. Elastik bir malzemenin zor-zorlanma ilişkisi (Callister, 2000)

Bir malzemenin elastiklik modülü temel olarak malzemenin kristal yapısı ile atomlar arası bağ kuvvetleri tarafından belirlenir. Bu noktada esneklik modülünü sertlikle ilişkilendirebiliriz. Nitekim kuvvetli atomik bağların olduğu malzemeler daha yüksek esneklik modülüne sahiptir. Dolayısıyla sertlikle ilişkili olarak, bu sabiti malzemenin elastik esnemeye karşı gösterdiği direnç olarak da tanımlayabiliriz. Sonuç olarak bir malzemenin yüksek bir elastiklik modülüne

sahip olması malzemenin elastik davranış göstermesinin zor olması demektir. Öte yandan elastiklik modülünün kristal yapı ile atomlar arası bağlara bağlı olması aynı zamanda sıcaklıkla da değişim göstereceği anlamına gelir. Malzeme ısıtıldığında atomların titreşimleri artar. Atomlar arasındaki mesafenin artması, atomlar arası etkileşimi bir miktar azaltır. Bu da malzemenin elastik esnemeye karşı olan direncinin yani elastiklik modülünün azalması demektir (Callister, 2000; Asthana vd., 2006; Reardon, 2011).

3.3.3. Plastik deformasyon

Şekil 3.21’de genel zor-zorlanma eğrisi verilmiş olup malzemenin deformasyon özelliklerine karşılık gelen kritik noktalar ve bölgeler gösterilmiştir.



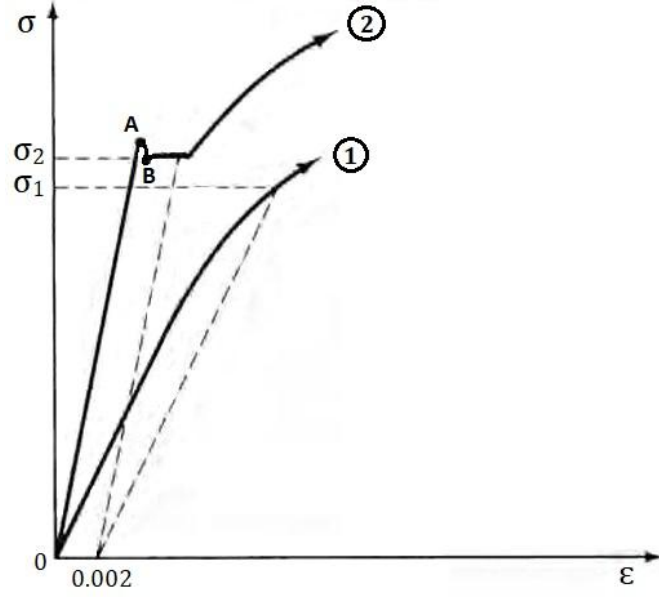
Şekil 3.21. Zor-zorlanma eğrisindeki kritik noktalar (Verhoeven, 2007)

Uygulanan gerilim malzemeye özgü olarak belirli bir değeri aştığında zor-zorlanma eğrisindeki lineerlik bir noktada bozulmaya başlar. Bu noktaya akma zoru veya akma dayanımı denir. Akma dayanımı aşılarak malzeme üzerindeki kuvvet kaldırıldığında malzeme orijinal şekline geri dönemez ve plastik deformasyon meydana gelir. Şekil 3.21’de akma dayanımının üzerindeki bir A noktasında kuvvetin kaldırılmasıyla malzeme kalıcı olarak uzar. Malzemedeki bu uzamanın yüzdesi basitçe B’nin 100 ile çarpımı kadardır. Gerilimin kaldırılmasıyla eğrinin izlediği yol ise eğimi yaklaşık olarak elastiklik modülüne

eşit olan AB yoludur. Daha sonra gerilimin tekrar uygulanması ile eğri BA yolunu izler ve A noktasında akma olayı tekrar başlar. Bu, plastik deformasyon sonrası elastik davranışın geri gelmesi olayıdır ve malzemenin kırılmasından sonra da oluşur (Callister, 2000; Verhoeven 2007).

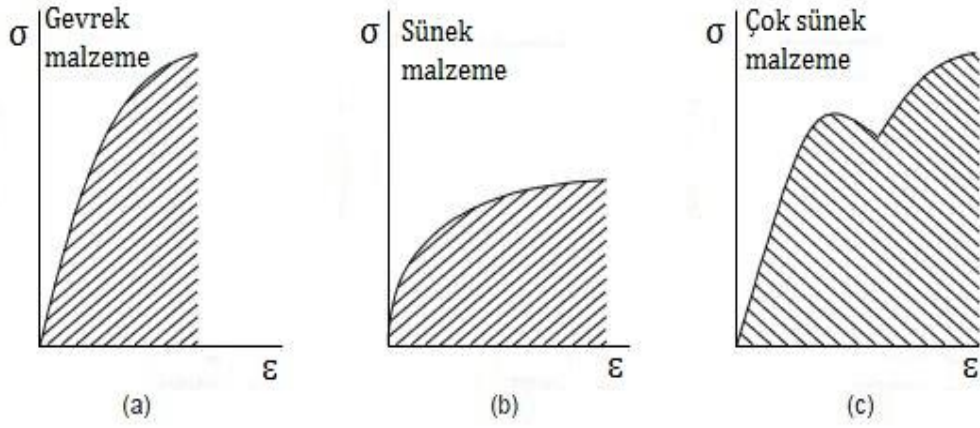
Akma dayanımından sonra gerilimin yeterli olduğu düşünülüp eğrinin sabit olacağı beklense de malzeme gerinim sertleşmesi göstereceğinden gerilim artmaya devam eder. Daha sonra gerilimdeki artış plastik deformasyon bölgesinde maksimum bir değere ulaşır. Zor-zorlanma eğrisi üzerindeki bu tepe değere çekme dayanımı denilmektedir. Son olarak gerilim kopma gerçekleşmeden önce bir miktar azalır. Çekme dayanımı noktasından sonra gerilimde görülen bu azalma boyun verme veya boyunlama olarak tanımlanır. Kopma ile birlikte gerilim kalkar ve malzemenin her iki parçası da elastik olarak biraz esner. Böylece malzemenin kalıcı uzama yüzdesi C 'nin 100 ile çarpımı ile elde edilir (Verhoeven 2007; Hartsuijker ve Welleman, 2007).

İlave olarak, elastik davranıştan plastik davranışa geçiş noktasının yani akma dayanımının belirlenmesi önemlidir. Örneğin bazı metalik malzemelerde akma olayı o kadar kademelidir ki plastik deformasyonun başladığı noktayı belirlemek oldukça zordur. Bu durumda Şekil 3.22'de görüleceği üzere 1 numaralı eğri için 0,002 deneme zorlanma değerinden elastik davranış çizgisine paralel bir çizgi çekilir ve eğriyi kestiği yere karşılık gelen nokta akma dayanımı olarak kabul edilir. Böylece belirli bir akmanın oluştuğu σ_1 değeri akma dayanımı olarak kullanılır. Diğer taraftan belirgin akma noktası gösteren çelik gibi bazı metalik malzemeler için tipik zor-zorlanma eğrisi Şekil 3.22'de 2 numaralı eğri ile gösterilmiştir. Burada alt ve üst akma sınırları söz konusudur. Üst akma dayanımı (A noktası) plastik deformasyonla birlikte belirgin bir düşüş gösterir. Alt akma dayanımında (B noktası) ise neredeyse sabit bir değerde deformasyon devam eder. Daha sonra deformasyonun artmasıyla gerilim yeniden artmaya başlar. Bu tür belirgin akma noktası gösteren metallerde, üst akma dayanımı deneyin yapılaş şekline fazlaca duyarlı olduğundan alt akma dayanımına karşılık gelen ortalama değer (σ_2) akma dayanımı olarak kabul edilir (Callister, 2000; Hosford ve Cardell, 2007).



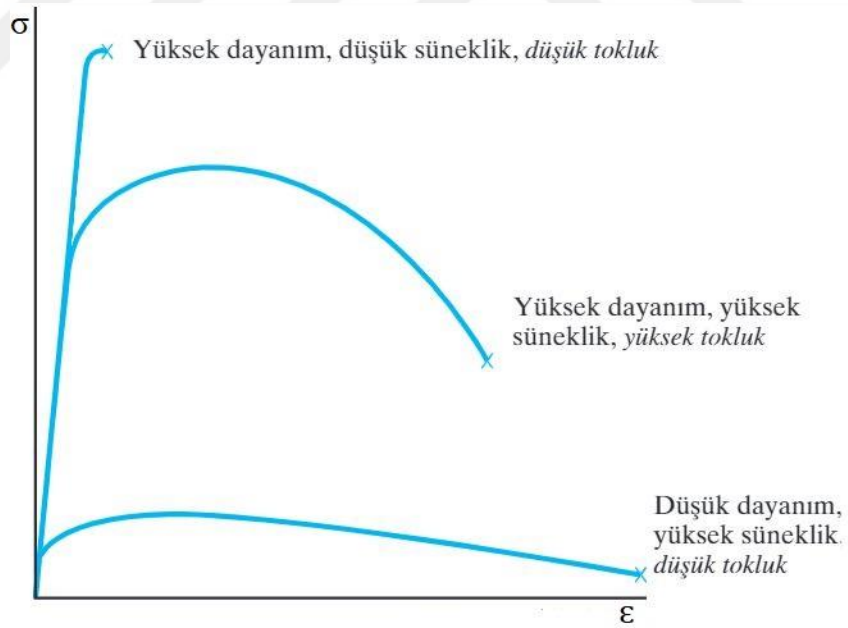
Şekil 3.22. Akma dayanımı belirleme yöntemi (Hosford ve Cardell, 2007)

Metaller ve metal alaşımlarının temel mekanik özellikleri akma dayanımı, çekme dayanımı, sertlik, tokluk ve süneklik ile karakterize edilir. Bu bağlamda diğer bir önemli mekanik özellik de tokluktur. Tokluk bir malzemenin kopmasına kadar harcanan enerjidir ve zor-zorlanma eğrisinin altındaki alanın tamamıdır. Süneklik ise bir malzemenin kalıcı şekil değiştirme kabiliyetidir ve daha önce belirtildiği üzere kopma noktasına karşılık gelen birim şekil değişimi ile belirlenir. Gevreklik sünekliğin tam tersidir ve uzama yüzdesi %5'in altında olan metalik malzemeler gevrek malzeme olarak kabul edilirler. Şekil 3.23'de malzemelerin gevrek ve sünek olmalarına göre zor-zorlanma eğrileri karşılaştırılmıştır. Ayrıca bu eğrilerin altındaki alan o malzemenin tokluğunu göstermektedir ve Şekil 3.23a ve 3.23c'deki malzemelerin yüksek tokluğa sahip oldukları görülmektedir. (Carter ve Paul, 1991; Kakani ve Kakani, 2004; Verhoeven 2007).



Şekil 3.23. Gevrek ve sünek malzemelerin zor-zorlanma eğrileri (Kakani ve Kakani, 2004)

Şekil 3.24'de ise malzemelerin zor-zorlanma eğrilerine göre dayanım, süneklik ve tokluk özelliklerinin değerlendirilmesi yapılmıştır. Grafikten de görüleceği üzere yüksek tokluğa sahip olan eğrinin altındaki alan en büyüktür. Dolayısıyla tokluğun hem dayanıma hem de sünekliğe bağlı olduğu söylenebilir.



Şekil 3.24. Zor-zorlanma eğrilerine göre bazı malzemelerin özellikleri (Shackelford, 2018)

3.3.4. Sertlik ve sertlik tayini

Malzemelerin dayanım, elastiklik, süneklik ve tokluk gibi önemli mekanik özelliklerinden birisi de sertliktir. Sertlik bir malzemenin plastik deformasyona karşı gösterdiği direnç olarak tanımlanır ve belirli koşullar altında malzeme yüzeyinde oluşturulan izin büyüklüğüne göre belirlenir (Onaran, 2006).

Sertliğin karakterini anlamak için malzemenin bileşimine bakmak gerekir. Nitekim atomlar arasındaki bağlanma kuvvetleri, kristal yapısı ve kafes içindeki paketlenme yoğunluğu dikkate alındığında yapının her bir bileşeni farklı bir kimyasal bileşime ve dolayısıyla farklı fiziksel özelliklere sahiptir. Ayrıca genel bir kabul olarak metal alaşımlarının sertliğinin, tek tek bileşenlerinin sertliğinden daha büyük olduğu bilinmektedir. Bunun nedeni, birbirinden farklı moleküller arasındaki bağlanma kuvvetlerinin, birbirine benzer moleküller arasındakilerden daha büyük olmasıdır. Bir metale yabancı elementlerin eklenmesinin sertlikte artışa neden olmasının nedeni budur. Diğer taraftan bir metalin sertliği tane boyutuna da bağlıdır. Tane boyutu ne kadar küçükse sertlik o kadar büyük olur. Özellikle nanometre aralığındaki tane boyutları ile yüksek dayanımlı metaller elde edilmektedir (Herrmann, 2011).

Sertlik kalıcı deformasyonla ilgili olduğundan akma dayanımı ile de ilişkilidir. Bununla birlikte sertlik testi sırasında ortaya çıkan gerilim durumu çekme testindekinden farklıdır. Bu da sertlik değerinin akma dayanımından büyük olmasına neden olur. Genel bir yaklaşımla sertlik ile dayanımın orantılı olduğu ve aynı birimler kullanılmak kaydıyla sertliğin akma dayanımının yaklaşık 3 katı olduğu söylenebilir. Dolayısıyla sertlik, hızlı bir karşılaştırmalı dayanım testi olarak kullanılabilir (Carter ve Paul, 1991; Campbell, 2008; Hosford, 2010).

Ayrıca metallerin sertliği ile elektrik ve manyetik özellikleri arasında da bir dizi ilişki vardır. Örneğin karbonlu çeliklerde koersif kuvvet, çeliğin karbon içeriğine ve martenzit oluşumuna bağlıdır. Öyle ki koersif kuvvet martenzit içeriği ile artar ve artık östenit içeriğine de bağlıdır. Dolayısıyla malzemenin manyetik sertliğini belirleyen koersif kuvvet sertlikle doğru orantılıdır. Benzer bir

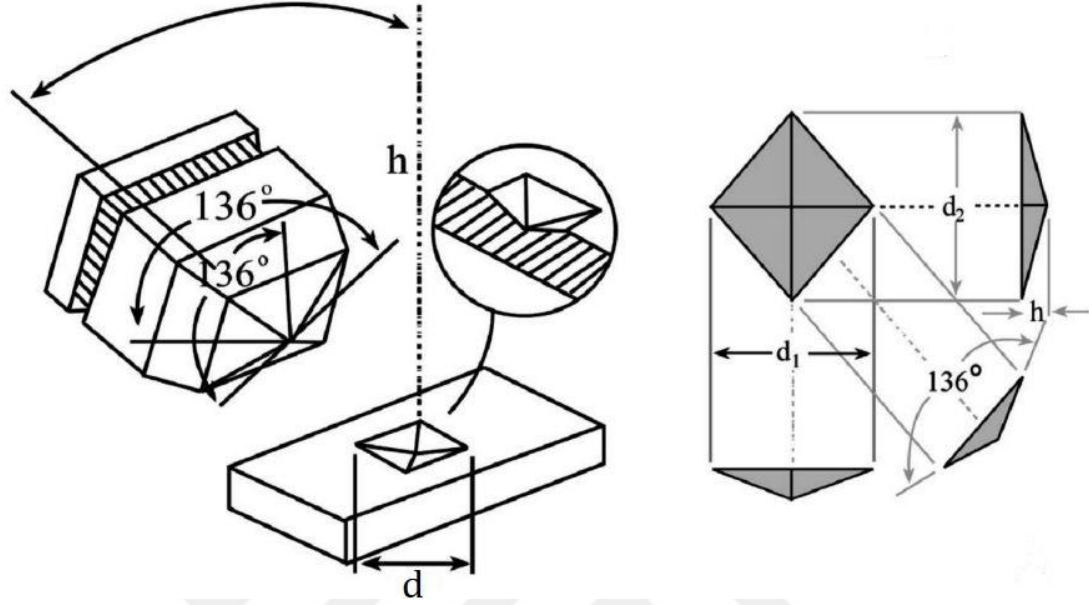
yaklaşımın manyetik geçirgenlik ise sertlikle ters orantılıdır. Diğer taraftan çeliklerin elektriksel direnci de karbon içeriğine bağlıdır. Karbonlu çeliklerde elektriksel direnç sertlikle orantılıdır, yani sertleşme sırasında karbonun martenzit ve artık östenitin katı çözeltilisine geçmesi elektriksel direnci artırır. Başka bir deyişle metal ve metal alaşımlarında bağ kuvvetlerinin etkisine bağlı olarak sertlik ile elektrik iletkenliği arasında ters orantı vardır (Herrmann, 2011).

Diğer fiziksel özelliklerle de ilişkili olması nedeniyle malzemelerin seçimi ve geliştirilmesi bakımından sertliğin belirlenmesi önem arz etmektedir. Bu amaçla uygulanan sertlik testlerinde batıcı uç sabit bir kuvvetle malzeme yüzeyine bastırılarak bir iz elde edilir. Oluşan izin alanına veya derinliğine göre sertlik değeri tayin edilir. İzin küçük olması deformasyona karşı direncin yüksek olduğu anlamına gelir ki bu da yüksek sertlik değeri demektir (Campbell, 2008;2013; Hosford, 2013). Günümüzde en çok Brinell, Rockwell, Vickers ve Knoop sertlik ölçme yöntemleri kullanılmaktadır.

Brinell sertlik testinde nispeten yumuşak malzemeler için sertleştirilmiş çelik bilye kullanırken daha sert malzemeler için tungsten karbürden yapılmış bir bilye kullanılır. Küresel bilye belirli bir yük ile malzemenin yüzeyine bastırılır ve yüzeyde oluşan izin çapı ölçülür. Uygulanan yükün, malzemenin yüzeyinde oluşan izin küresel yüzey alanına bölünmesiyle Brinell sertlik değeri belirlenir. Rockwell sertlik testinde ise, batıcı uç olarak sertleştirilmiş bilyeler veya tepe açısı 120° olan koni şeklindeki elmas uç kullanılır. Önce batıcı uç küçük bir yükü malzeme yüzeyine bastırılır ve ardından daha büyük bir yük uygulanır. Uçun batma derinliğine göre Rockwell sertlik değeri belirlenir (Savaşkan, 1999; Broitman, 2017).

Diğer sertlik ölçme yöntemleri ise Knoop ve Vickers yöntemleridir. Her iki yöntem de genellikle mikro sertlik ölçümleri için kullanılır. Knoop için tepe açısı 172° olan piramit biçimindeki elmas uçlar kullanılır ve bu piramidin köşegen uzunlukları oranı 7/1'dir. Vickers için ise tepe açısı 136° olan kare tabanlı piramit elmas uçlar kullanılır. Her iki yöntem için de uygulanan yükün oluşan

izin alanına bölünmesiyle sertlik değerleri belirlenir. Şekil 3.25'de Vickers sertlik ölçme yönteminde kullanılan batıcı uç ile oluşturulan iz şematik olarak gösterilmiştir (Callister, 2000; Uzun, 2012).



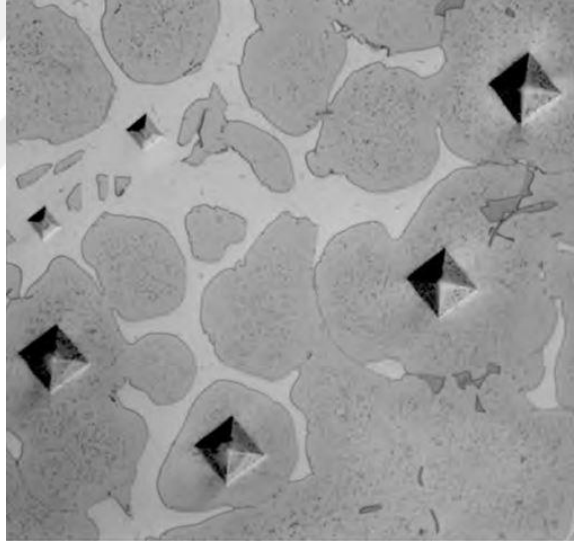
Şekil 3.25. Vickers sertlik deneyinde kullanılan ucun ve oluşan izin şematik gösterimi (Güder vd., 2011)

Belirli bir F kuvveti ile malzeme yüzeyine batırılan uç Şekil 3.25'de de görüldüğü gibi bir eşkenar dörtgen iz oluşturur. Uygulanan kuvvet ve oluşan iz üzerindeki d köşegeninin uzunluğu (d_1 ve d_2 köşegen uzunluklarının ortalaması olarak alınır) aşağıdaki denklemde yerine konarak H_V Vickers sertlik değeri hesaplanır (Campbell, 2013).

$$H_V = \frac{1.854 F}{d^2} \quad (3.12)$$

Bununla birlikte modern test cihazları bir bilgisayara bağlı olup izin oluşturulması, görüntülenmesi ve sertlik değerinin belirlenmesi işlemlerini otomatik olarak yapabilmektedir. Ayrıca oluşan izin mikroskop altında net görünebilmesi ve ölçülebilmesi için numunelerin yüzey zımparalama ve parlatma işlemlerinin yapılmış olması gerekir (Callister, 2000).

Çoğu mühendislik malzemesi polikristaldir ve çok fazlı bir yapıya sahiptir. Bu fazların sertlikleri ise büyük ölçüde birbirinden farklıdır. Geleneksel sertlik testleri ile yalnızca ortalama sertlik değeri elde edilebilirken mikro sertlik testleri ile çok fazlı bir mikro yapıda tek bir fazın sertliğini belirlenebilir. Şekil 3.26'da çift fazlı bir mikro yapıda elde edilen Vickers izleri görülmektedir. Mikro sertlik testinin ayrı ayrı fazlarının sertliklerin ölçülmesinin yanında diğer özel uygulama alanları; yüzey koşulları açısından kenara yakın yerlerin sertliklerinin belirlenmesi, çok ince veya çok küçük ürünlerin sertlikleri belirlenmesi, kaplanmış yüzeyler için katmanların sertliğin belirlenmesi ve karbonlama, nitrüleme veya borlama gibi yüzey iyileştirme işlemlerinin takibi için tabaka sertliğinin belirlenmesi olarak sıralanabilir. Mikro sertlik testleri bu tip araştırma ve geliştirme uygulamalarına ek olarak kalite kontrol amaçlı da kullanılır (Reardon, 2011; Suryanarayana, 2011; Campbell, 2013).



Şekil 3.26. Farklı fazlarda elde edilen Vickers mikro sertlik izleri (Reardon, 2011)

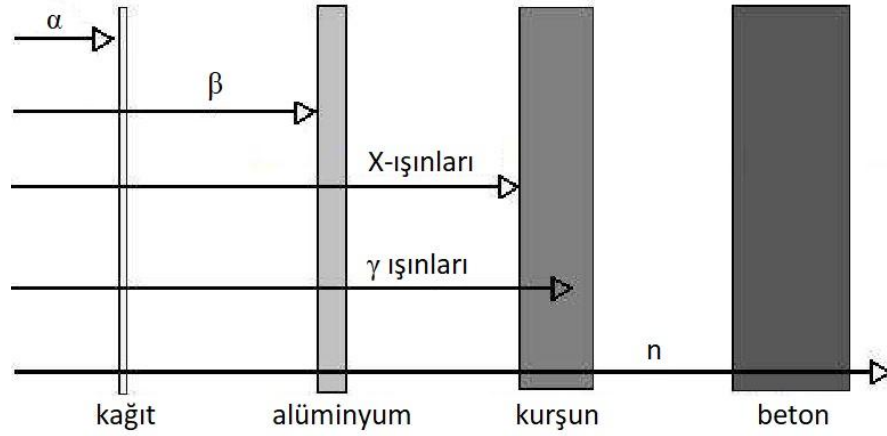
3.4. Radyasyon ve Zırlama

Radyasyon çeşitli alanlardaki teknolojik gelişmelerde merkezi bir rol oynamıştır. Örneğin, tıbbi teşhis ve tedavide, endüstride, nükleer reaktörlerde ve çeşitli araştırmalarda radyasyondan yararlanırız. Öte yandan dünya, farklı sebeplerden dolayı radyasyona maruz kalarak radyasyonun tehlikelerine de

tanık oldu. Ancak radyasyonun kullanımının getirdiği yarar ve zararlara dikkatlice bakarsak, doğru ve güvenli kullanımının insanlık için oldukça faydalı olduğunu söyleyebiliriz (Ahmed, 2015).

Radyasyon doğadaki kararsız çekirdeklerin kararlı hale geçerken parçacık veya elektromanyetik dalga formunda dışarı yaydığı enerji olarak tanımlanır. Kararsız halde bulunan çekirdeklerin ışınım yayarak bozulmasına radyoaktivite veya radyoaktiflik, bu olayda ışık yayan elementlere de radyoaktif element denir. Radyasyon doğal ve yapay olarak iki farklı şekilde meydana gelir. Dış etkilerden bağımsız olarak fazla enerjilerini dışarı atıp kararlı hale geçmeye çalışan elementler doğal radyasyon kaynaklarıdır. Yapay radyasyon kaynakları ise nükleer reaktörlerde enerji üretmek, tıpta teşhis ve tedavi ile endüstride farklı amaçlar için bir dış müdahaleyle radyasyonun üretilmesidir. Tüm bu radyasyon kaynakları da madde üzerindeki etkileri bakımından iyonlaştırıcı veya iyonlaştırıcı olmayan olarak iki sınıfa ayrılır. Radyasyonun enerjisi etkileştiği maddeden bir elektron koparabilirse iyonlaştırıcı olarak tanımlanır. Alfa, beta ve nötron parçacık radyasyonları ile x-ışınları, yüksek enerjili mor ötesi ışınlar ve gama ışınları içeren dalga türü radyasyonlar iyonlaştırıcı özelliğe sahiptir. İyonlaştırıcı olmayan radyasyonlar ise etkileştiği maddeden elektron koparamaz. Kızılötesi, düşük enerjili mor ötesi ve görünür ışık iyonlaştırıcı olmayan radyasyon örnekleridir (Akyıldırım, 2011; Çimen vd., 2017).

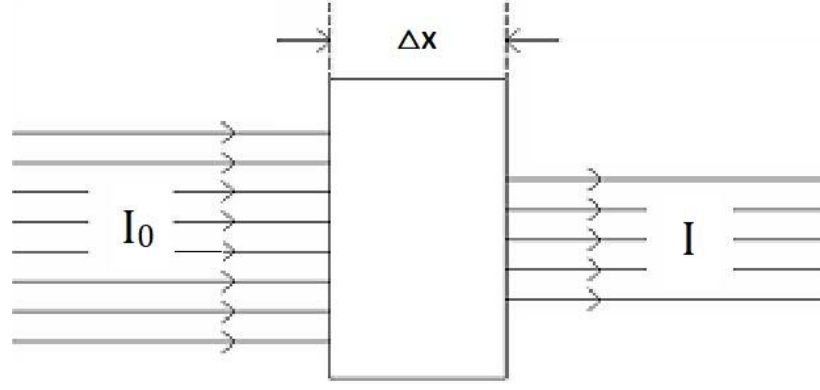
İyonlaştırıcı radyasyonun madde ile etkileşimi ele alındığında alfa, beta ve protonların hem yüklü hem de kütleli olmaları madde ile etkileşimlerini sınırlı kılmaktadır. Ancak nötronların yüksüz, gama ışınlarının ise hem yüksüz hem de kütesiz olması madde içerisine giricilik kabiliyetlerinin yüksek olmasına sebep olmaktadır. Dolayısıyla Şekil 3.27'de de görüleceği üzere en tehlikeli radyasyon türlerinin gama ışınları ile nötronlar olduğu söylenebilir (Akyıldırım, 2011; Martin, 2013).



Şekil 3.27. İyonlaştırıcı radyasyonların giriciliklerinin karşılaştırılması (Akyıldırım, 2011)

Gama ve x-ışını gibi elektromanyetik radyasyonlar çoğu olayda madde gibi davrandıklarından birim elemanları foton olarak adlandırılır. Fotonlar madde ile karşılaştıklarında soğrulma veya saçılma şeklinde etkileşime girerek enerjilerini kaybeder. Bu tür etkileşimlerden dolayı radyasyonun biyolojik olarak zararlı olduğu açıktır. Diğer taraftan radyasyonun günlük hayatımıza girmesi ve kullanım alanlarının genişlemesi nedeniyle maruz kalınacak dozun en aza indirilmesine yönelik çalışmalar da önemli hale gelmiştir. Radyasyonun zararlı etkilerden korunmanın temel yolları ise zaman, mesafe ve zırhlamadır. Nitekim madde radyasyona maruz kaldığında emilen doz zamanla doğru, mesafe ile ters orantılıdır. Zırhlama ise radyasyon kaynağı ile madde arasında radyasyonu tamamen emecek veya şiddetini zayıflatacak özelliğe sahip bir engel konulmasıdır. Engele gelen I_0 şiddetine sahip radyasyon x kalınlığındaki bir soğurucundan geçtiğinde zayıflayarak I şiddetiyle yoluna devam eder (Şekil 3.28). Bu şekilde gelen radyasyonun engel tarafından soğurularak şiddetinin azalmasına radyasyonun zayıflatılması denir. Ayrıca radyasyona karşı zırhlamanın bir ölçüsü olan soğurma veya zayıflatma katsayısı μ ile ifade edilir ve Denklem 3.13 ile verilir (Kılınçarslan vd., 2007; Akkurt vd., 2008; Günoğlu, 2012; Uçar vd., 2018).

$$I = I_0 e^{-\mu x} \quad (3.13)$$



Şekil 3.28. Gama ışınlarının soğrulmaları (Kılınçarslan vd., 2007)

İlave olarak engelden çıkan radyasyonun şiddeti (I), engеле gelen radyasyonun şiddetinden (I_0) daha azdır ve bu azalma radyasyonun enerjisi ile birlikte malzemenin yoğunluğuna, atom numarasına ve kalınlığına bağlıdır (Caramelo vd., 2011).

3.5. Yüzey İyileştirme İşlemleri ve Borlama

Yüzey iyileştirme işlemi çeşitli teknikleri içeren bir yöntem olup genel olarak bir malzemenin iç kısmını etkilemeden yüzeyin kimyasal bileşimini ve mikro yapısını değiştirmektir. Böylece sertlik, süneklik, sürtünme, aşınma direnci ve korozyon direnci gibi özelliklerin iyileştirilmesi sağlanır. Bu amaçla birçok teknik geliştirilmiş olup temelde, kaplama ve yüzey difüzyonu olmak üzere iki farklı yaklaşım söz konusudur. Kaplama işlemi malzemenin kimyasal yapısını değiştirmeden yüzeyde bir katman oluşturulmasıdır. Yüzey difüzyonu işlemi ise karbon, nitrojen ve bor gibi bazı sertleştirici elementlerin yüzeye difüze edilmesiyle malzeme bileşiminin ve iç yapısının değiştirilmesidir (Davis, 2002; Atik vd., 2003; Bekteş, 2010a)

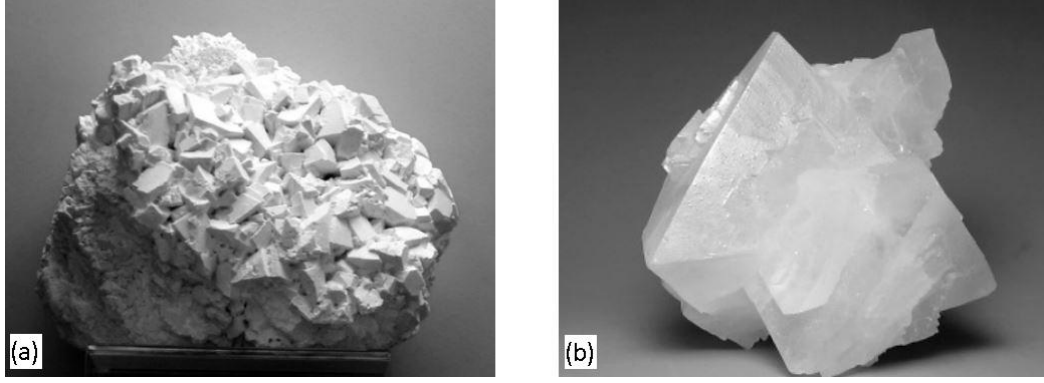
Yüzey difüzyonu işlemi malzeme yüzeyinin kimyasal yapısını değiştirir ve uygulanan yöntem termokimyasaldır. Çünkü sertleştirici elementlerin malzeme yüzeyine difüzyonunu sağlamak ve difüzyon derinliğini arttırmak için ısı gerekir. Elde edilecek difüzyon derinliği de sıcaklığın yanı sıra malzemenin kimyasal yapısına, sertleştirici elementlerin konsantrasyonuna ve zamana bağlıdır (Davis, 2002).

Günümüzde yüzey difüzyona dayalı olarak karbonlama, nitrürleme, nitrokarbürleme ve borlama gibi farklı teknikler kullanılmaktadır. Özellikle borlama, oldukça sert yüzey tabakası, çok düşük sürtünme katsayısı, oksitlenmeye karşı yüksek direnç ve ilave ısı işlem gerektirmemesi gibi avantajları nedeniyle en önemli yüzey iyileştirme işlemlerinden birisi olarak kabul edilmektedir (Yıldız ve Güneş, 2018).

3.5.1. Bor elementi

Bor, atom numarası 5, atom ağırlığı 10,81 g/mol olan ve yarı iletken özellik sergileyen bir geçiş elementidir. Periyodik tabloda B simgesi ile gösterilen bor elementi doğada B¹⁰ ve B¹¹ olarak iki ayrı izotoptan oluşmaktadır. Bor tabiatta serbest halde bulunmaz ve doğada yaklaşık olarak 230 çeşit bor minerali olduğu bilinmektedir. Bor bileşiklerinin elektrik iletkenliği düşüktür ancak saf bor karbon gibi elektrik iletkenliği özelliği gösterir. Kristalize haldeki bor görünüm olarak elmasa benzer ve neredeyse elmas kadar serttir (Bektaş, 2010a; ETİMADEN, 2021).

Borun oksijenle bağ yapmaya yatkın olması sebebiyle bor mineralleri yapılarında farklı oranlarda bor oksit içerir. Bununla birlikte borun kalsiyum, sodyum ve magnezyum elementleriyle de bileşikleri mevcuttur. Ticari açıdan en önemli bor mineralleri; Tinkal (Boraks) ($\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$), Kolemanit ($\text{Ca}_2\text{B}_6\text{O}_{11} \cdot 5\text{H}_2\text{O}$), Kernit ($\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$), Üleksit ($\text{NaCaB}_5\text{O}_9 \cdot 8\text{H}_2\text{O}$), Pandermit ($\text{Ca}_4\text{B}_{10}\text{O}_{19} \cdot 7\text{H}_2\text{O}$), Borasit ($\text{Mg}_3\text{B}_7\text{O}_{13}\text{Cl}$) ve Hidroborasit ($\text{CaMgB}_6\text{O}_{11} \cdot 6\text{H}_2\text{O}$)'tir (ETİMADEN, 2021). Örnek olarak ticari öneme sahip Tinkal (Boraks) ve Kernit bor mineralleri Şekil 3.29'da gösterilmiştir.



Şekil 3.29. Bor mineralleri (a) Tinkal (Boraks), (b) Kernit (Yiğitbaşoğlu, 2004)

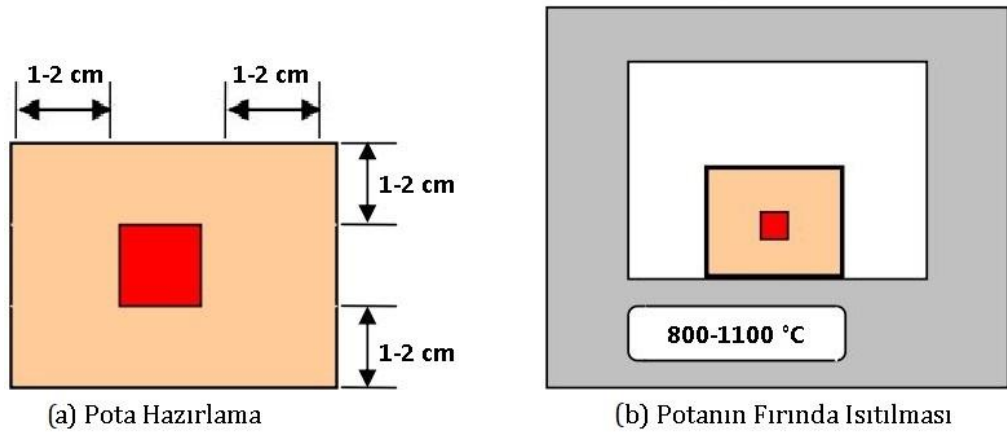
Bor elementinin çeşitli elementlerle yaptığı farklı bileşikler farklı özellikler gösterir. Bu sayede bor bileşikleri cam, seramik, deterjan, ilaç ve kimya sanayi, tarım, metalurji, otomotiv ve nükleer uygulamalar gibi oldukça geniş bir alanda kullanılabilir (Bektaş, 2010a; MTA, 2021).

3.5.2. Borlama işlemi

Borlama, difüzyon mekanizmasına dayalı termokimyasal bir yüzey sertleştirme işlemidir. Bu işlem ile yüksek sıcaklıklarda ana malzeme yüzeyine bor atomlarının difüzyonu sağlanır ve yüzeyde sert borür tabakası oluşturulur. Ortaya çıkan metalik borür, yüksek sertlik ve aşınma direnci ile korozyon direnci sağlar. Borlama işlemi temel bir kabul olarak, 700-1000 °C sıcaklık aralıklarında ve yaklaşık olarak 1-12 saat sürede gerçekleşmektedir. Borlama demir esaslı malzemelere, nikel, kobalt, molibden, tungsten ve titanyum gibi demir dışı metaller ile bunların alaşımlarına, sermetlere ve seramiklere uygulanabilir (Sinha, 1991; Davis, 2002).

Diğer taraftan borlama işlemi farklı şekillerde yapılabilir ve borlama yöntemine bağlı olarak bor içeren malzeme katı (toz), pasta, sıvı veya gaz şeklinde olabilir. Dolayısıyla bor sağlayıcı olarak katı, sıvı, gaz ve plazma ortamlar kullanılabilir. Her bir yöntemin farklı avantajları olmakla birlikte günümüzde en çok kullanılan yöntem, pratik, düşük maliyetli ve güvenli olması nedeniyle katı (toz) ortamda borlama yöntemidir (Davis, 2002; Campos-Silva vd., 2010; Nora vd., 2019).

Katı borlama yönteminin uygulama aşamaları Şekil 3.30'da şematik olarak gösterilmiştir. Borlanacak malzeme toz karışımı halinde hazırlanmış bor sağlayıcı (B_4C , KBF_4 ve SiC vb.) ile birlikte bir kutu içerisine konulur. Kullanılan kutular ısıya dayanıklı özel potalardır. Borlanacak malzemenin tüm yüzeylerinin eşit kalınlıkta (1-2 cm) borlayıcı tozla sarılı olmasına ve potanın sıkıca kapatılmasına dikkat edilir. Burada amaç malzemenin her yüzeyi için eşit difüzyon imkanı sağlamak ve borlama ortamına oksijen akışını önlemektir. Hazırlanan pota borlanacak malzemenin özelliğine ve arzu edilen tabaka kalınlığına bağlı olarak daha önce belli bir sıcaklığa kadar ısıtılmış fırında belli bir süre bekletilir. Bekleme süresi tamamlandıktan sonra malzeme fırından ve potadan çıkartılıp bir fırça yardımıyla temizlenir (Bayça ve Şahin, 2004; Er ve Par, 2004; Bekteş, 2010a)



Şekil 3.30. Katı borlama yönteminin şematik gösterimi (Bayça ve Şahin, 2004)

Borlama işleminde kullanılan borun kaynağı genellikle borun daha kolay bulunabilen biçimlerinden biri olan bor karbürdür. Ayrıca bor sağlayıcı olarak ferro bor ve amorf bor da kullanılmaktadır. Borlama ortamında bor sağlayıcılara ilave olarak hızlı ve düzenli borlaşmayı sağlayabilmek ve borlama sıcaklığında oksijeni tutmak için seyreltici ve aktive edici bazı bileşikler de bulundurulur (Yapar, 2003; Başman, 2010; Batchelor vd., 2011).

Borlama işleminde bor atomlarının çaplarının çok küçük olması ve hareketli yapıları sayesinde malzeme yüzeyine difüzyonu sağlanır ve dış yüzeyde bir borür tabakası elde edilir. Onun altında bir geçiş bölgesi ve onun altında da ana

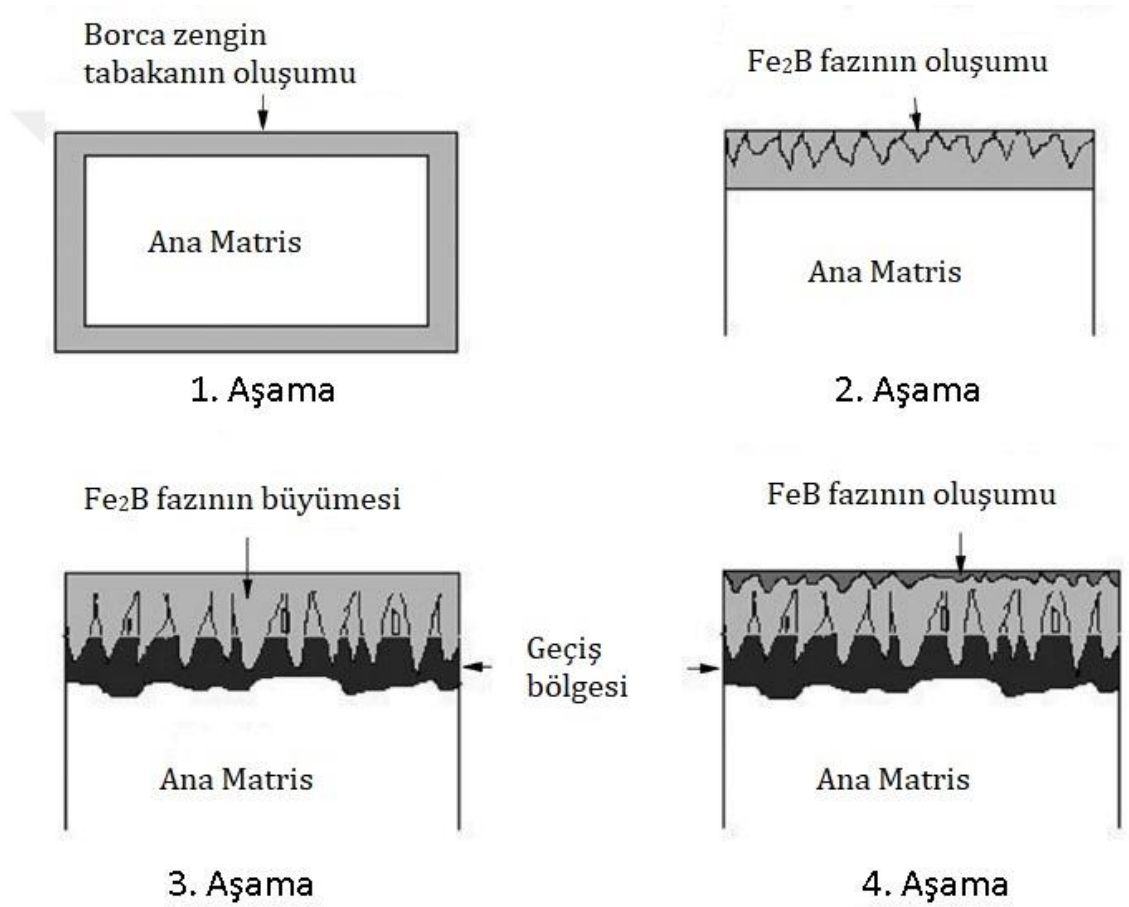
yapı (matris) yer almaktadır. Borür tabakası ile yüksek sertlik, düşük sürtünme katsayısı ve oksitlenmeye karşı önemli bir direnç elde edilir (Özbek ve Bindal, 2011; Barut ve Kayalı, 2016; Yıldız ve Güneş, 2018)

3.5.3. Borür tabakasının özellikleri

Daha önce bahsedildiği üzere borlama işlemi ile malzeme yüzeyine difüze edilen bor atomları demir, nikel, kobalt, molibden, tungsten ve titanyum gibi metallerle reaksiyona girerek metalik borürler oluşturur. Bu şekilde malzemenin en dış yüzeyinde oluşan bu kısma borür tabakası denir. Borür tabakası, ana malzemenin konsantrasyonuna, bor sağlayıcı ortamın bileşimine, borlama yöntemine, borlama sıcaklığına ve borlama süresine bağlı olarak tek fazlı bir yapı veya çok fazlı bir yapı içerebilir. Ayrıca borür tabakası malzeme içeriğine de bağlı olarak testere dişli, kolonsal veya düz olabilir (Tsipas ve Rus, 1987; Sinha, 1991; Bekteş, 2010a; Mittemeijer ve Somers, 2015).

Dünya metal üretiminin yaklaşık yüzde doksanını oluşturan demir esaslı malzemelerin (genellikle çeliklerin) borlanması ile yüzeyde ya Fe_2B içeren tek fazlı tabaka ya da FeB ve Fe_2B içeren çift fazlı tabaka oluşur. Demir esaslı malzemelerin borlanması ile elde edilen borür tabakasının büyüme mekanizması Şekil 3.31'de şematik olarak gösterilmiştir. İlk aşamada malzeme yüzeyine bitişik borca zengin bir katman oluşumu gözlemlenir. Yüzeyde borca zengin bileşiğin çekirdeklenmesi, borlama süresinin ve sıcaklığının bir fonksiyonudur. Borlama süresi arttıkça ince bir tabaka oluşmaya başlar. Bu tabakadaki serbest bor konsantrasyonu ile borlama sıcaklığı ve borlama süresi demir borürlerin yani Fe_2B tabakasının veya Fe_2B ile FeB fazlarını içeren tabakanın büyümesini belirler. Zaman ilerledikçe borürler oluşmaya başlar. Şekil 3.31'de görüleceği üzere Fe_2B fazı FeB fazından önce oluşur. Dolayısıyla ikinci aşamada bitişik katmanın yüzey bölgesinin yakınında Fe_2B fazının çekirdeklenmesi başlar. Fe_2B fazının büyümesi malzeme yüzeyine dik olan difüzyon ekseni boyunca gerçekleşir. Fe_2B fazının büyümesiyle birlikte bu fazın altında bir geçiş bölgesi meydana gelir. Geçiş bölgesinde borlayıcı ortamdan kaynaklı ve demir borürler içerisinde çözünemeyen karbon, silisyum ve

alüminyum gibi elementler yer alır. Borür tabakasının altına itilen geçiş bölgesindeki bu elementler karmaşık bileşikler oluşturabilirler. Üçüncü aşamada ise Fe_2B katmanının yüzey bölgesinin yakınında FeB fazının çekirdeklenmesi başlar. Ancak FeB fazının oluşumu ve büyümesi bor konsantrasyonuna bağlı olarak gerçekleşir. Dolayısıyla sadece uygun konsantrasyonlarda FeB fazı oluşur ve Fe_2B fazının üstünde büyür. FeB fazının büyümesi sırasında Fe_2B fazı da aynı anda büyür (Campos-Silva, 2012; Joshi ve Hosmani, 2014).



Şekil 3.31. Borlanmış demir esaslı bir malzemede borür tabakasının büyüme mekanizmasının şematik gösterimi (Joshi ve Hosmani, 2014)

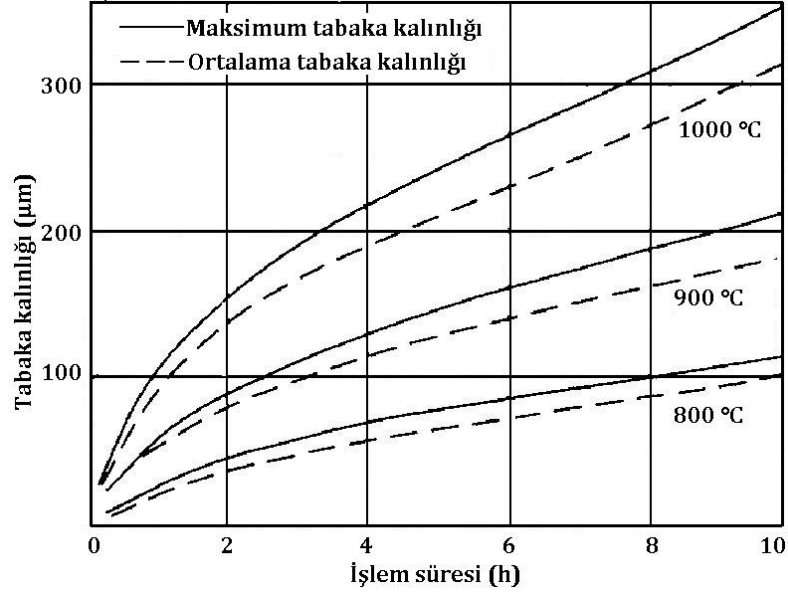
Demir esaslı malzemelerde borür tabakasının tek fazlı mı yoksa çift fazlı mı olacağı bor sağlayıcı ortamının bileşimine, borlama sıcaklığına ve borlama süresine bağlıdır. Tek fazlı tabaka daha iyi özelliklere sahiptir. Tetragonal kafes sistemine sahip Fe_2B fazı, ortorombik kafes sistemine sahip FeB fazından daha sünek ve daha toktur. Başka bir deyişle FeB fazı Fe_2B fazından daha serttir fakat

daha kırılığandır. FeB fazı daha yüksek sertliğe sahip olmasına rağmen yüksek termal genleşme katsayısı ve iç gerilmeleri nedeniyle mikro çatlamanın ve pul pul dökülmenin sebebi olarak görülmektedir. Dolayısıyla malzemenin aşınmaya dayanması isteniyorsa tabakada FeB fazından kaçınılmalıdır (Campos-Silva vd., 2010; Medvedovski vd., 2013).

Demir esaslı malzemelerde elde edilen borürlerin aşınma ve korozyon dirençlerinin yüksek olduğu bilinmektedir. Bununla birlikte titanyum, nikel ve kobalt gibi demir dışı metallerde de yüksek sertlik ve aşınma direnci sağlayan borürler elde edilmektedir. Örneğin literatürde karşılaşılan bazı çalışmalarda saf titanyumun borlanması ile TiB tabakası, Ti-6Al-4V alaşımının borlanması ile hem TiB hem de TiB₂ fazlarından oluşan tabaka, saf nikelin ve nikel bazlı alaşımların borlanması ile NiB, Ni₂B, Ni₃B ve Ni₄B₃ fazları ve kobaltın borlanması ile de hem Co₄B hem de Co₃B fazlarını içeren tabaka elde edildiği belirtilmektedir (Anthymidis vd., 2002a,b; Carbucchio, 2010; Güneş vd., 2015). Benzer şekilde çeliklerde alaşım elementlerinin bulunması durumunda, FeB, Fe₂B, (Fe,Cr)B, (Fe,Cr)₂B, (Fe,Ni)B (Fe,Ni)₂B gibi bu alaşım elementlerinin borürleri ve diğer bazı borürler oluşturulabilmektedir (Medvedovski vd., 2013).

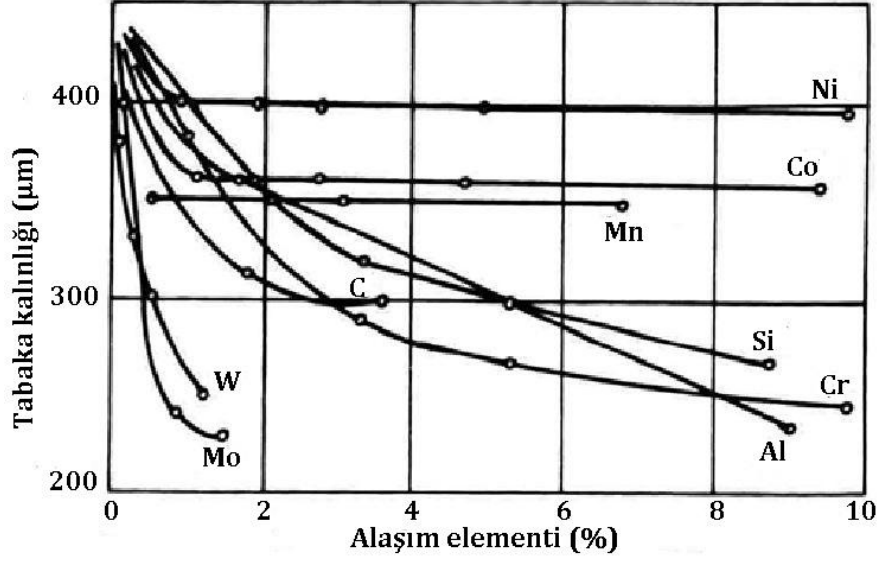
3.5.3.1. Borür tabakasının kalınlığı

Borür tabakasının kalınlığı malzemenin bileşimine, borlama yöntemine, borlama sıcaklığına ve borlama süresine bağlıdır. İşlem sıcaklığının ve süresinin artması tabaka kalınlığını artırır (Şekil 3.32). Ayrıca borlama sıcaklığını arttırmak bor atomlarının difüzyon hızını arttıracığından işlem süresini kısaltır (Davis, 2002; Aytar, 2012).



Şekil 3.32. Orta karbonlu bir çelikte borür tabaka kalınlığına borlama sıcaklığının ve süresinin etkisi (Davis, 2002)

Diğer yandan borür tabakasının kalınlığı ve morfolojisi malzemenin kendi türünün yanı sıra içerdiği alaşım elementlerinin varlığından da etkilenir. Alaşım elementleri esas olarak, borun difüzyonunu zorlaştırdığından borür tabakasının büyümesini geciktirir. Bu durum tabaka kalınlığının azalmasına anlamına gelir. Şekil 3.33'de demir esaslı malzemelerdeki alaşım elementlerinin borür tabaka kalınlığı üzerindeki etkisi gösterilmektedir. Morfolojik açıdan ise seçilen malzemeye bağlı olarak, alt tabakanın yüzeyinde testere dişli veya düz bir tabaka oluşur. Demir esaslı malzemelerde alaşım elementlerinin ve karbon oranının artmasıyla testere dişli yapı düzleşmeye başlar. Nitekim düşük karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerde testere dişli tabakalar elde edilirken, yüksek alaşımlı çeliklerde elde edilen tabaka düzdür (Davis, 2002; Ortiz-Dominguez vd., 2014).



Şekil 3.33. Demir esaslı malzemelerde alaşım elementlerinin borür tabaka kalınlığına etkisi (Davis, 2002)

Borlama işleminde zaman ilerledikçe borca zengin FeB fazının oluşmaya başladığından bahsetmiştik. FeB fazı borür tabakasıyla birlikte kalınlaşır ve bu fazın büyümesi borun iç kısımlara difüzyonunu zorlaştırır. Böylece borür tabakasının büyümesi yavaşlar (Altınsoy, 2016). Dahası bu şekilde çift fazlı yapılarda tabaka kalınlığının artması kırılma direncine sebep olmaktadır. Bu yüzden özellikle FeB ve Fe₂B çift fazlı tabakalarda kalınlığın fazla olmaması istenir. Nitekim demir esaslı malzemeler için malzemenin cinsine ve kullanım şartlarına göre genellikle 20-200 µm aralığında bir tabaka kalınlığı uygun görülür (Ünlü ve Yılmaz, 2006). Ancak aşındırıcı amaçlı malzemelerde aşınmayı önlemek için 200 µm'lik tabaka kalınlığının üzerine çıkmak gerekir (Davis, 2002).

Borür tabakasının kalınlığını etkileyen diğer bir faktör de bor sağlayıcı maddenin tane boyutudur. Bor sağlayıcının tane boyutunun nispeten küçük olması temas yüzeyi arttıracığından difüzyonu kolaylaştırır. Bu sayede borür tabakasının kalınlığı artar (Meriç vd., 2000; Bayça ve Şahin, 2004).

3.5.3.2. Borür tabakasının sertliği

Borlama işlemini diğer yüzey iyileştirme işlemlerine göre avantajlı kılan en belirgin özellik yüksek sertliktir. Literatürde borlama işlemi ile elde edilen

borürlerin nitrüleme ve karbürleme işlemlerine kıyasla önemli ölçüde daha yüksek sertlik sergilediği bildirilmektedir. Örneğin çeliklerde karbonlama ve nitrüleme ile 650-900 H_v mikro sertlik değerlerine ulaşılabilirken borlama ile 1600-2000 H_v mikro sertlik değerlerine ulaşılabilir. Borlanmış çelikler özellikle tribolojik aşınma mekanizmalarına karşı çok iyi direnç gösterir (Petrova vd., 2008).

Borlanmış bir malzemenin mikro sertliği borür tabakasının bileşimine, yapısına ve temel malzeme özelliklerine büyük ölçüde bağlıdır (Davis, 2002). Nitekim borlama ile elde edilen tabaka sertlikleri karbonlu çeliklerde 1800-2000 H_v ve alaşımlı çeliklerde 2500-2800 H_v civarında iken titanyumda 3000 H_v civarındadır. Özellikle alaşımlı çeliklerde ve diğer metalik malzemelerde mevcut alaşım elementlerinin borürleri oluşur. Dolayısıyla borlanmış malzemenin sertliği oluşan borür tabakasının içerdiği fazlara göre değişir (Ünlü ve Yılmaz, 2006). Çizelge 3.1'de farklı bazı malzemelerin borlanması ile elde edilen borür tabakasındaki fazlar ve bunlara ait sertlik değerleri verilmiştir.

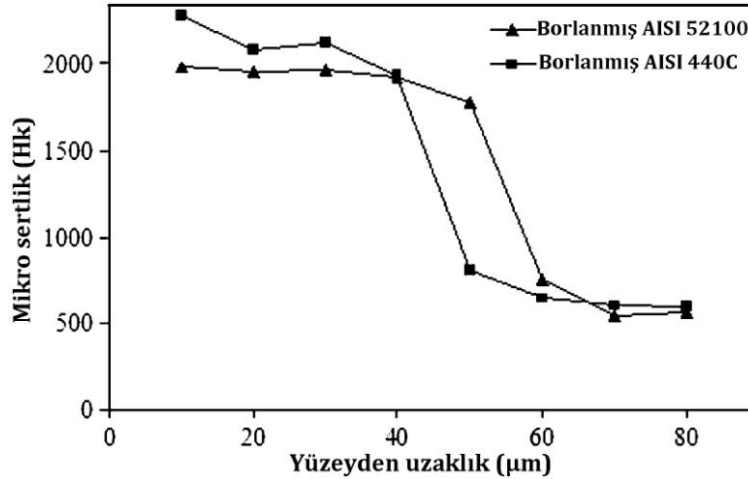
Çizelge 3.1. Bazı metallerin borlanması ile oluşan fazlar ve sertlikleri (Sinha, 1991).

Borlanan Malzeme	Borür tabakasındaki fazlar	Borür Tabakasının Sertliği (H _v veya g/mm ²)
Fe	FeB	1900-2100
	Fe ₂ B	1800-2000
Ni	Ni ₄ B ₃	1600
	Ni ₂ B	1500
	Ni ₃ B	900
Co	CoB	1850
	Co ₂ B	1500-1600
	Co ₃ B	700-800
Mo	Mo ₂ B	1660
	MoB ₂	2330
	Mo ₂ B ₅	2400-2700
Ti	TiB	2500
	TiB ₂	3370

Borlama işleminin bir diğer avantajı da borür tabakasının sertliğini 900 °C'ye kadar muhafaza edebilmesidir. Bu da borlama sonrası işlemler için yüksek sıcaklıkların kullanılmasını mümkün kılmaktadır. Benzer şekilde sürtünmeli

uygulamalarda açığa çıkacak ısı, borür tabakasının sertliğini ve mikro yapısını değiştirmemektedir (Er ve Par, 2004; Mittemeijer ve Somers, 2015). Diğer yandan borürler üzerinde oluşan ince oksit film sürtünme sırasında yağlayıcı bir görev yaparak sürtünme katsayısını düşürür (Atik vd., 2003). Dolayısıyla hem düşük sürtünme katsayısı hem de sertliğin yüksek sıcaklıklarda korunması borlama işlemi ile çok yüksek aşınma direnci sağlandığı anlamına gelmektedir.

Borlanmış malzemelerin sertliği yüzeydeki borür tabakasından ana matrise doğru azalır (Bayça ve Şahin, 2004). Örnek olarak Şekil 3.34'de borlanmış AISI 52100 ve AISI 440C çeliklerinin yüzeyden ana matrise doğru bir çizgi boyunca ölçülen mikro sertlik değerleri gösterilmiştir (Taktak, 2006). Bununla birlikte, özellikle demir esaslı malzemelerde hem borür tabakasının (özellikle FeB fazı) çok yüksek sertliği hem de borür tabakası ile ana matris arasındaki büyük sertlik gradyanı kırılmalığa sebep olmaktadır. Bu kırılmalığı azaltmanın yolları ise, nispeten düşük sertlikte tek fazlı bir Fe₂B tabakası üretmek veya çok fazlı ve karmaşık borür tabakası elde etmektir. Yine aynı amaçla borlama öncesi karbürleme işlemi veya borlama sonrası lazerle ısıl işlem uygulanabilir (Kulka ve Pertek, 2008; Makuch ve Kulka, 2014).



Şekil 3.34. Borlanmış iki farklı çeliğin yüzeyden içeriye doğru mikro sertlik değişimi (Taktak, 2006)

Ayrıca sertliğin akma dayanımı ve çekme dayanımı ile de ilişkili olduğu iyi bilinir. Literatürde borlama ile malzemelerin akma ve çekme dayanımlarının arttırılabileceği ancak sünekliğinin azalacağı bildirilmektedir (Bekteş, 2010a).

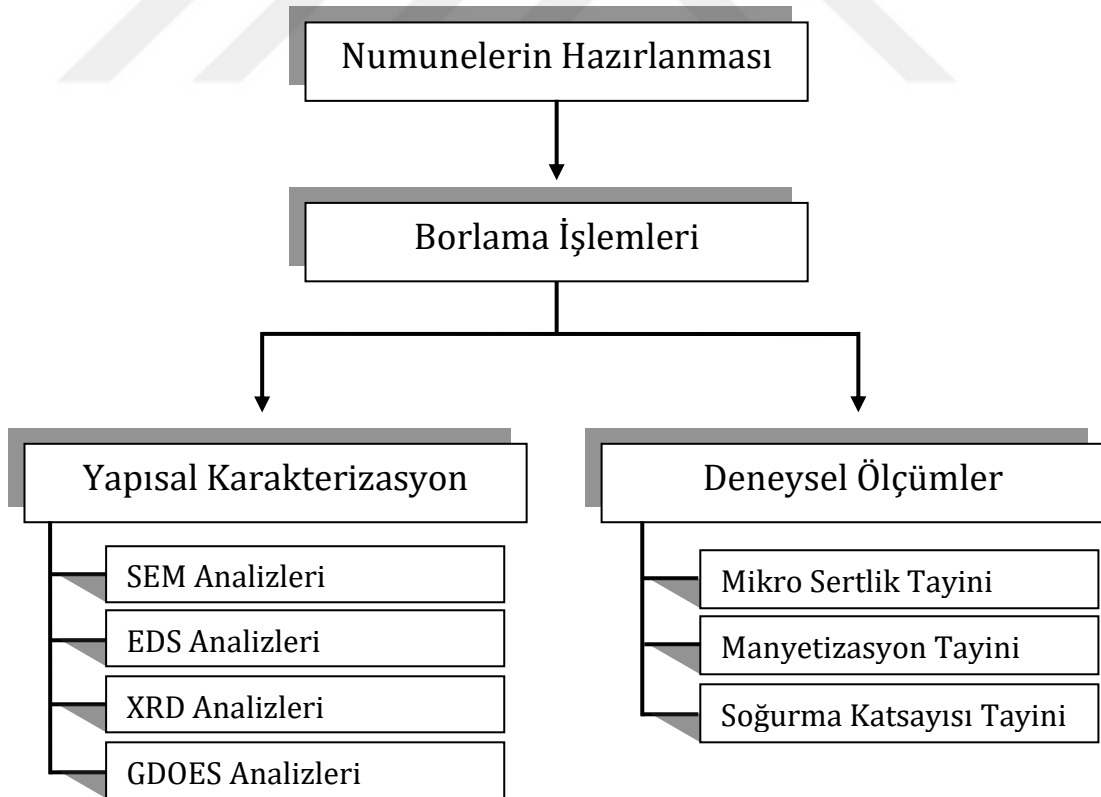
4. MATERYAL VE YÖNTEM

Bu çalışmada, dört farklı bileşime sahip Fe-Ni ikili alaşımları kullanılmıştır. Çizelge 4.1'de konsantrasyonları verilen alaşımlar içerdikleri ağırlıkça Ni miktarına göre kodlanarak A, B, C ve D olarak isimlendirilmiştir.

Çizelge 4.1. Kullanılan malzemelerin içerikleri ve sınıflandırılması (ağırlıkça %)

Malzeme Tipi	A	B	C	D
Ni%	60	70	80	90
Fe%	40	30	20	10

Farklı sıcaklıklarda ve sürelerde borlanan numunelerdeki borür tabakasının kalınlığının, yüzey morfolojisinin ve faz içeriğinin karakterize edilebilmesi için XRD, SEM, EDS ve GDOES analizleri yapılmıştır. Deneysel olarak da mikro sertlik, manyetizasyon ve radyasyon soğurma katsayıları tayin edilmiştir. Şekil 4.1'de deneysel proseslerin akış şeması gösterilmiştir.



Şekil 4.1. Deneysel çalışmaların akış şeması

4.1. Numunelerin Hazırlanması

Numuneler Şekil 4.2'de görülen SDÜ Teknolojik Malzemeler Araştırma ve Uygulama Merkezi Malzeme Ön Hazırlık Laboratuvarında bulunan Struers Minitom hassas kesme cihazı ile deneysel çalışmalarda kullanılan cihazlara uygun olması açısından 3x2x2, 2x2x10 ve/veya 5x10x10 mm³ ebatlarında kesilmiştir. Daha önce A, B, C ve D olarak isimlendirdiğimiz farklı nikel konsantrasyonlarına sahip numunelerden dört farklı borlama sıcaklığı ve yine dört farklı borlama süresi için toplamda 32 adet hazırlanmıştır.



Şekil 4.2. Struers Minitom hassas kesme cihazı

Deneysel analiz ve ölçümler için belirlenen ebatlarda kesilen numunelerin yüzeyleri temizlenerek borlama işlemine hazır hale getirilmiştir.

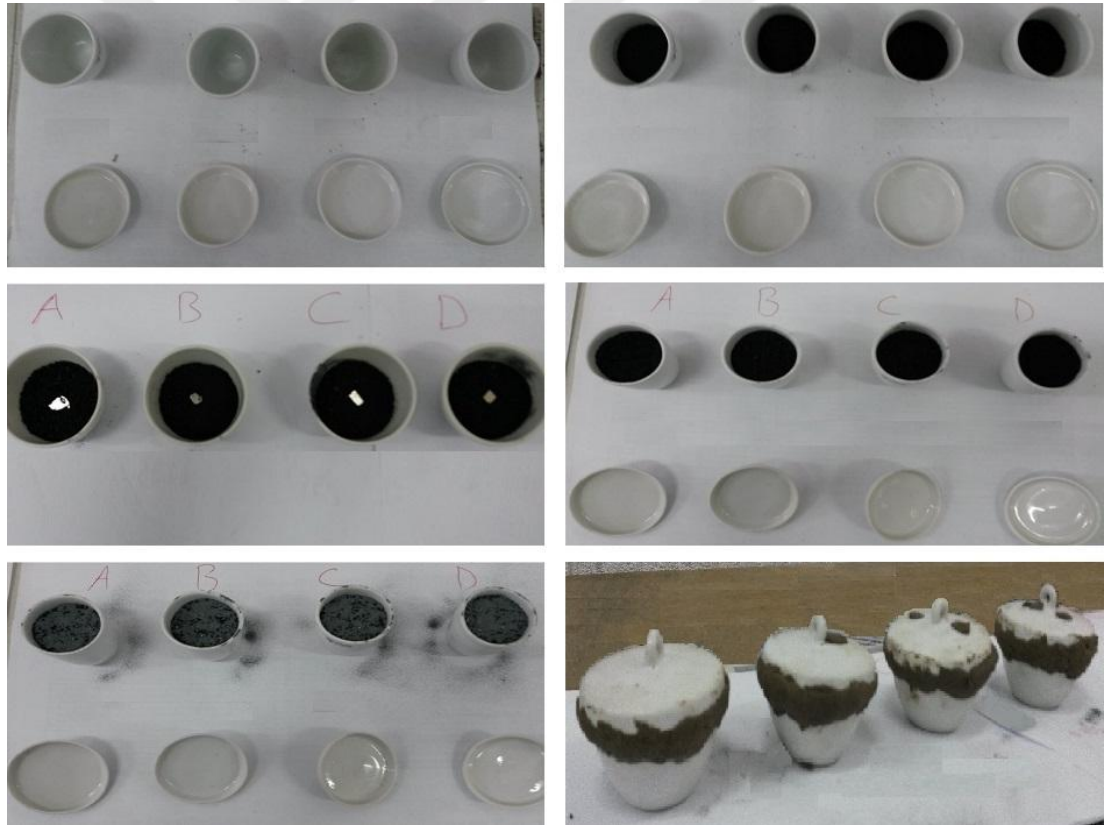
4.2. Borlama İşlemi

Borlama işlemi için katı borlama yöntemi seçilmiştir. Bor sağlayıcı olarak ise Ekabor3 ticari tozları kullanılmıştır. Kullanılan bor sağlayıcı tozların kimyasal bileşimi Çizelge 4.2'de verilmiştir.

Çizelge 4.2. Bor sağlayıcı Ekabor3 tozun kimyasal bileşimi

Bileşik	SiC	KBF ₄	B ₄ C
Ağırlıkça %	90	5	5

Farklı konsantrasyonlardaki A, B, C ve D tipi numuneler farklı sıcaklıklarda ve farklı sürelerde borlama işlemine tabi tutulmuştur. Bu işlem için yüksek sıcaklığa dayanıklı seramik potalar kullanılmıştır. Her bir numune bor sağlayıcı tozla doldurulmuş potalara ortalı bir şekilde yerleştirilmiş ve oksitlenmeyi engellemek için borlayıcı tozun üzerine Ekrit tozu (deoksidan toz) serpilmiştir. Potalar kapatılırken sızıntıları önlemek için kapak kenarları şamot harcı ile doldurulmuştur. Numunelerin borlama için hazırlanma aşamaları şekil 4.3'de gösterilmiştir.



Şekil 4.3. Numunelerin borlama için hazırlanma aşamaları

Daha sonra hazırlanan potalar Şekil 4.4'de görüldüğü gibi kontrollü ısıtma ve soğutma özelliğine sahip Magma Therm marka kül fırını içerisine yerleştirilip

istenen borlama sıcaklığı ve süresi dijital ekranda ayarlanarak işlem başlatılmıştır.



Şekil 4.4. Magma Therm kül fırını ve numunelerin yerleştirilmesi

Gerekli görülen sıcaklık ve süreler tamamlandıktan sonra numuneler fırında soğumaya bırakılmıştır. Soğuma tamamlandıktan sonra çıkarılan numuneler temizlenerek deneysel analiz ve ölçümler için uygun hale getirilmiştir. Borlama işlemi için seçilen parametreler Çizelge 4.3’de verilmiştir.

Çizelge 4.3. Numunelere uygulanan borlama parametreleri

Malzeme Tipi	Borlama Sıcaklığı (°C)	Borlama Süresi (saat)
A	800, 900, 1000, 1100	5
	950	2, 4, 6, 8
B	800, 900, 1000, 1100	5
	950	2, 4, 6, 8
C	800, 900, 1000, 1100	5
	950	2, 4, 6, 8
D	800, 900, 1000, 1100	5
	950	2, 4, 6, 8

4.3. Yapısal Karakterizasyon; SEM, EDS, XRD ve GDOES Analizleri

Borür tabakasının kalınlığını, içerdiği fazları ve mikro yapısını belirlemek için SEM, EDS, XRD ve GDOES analizleri yapılmıştır. Tüm bu analizler Gebze Teknik Üniversitesinden hizmet alımı yoluyla gerçekleştirilmiştir.

Borür tabakasının mikro yapı fotoğrafları için Philips XL 30 marka taramalı elektron mikroskobu (SEM), elementel analizi için de SEM'e bağlı EDAX marka enerji dağılım spektroskopisi (EDS) kullanılmıştır (Şekil 4.5). EDS analizleri, yapıların kimyasal bileşimini belirlemek amacıyla hem noktasal hem de bölgesel olarak yapılmıştır.

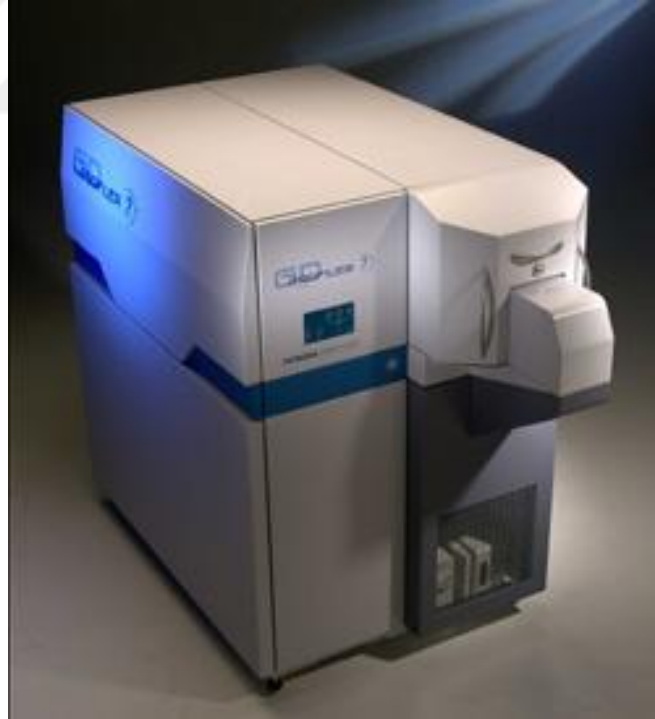


Şekil 4.5. Philips XL 30 S FEG taramalı elektron mikroskobu (SEM-EDS)

Borür tabakasında oluşan fazların belirlenmesi için ise Brukers D8 marka X-ışını kırınım cihazı (XRD) kullanılmıştır (Şekil 4.6). İlave olarak yüzeyin elementel kompozisyonunu belirlemek amacıyla Şekil 4.7'de görülen Horiba Jobin Yvon marka optik emisyon spektrometresi (GDOES) kullanılmıştır.



Şekil 4.6. Bruker D8 X-ışını kırınım cihazının genel görünümü (XRD)



Şekil 4.7. Horiba Jobin Yvon marka optik emisyon spektrometresinin genel görünümü (GDOES)

4.4. Deneysel Ölçümler

Borlanmış Fe-Ni ikili alaşımlarının manyetik ve mekanik özelliklerinin değerlendirilmesi ile yapı-özellik-performans ilişkisinin anlaşılabilmesi için yapısal karakterizasyonuna ilişkin yapılan analizlere ilave olarak bir dizi deneysel ölçüm ve hesaplamalar yapılmıştır. Bu amaçla numunelerin mikro sertlik, manyetizasyon ve radyasyon soğurma özellikleri belirlenmiştir.

4.4.1. Mikro sertlik tayini

Mikro sertlik deneyleri Gebze Teknik Üniversitesi bünyesinde Vickers mikro sertlik testi ile 50 g yük altında elde edilmiştir. Numunelerin yüzeyinden içeriye doğru oluşturulan izlerin Vickers sertlik değerleri ölçülmüş ve optik mikroskop ile mikro yapıda görüntülenmiştir. Böylece borür tabakasının, geçiş bölgesinin ve ana matrisin sertlikleri belirlenmiştir. Bununla birlikte borlama parametrelerinin, elde edilen borür tabakasının kalınlığının ve oluşan fazların durumunun sertlikle olan ilişkisi değerlendirilmiştir.

4.4.2. Manyetizasyon tayini

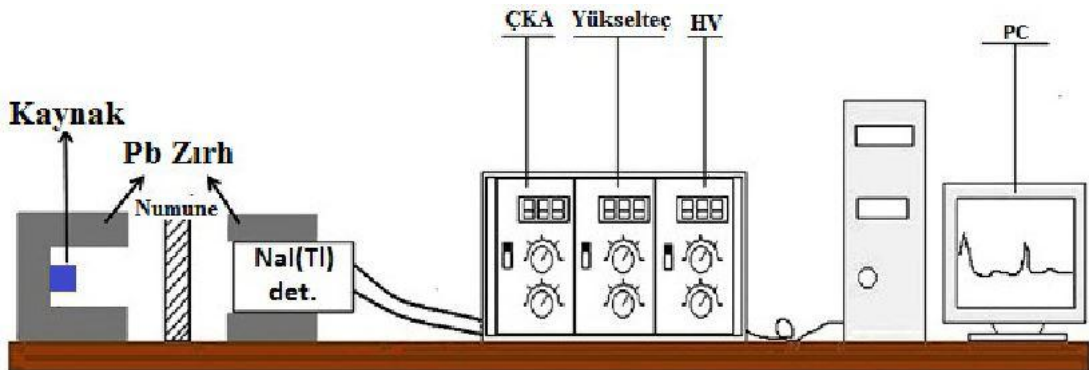
Numunelerin manyetik özelliklerini belirlemek için İnönü Üniversitesi Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Merkezi bünyesinde yer alan Quantum Design PPMS (Fiziksel Özellikler Ölçüm Sistemi) sistemine entegre titreşimli örnek magnetometresi (VSM) kullanılmıştır. Ölçümler oda sıcaklığında ve ± 7 Tesla manyetik alan aralığında yapılmıştır. Elde edilen veriler ışığında numunelerin kütleleri de kullanılarak M-H grafikleri çizilmiştir.



Şekil 4.8. Titreşimli örnek magnetometresi (VSM) entegreli Quantum Design PPMS sistemi

4.4.3. Soğurma katsayısı tayini

Farklı sıcaklık ve sürelerde borlanan numunelerin zırlama özelliklerini incelemek için zayıflatma katsayıları (μ) deneysel olarak hesaplanmıştır. Ölçümler Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Edebiyat Fakültesi bünyesinde yer alan Gama Spektroskopisi ile gerçekleştirilmiştir. Gama radyasyonu soğurma özelliklerinin belirlenmesi için üç farklı gama enerjisi sağlayan ^{60}Co ve ^{137}Cs radyoaktif kaynakları kullanılmıştır. Gama Spektroskopi sisteminin bileşenleri Şekil 4.9'da şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 4.9. Gama Spektroskopisi sisteminin diyagramı (Günoğlu, 2012)

Radyasyon soğurma katsayısının belirlenmesi için öncelikle kaynak ile dedektör arasına numunenin konulmadığı referans ölçümü (I_0) yapılmıştır. Daha sonra ölçüm süreleri ve numunelerin konumları değişmeyecek şekilde her bir numune için I radyasyon şiddetleri MAESTRO-32 yazılımı yardımı ile hesaplanmıştır. Numunelerin kalınlığı ise hassas kumpas kullanılarak ölçülmüştür. Bu bilgiler ile birlikte Denklem 4.1 kullanılarak soğurma katsayıları tayin edilmiştir.

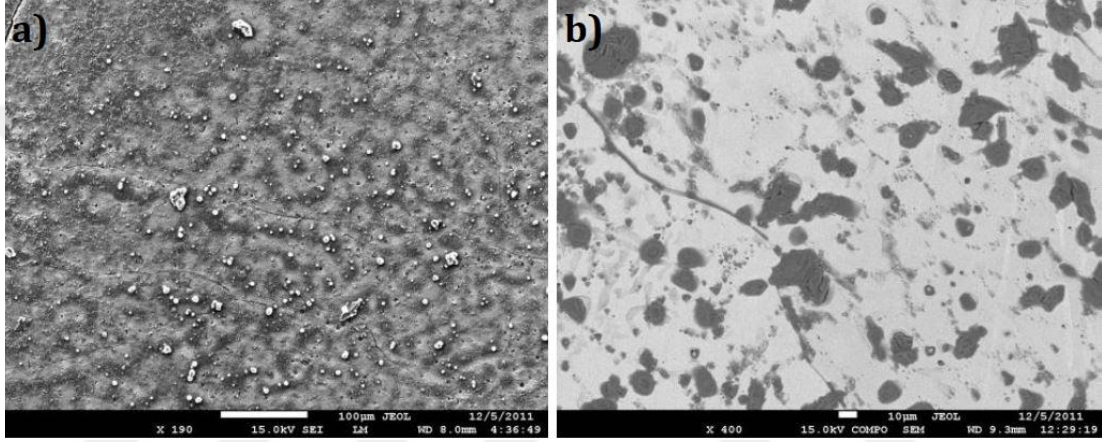
$$\mu = \frac{1}{x} \ln \left(\frac{I_0}{I} \right) \quad (4.1)$$



5. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA

5.1. Yapısal Karakterizasyon Analizleri

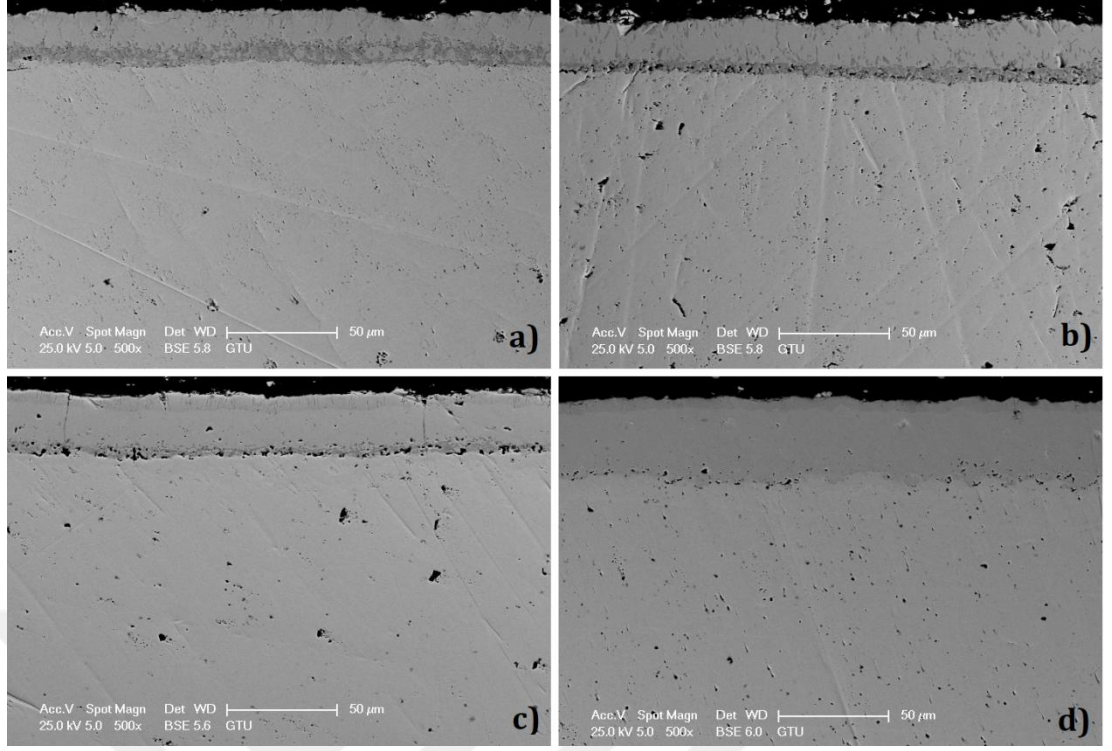
Bu çalışmada kullanılan Fe-Ni ikili alaşımlarının A ve D tipi numunelerine ait borlama işlemi öncesi alınan SEM fotoğrafları Şekil 5.1’de gösterilmiştir. Numunelerin işlem öncesi yüzey fotoğrafları incelendiğinde östenitik yapıda oldukları anlaşılmaktadır.



Şekil 5.1. Borlama işlemi öncesi Fe-Ni alaşımlarının SEM fotoğrafları, (a) A tipi (%60 Ni) ve (b) D Tipi (%90 Ni)

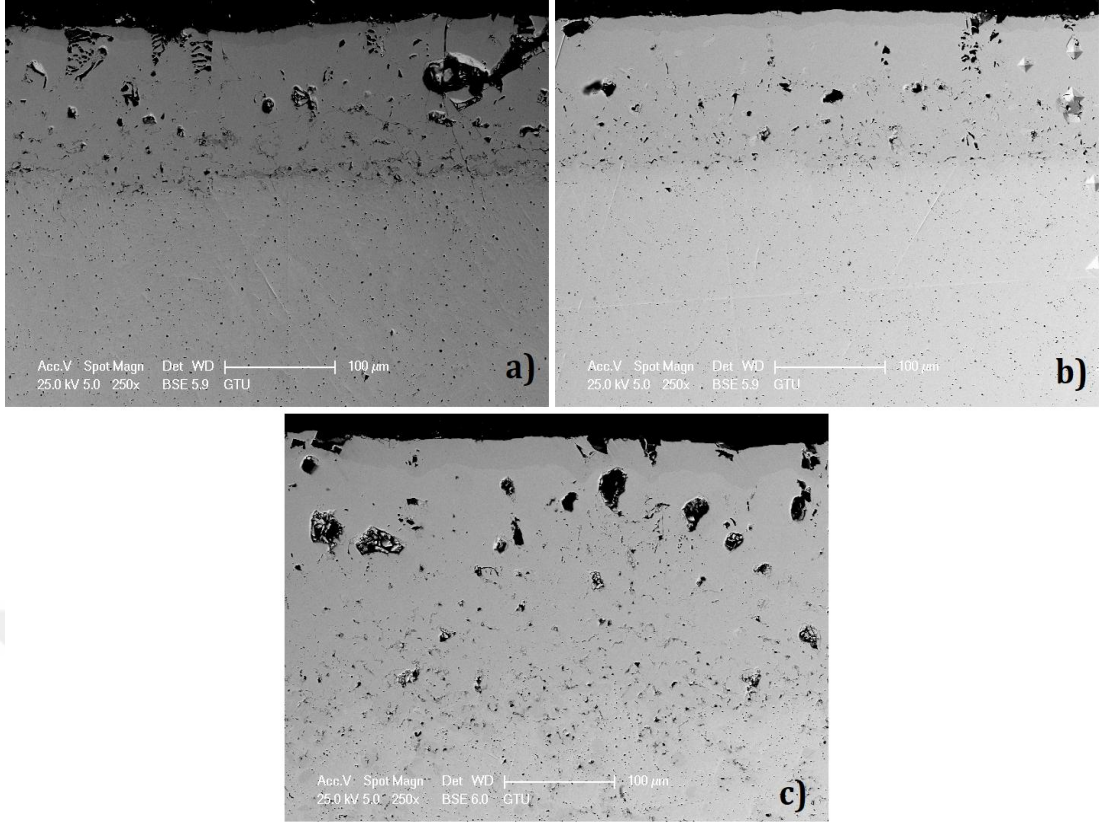
Ni konsantrasyonlarına göre farklı tiplerdeki Fe-Ni ikili alaşımları katı borlama yöntemi ile borlanmış ve oluşan borür tabakasının faz dağılımının, elementel içeriğinin ve morfolojisinin anlaşılabilmesi için SEM, EDS, XRD ve GDOES analizleri yapılmıştır. Oluşan borür tabakasının kalınlığı ve morfolojisi borlanmış numunelerin kesitlerinden alınan mikro yapı fotoğrafları ile belirlenmiştir. Oluşan tabakanın faz dağılımı ve elementel içeriği ise XRD, EDS ve GDOES analizleri ile birlikte değerlendirilmiştir.

Şekil 5.2, 800 °C’de 5 saat boyunca borlanan A, B, C ve D tipi numunelerin kesitlerinden alınan SEM fotoğraflarını göstermektedir. Oluşan tabakaların kompakt ve morfolojik açıdan düz oldukları görülmektedir. Bununla birlikte Ni konsantrasyonunun artmasıyla birlikte tabaka kalınlığının da arttığı açıkça görülmektedir.



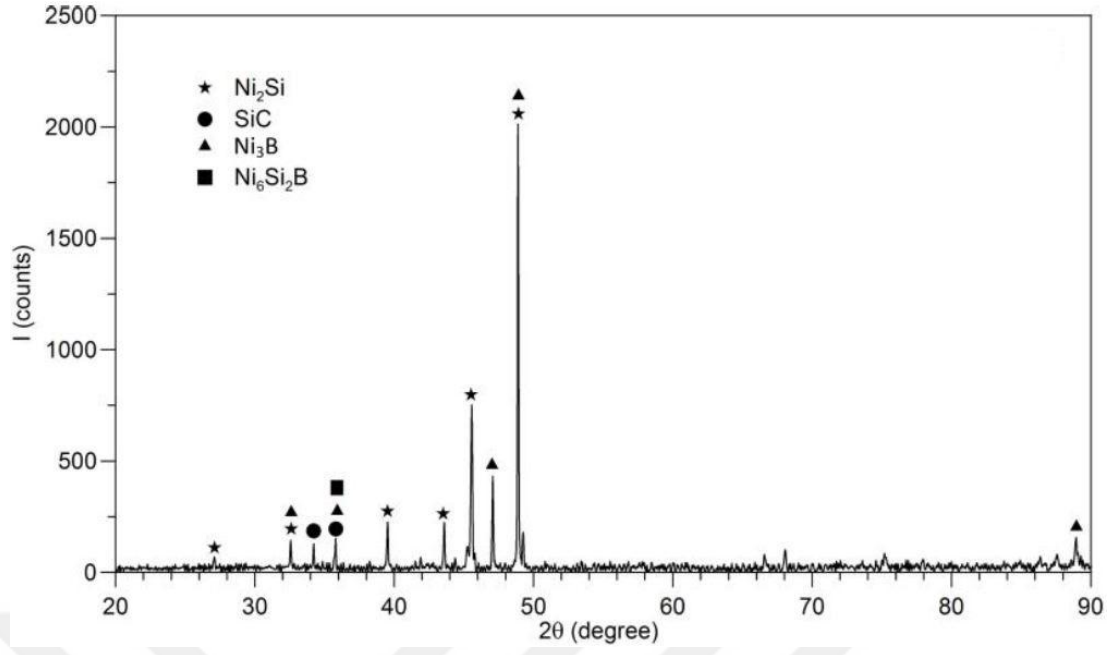
Şekil 5.2. 800 °C'de 5 saat süreyle borlanmış A, B, C ve D tipi Fe-Ni alaşımlarının sırasıyla SEM fotoğrafları

Şekil 5.3'de %90 Ni içeriğine sahip D tipi Fe-Ni alaşımlarının 950 °C'de ve farklı sürelerde borlanması ile elde edilen SEM fotoğrafları gösterilmiştir. İşlem süresinin artması, bor atomlarının difüzyonuna daha çok imkan tanıdığından borlama ile elde edilen tabaka kalınlıklarını arttırmıştır. Diğer taraftan numunelerin borlanması ile elde edilen mikro yapıların gözenekli bir morfolojiye sahip olduğu görülmektedir. Bunun başlıca nedeni olarak tabakada nikel silisidlerin oluşması gösterilmektedir (Özbek vd., 2000). Benzer şekilde Kulka vd. (2014) tarafından Ni bazlı bir malzemenin borlanması üzerine yapılan bir çalışmada oluşan gözenekli yapının sebebi silisyumun varlığına bağlanmıştır. Ayrıca literatürde refraktör metallerin katı borlama yöntemi ile borlanmasının yüzeyde oksidasyona neden olduğu, ticari bor sağlayıcılardaki aktivatör bileşiklerinin ise korozyona sebep olduğu belirtilmekte olup her iki etkinin de gözenekli yapıya katkı sağlayacağı bildirilmektedir (Dearnley ve Bell, 1985). İlave olarak Şekil 5.3'de görüleceği üzere gözenekli yapının borlama süresinin artmasıyla çoğaldığı dikkat çekmektedir.

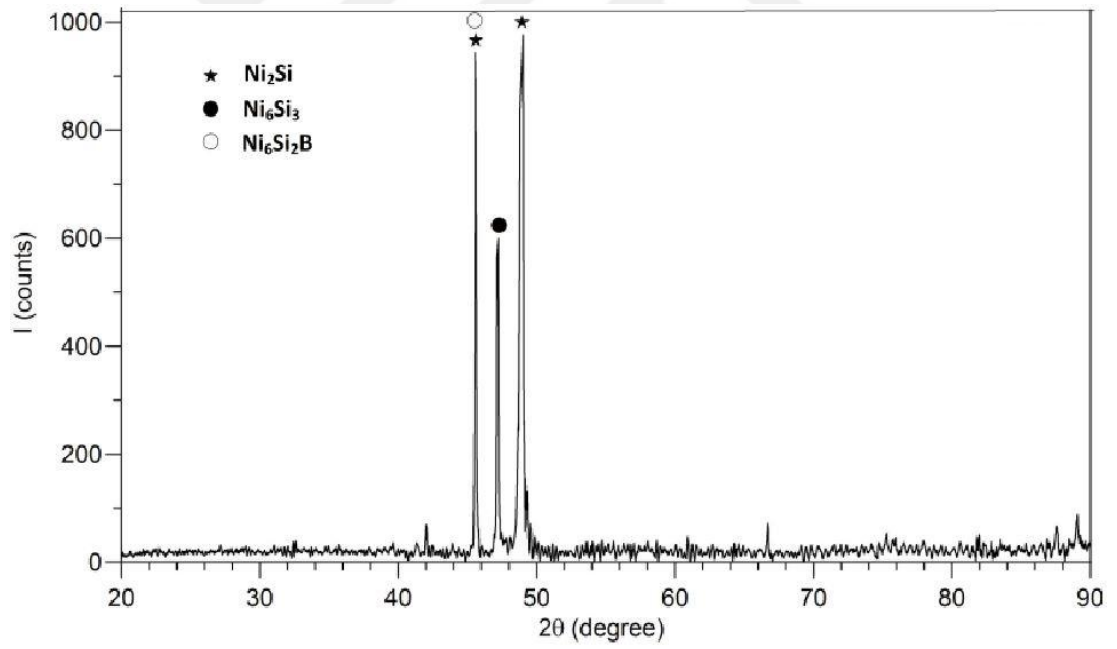


Şekil 5.3. 950 °C'de sırasıyla 2, 4 ve 6 saat süreyle borlanmış D tipi Fe-Ni alaşımlarının SEM fotoğrafları

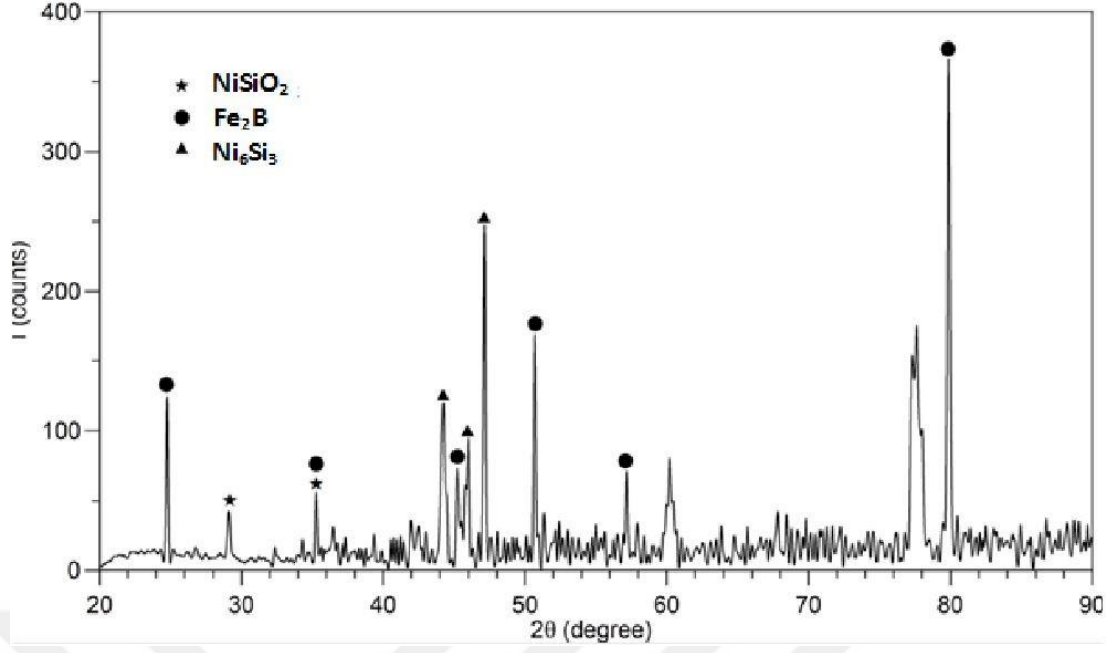
Fe-Ni alaşımlarının borlanması ile oluşan tabakaların hangi fazları içerdiğini belirlemek için SEM fotoğrafları ile XRD ve EDS analizleri birlikte değerlendirilmiştir. Her ne kadar SEM fotoğraflarında çok fazlı yapılar net olarak görünmese de numunelerden alınan XRD ve EDS sonuçları oluşan tabakanın farklı fazlar içerdiğini göstermiştir. Yapılan analizler sonucunda borlanmış Fe-Ni alaşımlarının yüzeylerinde oluşması beklenen demir ve nikel borürlerin yanı sıra bu borürlerin oluşumunu baskılayabilecek düzeyde boro-silisidlerin ve nikel silisidlerin varlığı gözükmemektedir. Bunun nedeninin bor sağlayıcı ortamdan gelen Si olduğu düşünülmektedir. Örnek olarak 800, 900 ve 1000 °C sıcaklıklarda 5 saat süreyle borlanmış A tipi Fe-Ni alaşımlarına ait XRD sonuçları sırasıyla Şekil 5.4, Şekil 5.5 ve Şekil 5.6'da verilmiştir.



Şekil 5.4. 800 °C'de 5 saat süreyle borlanmış A tipi numuneye ait XRD desenleri

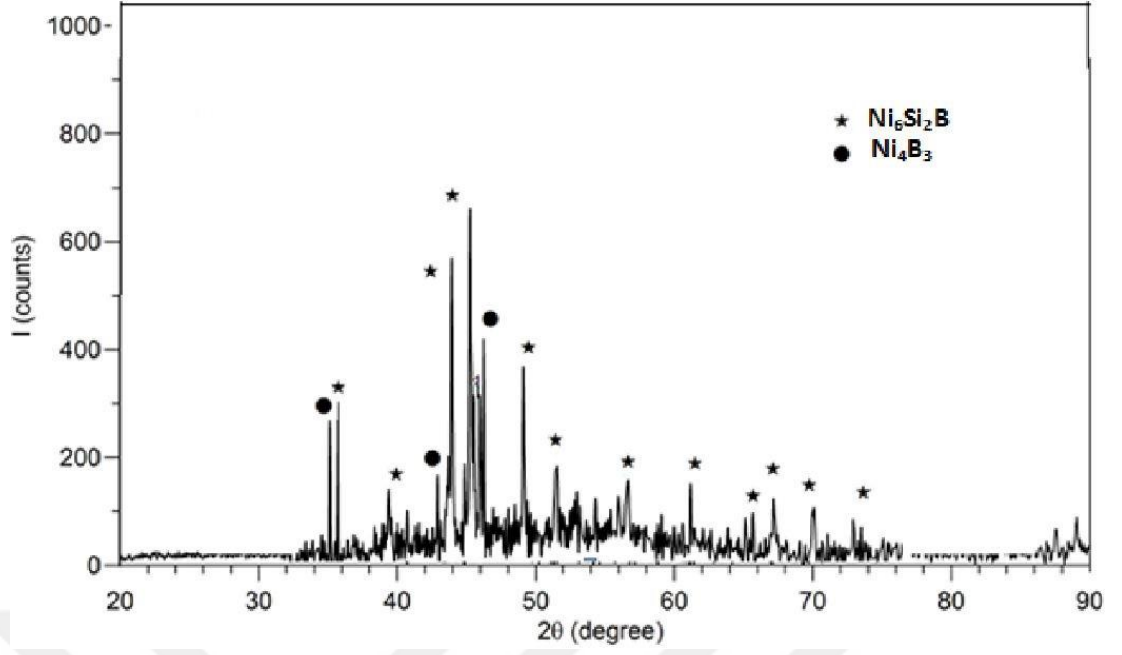


Şekil 5.5. 900 °C'de 5 saat süreyle borlanmış A tipi numuneye ait XRD desenleri



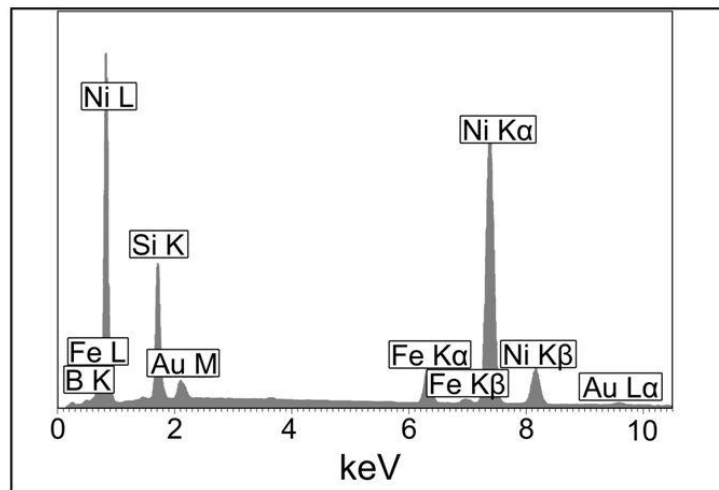
Şekil 5.6. 1000 °C'de 5 saat süreyle borlanmış A tipi numuneye ait XRD desenleri

XRD sonuçları değerlendirildiğinde nerdeyse tüm numuneler için $\text{Ni}_6\text{Si}_2\text{B}$ fazının oluştuğu görülmektedir. Buna karşın Fe_2B fazının oluştuğu 1000 °C'de 5 saat borlanmış A tipi Fe-Ni alaşımında bu fazın yerini Ni_6Si_3 fazı almıştır. Diğer taraftan Ni bileşimin nispeten düşük olduğu A tipi numunelerin yine nispeten düşük sıcaklıklarda borlanmasıyla (800 ve 900 °C) $\text{Ni}_6\text{Si}_2\text{B}$ fazının Ni_2Si fazı ile birlikte oluştuğu görülmüştür. Ni_3B fazı ise sadece A tipi numunenin 5 saat süreyle 800 °C'de borlanmasıyla elde edilebilmiştir. Bununla birlikte B, C ve D tipi numunelerde nikel konsantrasyonunun artmasıyla Ni_4B_3 fazının oluşmaya başladığı anlaşılmıştır. Bu bağlamda Şekil 5.7'de D tipi numunenin 5 saat süreyle 1100 °C'de borlanmasıyla elde edilen XRD deseni sunulmuştur. Görüleceği üzere yüksek Ni konsantrasyonuna sahip Fe-Ni alaşımının nispeten yüksek sıcaklıkta borlanmasıyla $\text{Ni}_6\text{Si}_2\text{B}$ ve Ni_4B_3 fazlarını ihtiva eden çift fazlı bir yapı elde edilmiştir. Dolayısıyla Fe-Ni alaşımlarının borlanmasıyla elde edilen tabakanın içerdiği fazların alaşımdaki Ni içeriğine bağlı olarak nikel silisid, boro-silisid, demir borür ve nikel borür gibi farklı fazlardan oluştuğu kanaatine varılmıştır.

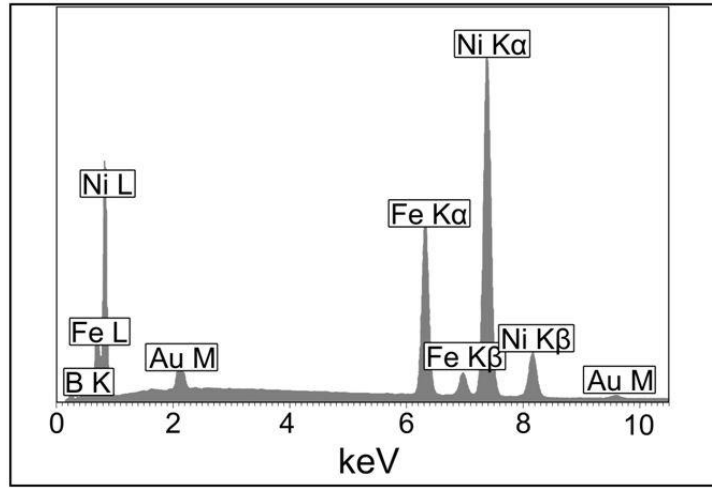


Şekil 5.7. 1100 °C'de 5 saat süreyle borlanmış D tipi numuneye ait XRD desenleri

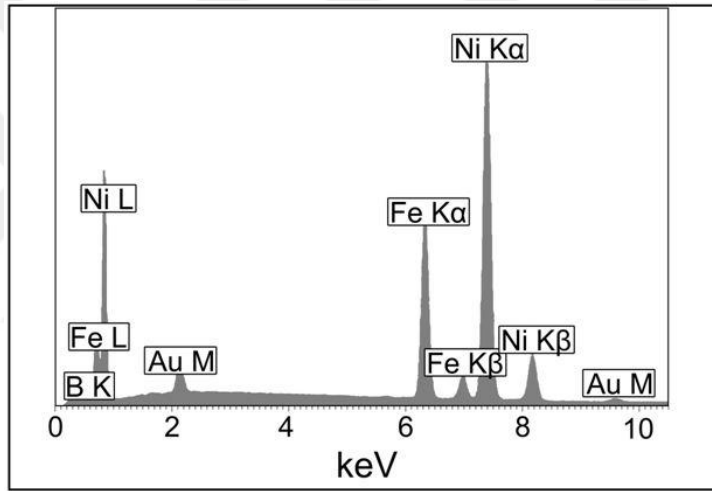
Borlanmış Fe-Ni alaşımlarının yapısal karakterizasyonunu belirlemek için XRD ile birlikte EDS analizlerinden de faydalanılmıştır. EDS analizleri ile malzeme yüzeyindeki herhangi bir noktadan alınan ölçümler bize o noktanın ihtiva ettiği elementleri verir. Örnek olarak Şekil 5.8'de B tipi Fe-Ni alaşımının 1000 °C'de 5 saat süreyle borlanması sonucu oluşan tabakanın üç farklı noktasından alınmış EDS spektrumları verilmiştir.



(a)



(b)

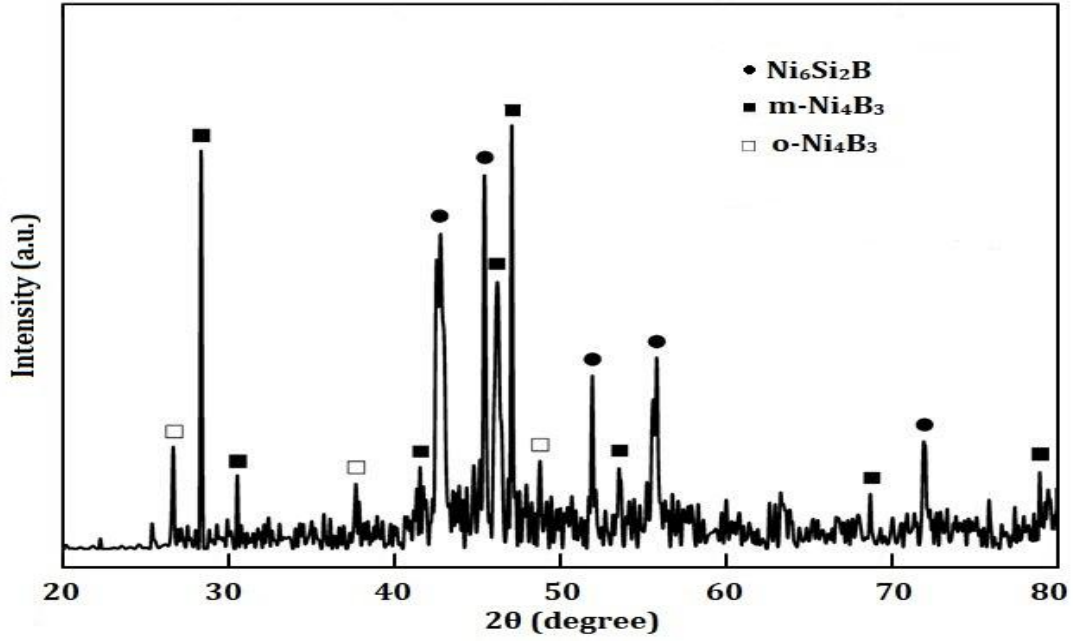


(c)

Şekil 5.8. 1000 °C'de 5 saat süreyle borlanmış B tipi numunede oluşan tabakanın üç farklı noktasından alınmış EDS spektrumları

Şekil 5.9'da ise 1000 °C'de 5 saat süreyle borlanmış %70 Ni içeriğine sahip B tipi Fe-Ni alaşımına ait XRD deseni sunulmuştur. B tipi numune için XRD ve EDS sonuçları birlikte değerlendirildiğinde borür tabakasında oluşan fazlar Ni_4B_3 ve $\text{Ni}_6\text{Si}_2\text{B}$ olarak belirlenmiştir. Ayrıca XRD deseni Ni_4B_3 'ün hem monoklinik (m- Ni_4B_3) hem de ortorombik (o- Ni_4B_3) formda oluştuğunu göstermektedir. Nitekim farklı noktalardan alınan EDS sonuçları dikkatlice incelendiğinde sadece Şekil 5.8a spektrumunda görülen Si pikinin $\text{Ni}_6\text{Si}_2\text{B}$ fazına, Şekil 5.8b ve Şekil 5.8c spektrumlarının neredeyse aynı olması ise Ni_4B_3 fazının iki farklı

kristal yapıdaki formuna işaret etmektedir. Bu durum Ni-B sistemine dair yapılan bir çalışmada Rundqvist (1959) tarafından bildirilmiştir.

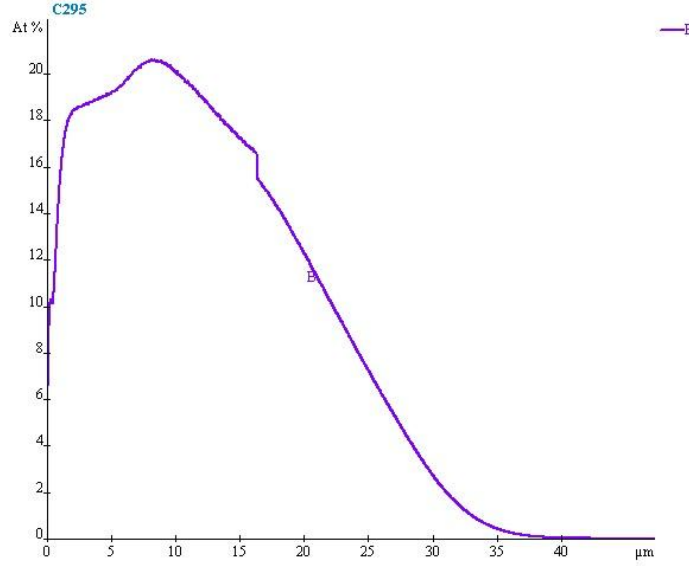


Şekil 5.9. 1000 °C’de 5 saat süreyle borlanmış B tipi numuneye ait XRD desenleri

Bu duruma karşın daha önce bahsedildiği üzere %90 Ni konsantrasyonuna sahip Fe-Ni alaşımının 1100 °C’de 5 saat süreyle borlanması sonucu elde edilen Ni₄B₃ fazı farklı kristal formlar içermemektedir. Bu durumun sebebinin Ni içeriğinin fazlar üzerindeki etkisi olduğu düşünülmektedir. Nitekim Uçar vd. (2015) tarafından farklı Ni içeriğine sahip Fe-Ni alaşımlarının borlanması üzerine yapılan bir çalışmada hem ortorombik hem de monoklinik kristal forma sahip Ni₄B₃ fazının oluştuğu ancak Ni içeriğinin artmasıyla bu fazın sadece ortorombik forma indirgeniği bildirilmiştir. Bunun sebebi olarak ise XRD analizlerinde X-ışınlarının çoğunluğunun Ni₆Si₂B ve ortorombik Ni₄B₃ katmanları tarafından soğurulması gösterilmiştir.

Diğer taraftan borlanmış Fe-Ni alaşımlarının yüzeyindeki bor varlığını ve yüzeyden içeriye doğru bor konsantrasyonunun davranışını izlemek için GDOES analizleri yapılmıştır. Şekil 5.10’da 950 °C’de 2 saat süreyle borlanmış %80 Ni içeriğine sahip C tipi Fe-Ni alaşımında oluşan borür tabakasında borun tabaka boyunca elementel miktarını veren GDOES sonucu sunulmuştur. Sözü edilen

numune için beklenildiği üzere yüzeyden içeriye doğru bor konsantrasyonunun azaldığı ve bor difüzyonunun yüzeyden yaklaşık 45 µm kadar içeriye ulaşabildiği anlaşılmaktadır.



Şekil 5.10. 950 °C'de 2 saat süreyle borlanmış C tipi numuneye ait yüzeyde B konsantrasyonunu gösteren yüzde element-derinlik grafiği (GDOES)

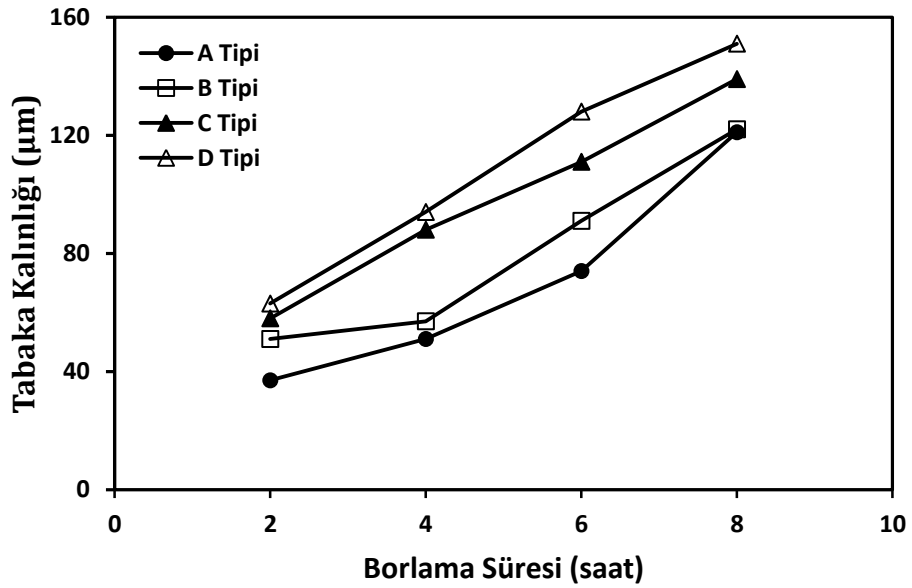
5.2. Tabaka Kalınlığı

Farklı Ni konsantrasyonlarına sahip Fe-Ni alaşımlarının farklı borlama parametreleri ile borlanması sonucu elde edilen tabaka kalınlıkları (tüm fazlar dahil olmak üzere) SEM fotoğrafları üzerinden belirlenmiş olup Çizelge 5.1'de topluca verilmiştir. Borlama sıcaklığı ve borlama süresinin tabaka kalınlığı üzerine etkisi Şekil 5.11 ve Şekil 5.12'de açıkça görülmektedir. Literatürle uyumlu olarak borlama sıcaklığı ve süresinin artması tabaka kalınlıklarını arttırmıştır. Zira borlama sıcaklığı ve süresinin artması atomların hareketliliğini arttıracığından oluşan fazların yüzeyden daha iç noktalara ilerlemesiyle tabaka kalınlığının artması beklenen bir durumdur. Bununla birlikte borlama sıcaklığının (özellikle 900 °C'nin üzerinde) tabaka kalınlığı üzerindeki etkisinin borlama süresine göre daha belirgin olduğunu da söyleyebiliriz. Öte yandan hem Şekil 5.11 hem de Şekil 5.12'de rahatlıkla görüleceği üzere Ni konsantrasyonunun artması tabaka kalınlığını arttırmıştır. Her ne kadar Ni, Cr ve Mo gibi bazı alaşım elementlerinin bor difüzyonu zorlaştırarak tabaka

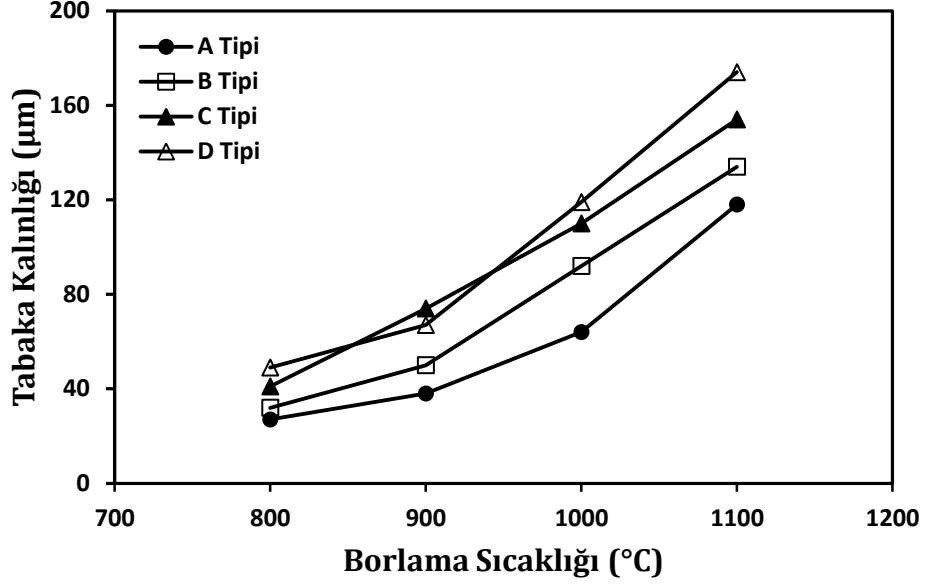
kalınlığını azalttığı (Davis, 2002) bilinse de muhtemelen %30'u aşan yüksek nikel konsantrasyonunun ve borlayıcı ortamda bulunan silisyumun sebep olduğu nikel silisidler (Hunger ve Trute, 1994) sayesinde tabaka kalınlıklarının arttığı düşünülebilir. Benzer şekilde Mu ve arkadaşları (1991) yaptıkları bir çalışmada borlama sıcaklığı ve süresi ile boro-silisid tabakasının kalınlığının arttığını göstermişlerdir.

Çizelge 5.1. Fe-Ni alaşımlarının borlanması ile elde edilen tabaka kalınlıkları

Borlama Parametreleri		Ortalama Tabaka Kalınlıkları (μm)			
		A Tipi	B Tipi	C Tipi	D Tipi
5 saat	800 °C	27	32	41	49
	900 °C	38	50	74	67
	1000 °C	64	92	110	119
	1100 °C	118	134	154	174
950 °C	2 saat	37	51	58	63
	4 saat	51	57	88	94
	6 saat	74	91	111	128
	8 saat	121	122	139	151



Şekil 5.11. 950 °C'de borlanmış Fe-Ni alaşımlarında borlama süresinin tabaka kalınlığı üzerine etkisi



Şekil 5.12. 5 saat süreyle borlanmış Fe-Ni alaşımlarında borlama sıcaklığının tabaka kalınlığı üzerine etkisi

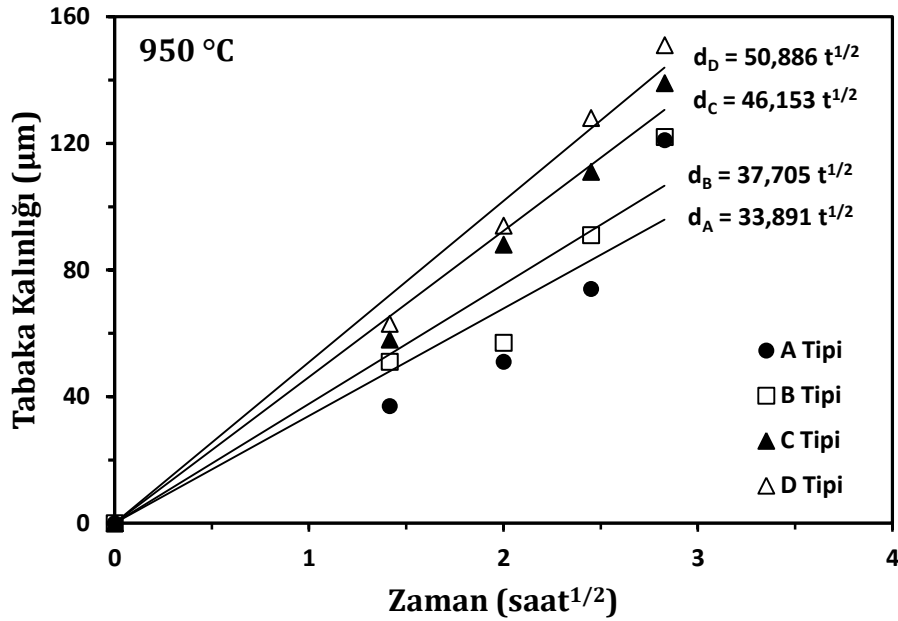
5.3. Kinetik Analiz

Borlama, bor atomlarının katıhal difüzyonuna dayalı termokimyasal bir işlemdir ve iyi bilinir ki difüzyon olayında atomların hareket edebilmeleri için ilave enerjiye ihtiyaç vardır. Difüzyon olayının başlayabilmesi için gerekli bu enerjiye aktivasyon enerjisi denir. Bu bölümde Fe-Ni alaşımlarında borlama sıcaklığının ve süresinin borür tabakasının büyüme kinetiği üzerindeki etkisi araştırılmış ve aktivasyon enerjileri hesaplanmıştır.

Borlama işlemi ile elde edilen tabakaların büyüme kinetiği borun malzeme yüzeyine difüzyonu ile kontrol edilir. Dolayısıyla bor atomlarının difüzyonu ile oluşan tabakanın kalınlığını tahmin etmek için borlama sıcaklığı ve borlama süresi gibi parametrelerinin bilinmesi gerekir. Bu bağlamda literatürde bildirilen tabaka kalınlığının borlama süresi ile olan ilişkisi parabolik bir büyüme eğilimi gösterir ve Denklem 5.1 ile verilir.

$$d^2 = Kt \quad (5.1)$$

Burada d tabaka kalınlığını (m), t borlama süresini (s) ve K borlama sıcaklığı için büyüme hızı sabitini (m^2/s) ifade eder (Güneş vd., 2015; Uçar vd., 2020). Buradan hareketle 950 °C’de borlanmış Fe-Ni alaşımlarında oluşan tabaka kalınlıklarının (d) zamana (t) bağlılığı Şekil 5.13’de gösterilmiştir. Görüleceği üzere tabaka kalınlıklarının borlama süresi ile olan ilişkisi paraboliktir ve bu bize tabaka boyunca atomların difüzyonu ile işlemin kontrol edilebileceğini göstermektedir. Nitekim borlama süresi ne kadar uzun olursa tabaka kalınlığı o kadar kalın olacaktır. Bununla birlikte Ni konsantrasyonunun artmasıyla büyüme hızı sabitinin arttığı yine Şekil 5.13’de açıkça görülmektedir. Diğer yandan literatürde aynı borlama süreleri için sıcaklığın artmasıyla büyüme hızı sabitinin arttığı bildirilmektedir (Şen vd., 2005; Kayalı ve Yalçın, 2020; Zouzou vd., 2020).



Şekil 5.13. Farklı Ni konsantrasyonunun sahip Fe-Ni alaşımları için $(d - \sqrt{t})$ diyagramı

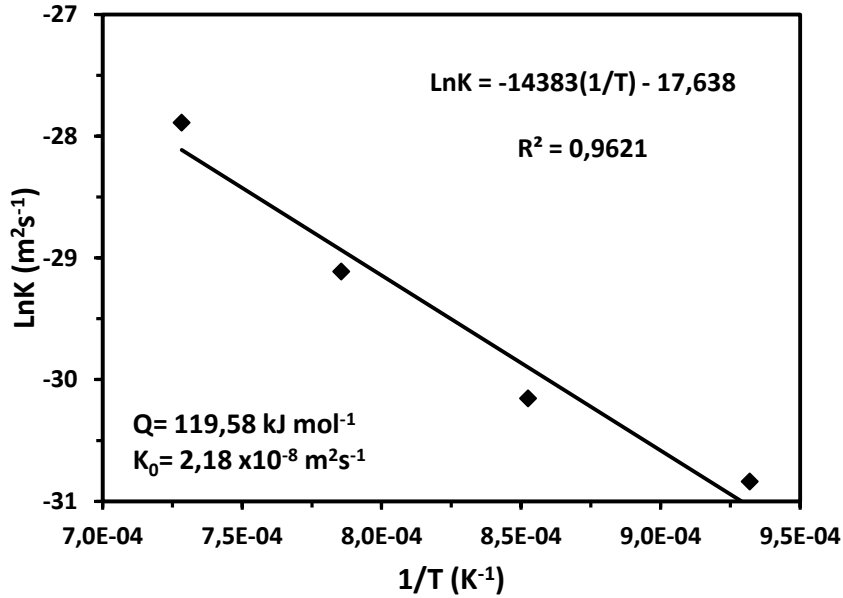
Büyüme hızı sabiti ile borlama sıcaklığı arasındaki ilişki Arrhenius eşitliği ile verilmektedir (Denklem 5.2).

$$K = K_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (5.2)$$

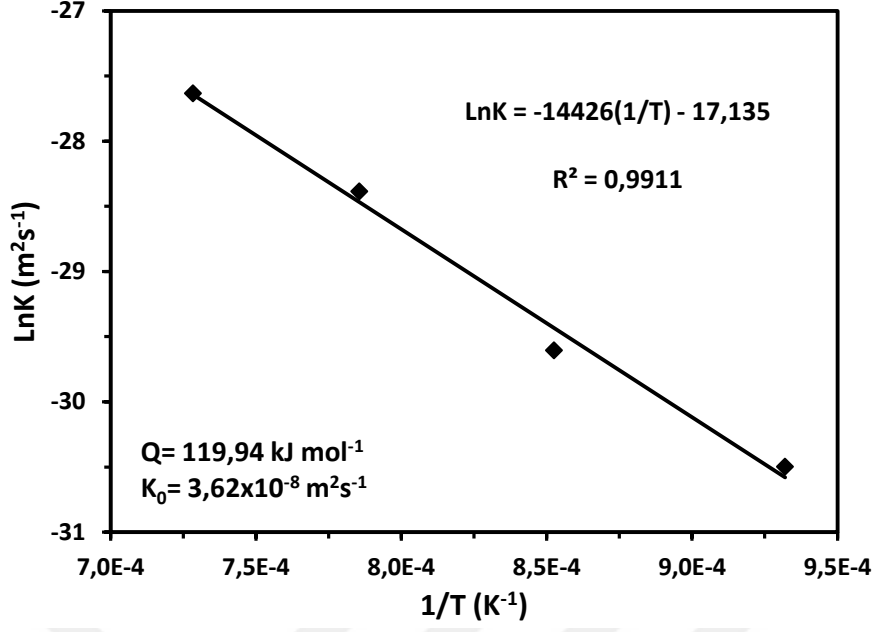
Burada K_0 işlemin deneysel koşullarına bağlı çarpışma faktörü (m^2/s), T borlama sıcaklığı (K), Q aktivasyon enerjisi (J/mol) ve R evrensel gaz sabitidir (8,314 J/(mol·K)). Aktivasyon enerjisinin hesaplanabilmesi için Denklem 5.2'den Denklem 5.3 elde edilir ve $\ln K$ 'nın $1/T$ 'ye göre grafiği çizilir. Çizilen grafiğinin eğimi bize aktivasyon enerjisini verir (Kaouka vd., 2013).

$$\ln K = \ln K_0 - \frac{Q}{RT} \quad (5.3)$$

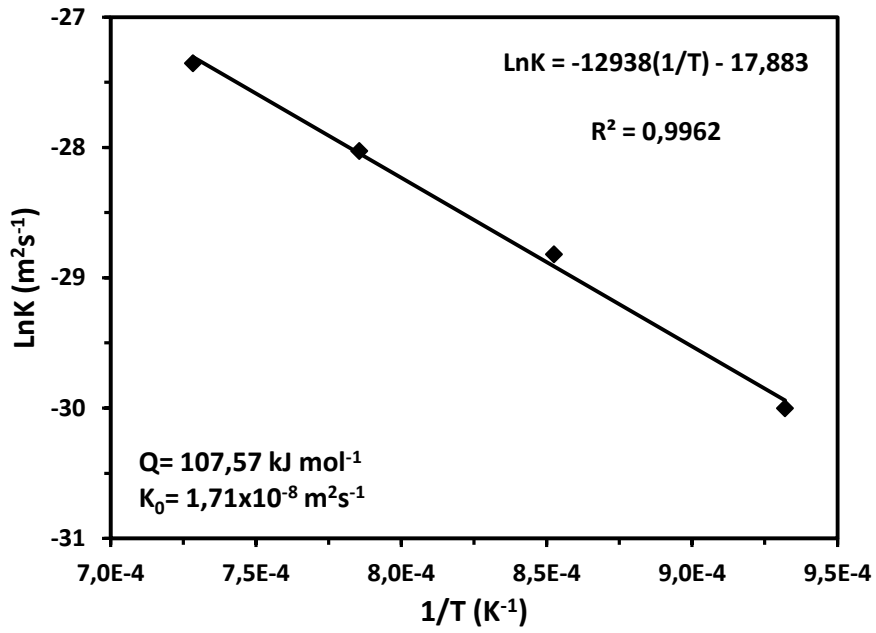
Şekil 5.14, 5.15, 5.16 ve 5.17 farklı sıcaklıklarda 5 saat süreyle borlanmış sırasıyla A, B, C ve D tipi Fe-Ni alaşımlarına ait Arrhenius eşitliği kullanılarak elde edilen grafikleri göstermektedir (Denklem 5.3). Dolayısıyla tabaka kalınlıkları yardımıyla $\ln K$ -($1/T$) grafikleri çizilmiş ve buradan hareketle K büyüme hızı sabiti, K_0 çarpışma faktörü ve Q aktivasyon enerji değerleri hesaplanmış olup Çizelge 5.2'de birlikte sunulmuştur.



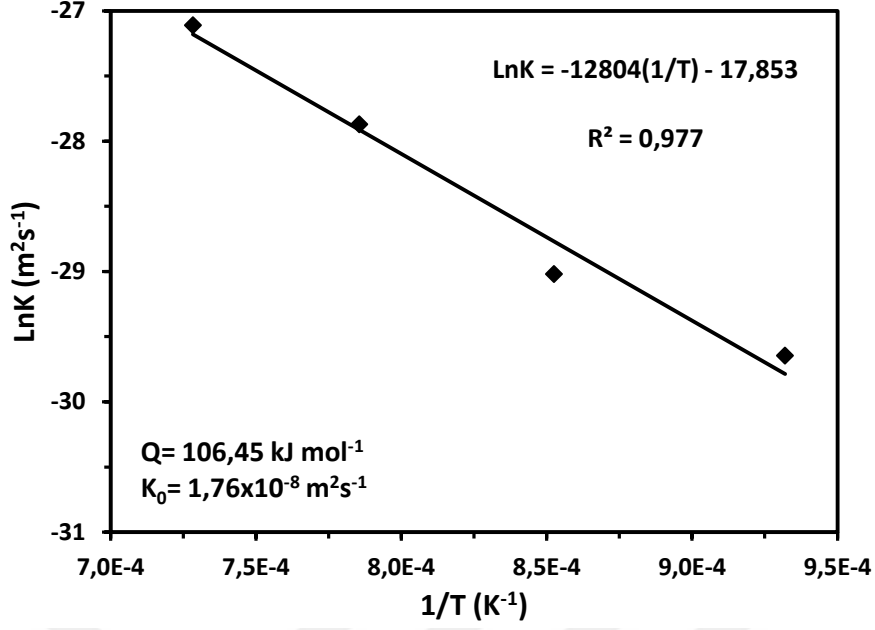
Şekil 5.14. 5 saat süreyle borlanmış A tipi Fe-Ni alaşımları için büyüme hızı sabiti ile borlama sıcaklığı arasındaki Arrhenius ilişkisi



Şekil 5.15. 5 saat süreyle borlanmış B tipi Fe-Ni alaşımları için büyüme hızı sabiti ile borlama sıcaklığı arasındaki Arrhenius ilişkisi



Şekil 5.16. 5 saat süreyle borlanmış C tipi Fe-Ni alaşımları için büyüme hızı sabiti ile borlama sıcaklığı arasındaki Arrhenius ilişkisi



Şekil 5.17. 5 saat süreyle borlanmış D tipi Fe-Ni alaşımları için büyüme hızı sabiti ile borlama sıcaklığı arasındaki Arrhenius ilişkisi

Borlanmış malzemeler için hesaplanan aktivasyon enerjilerinin malzeme içeriğine, borlama yöntem ve parametrelerine, ortamın bor potansiyeline, borür tabakasının morfolojisine ve malzemenin geçmişine sıkı sıkıya bağlı olduğu bilinmektedir (Campos vd., 2005; Bouarour vd., 2014; Keddani ve Kulka, 2020). Bu çalışmada Ekabor3 ticari tozları kullanılarak katı borlama yöntemi ile borlanmış Fe-Ni alaşımlarının aktivasyon enerjilerinin Ni konsantrasyonuna bağlı olarak 106,45 ile 119,94 kJ/mol aralığında değiştiği belirlenmiştir. Elde edilen sonuçlar literatürde bazı ikili alaşımların borlanması ile elde edilen aktivasyon enerji değerleri ile karşılaştırılmıştır. Örneğin Fe-Mn alaşımları için 116,06 ile 122,94 kJ/mol (Bekteş vd., 2010b), Ni-Mg alaşımları için ise 136,506 ile 158,843 kJ/mol (Yıldız vd., 2020) aralıklarında aktivasyon enerjisi değerleri elde edilmiştir. Nikel 201 alaşımı üzerine yapılan başka bir çalışmada ise aktivasyon enerjisi 203,87 kJ/mol olarak bildirilmiştir (Güneş vd., 2015).

Çizelge 5.2'de görüldüğü üzere Ni konsantrasyonunun artmasıyla aktivasyon enerjisi azalmaktadır. Bu durumla ilişkili olarak Brakman vd. (1989) tarafından yapılan bir çalışmada %4 ve %10 Ni içeriğine sahip borlanmış Fe-Ni alaşımlarının aktivasyon enerjileri bu çalışmada sunulandan daha yüksek

bildirilmiştir. Dolayısıyla Fe-Ni alaşımlarında artan Ni konsantrasyonu ile birlikte difüzyon için gerekli enerji engelini daha kolay aşılabilirdiğini söyleyebiliriz.

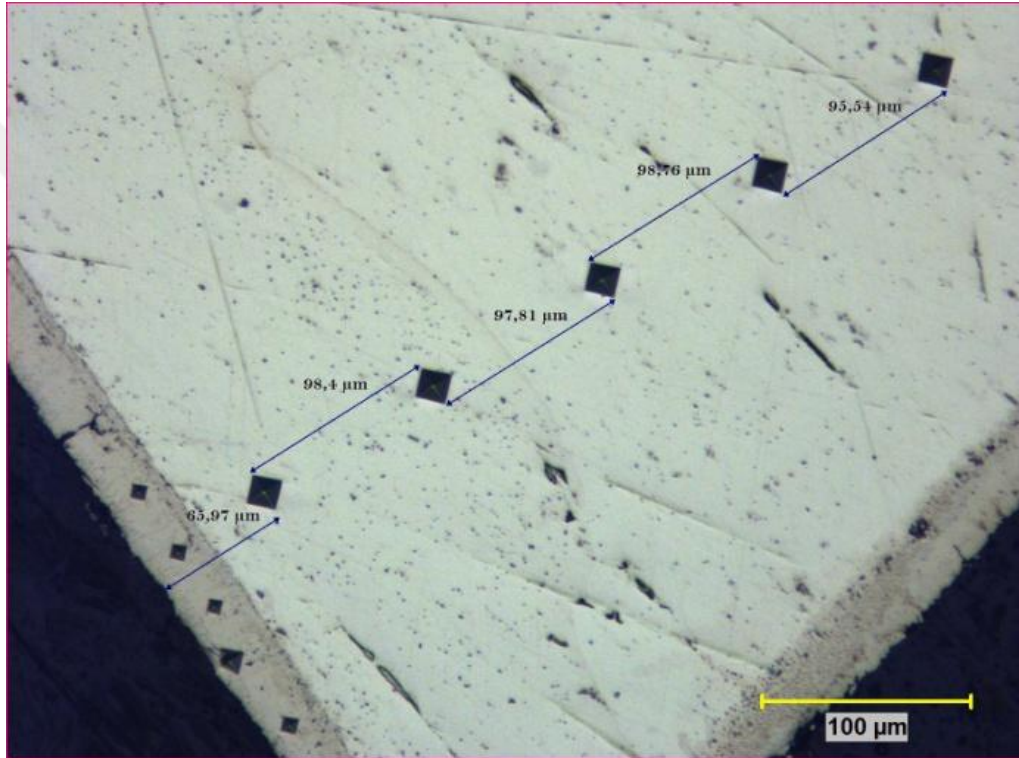
Bununla birlikte beklenildiği gibi borlama ile oluşan tabakaların büyüme hızını gösteren K değerleri işlem sıcaklığının artmasıyla artmıştır. K_0 değerleri ise birbirine oldukça yakın değerler olarak hesaplanmıştır.

Çizelge 5.2. Borlanmış Fe-Ni alaşımları için hesaplanan K, K_0 ve Q değerleri

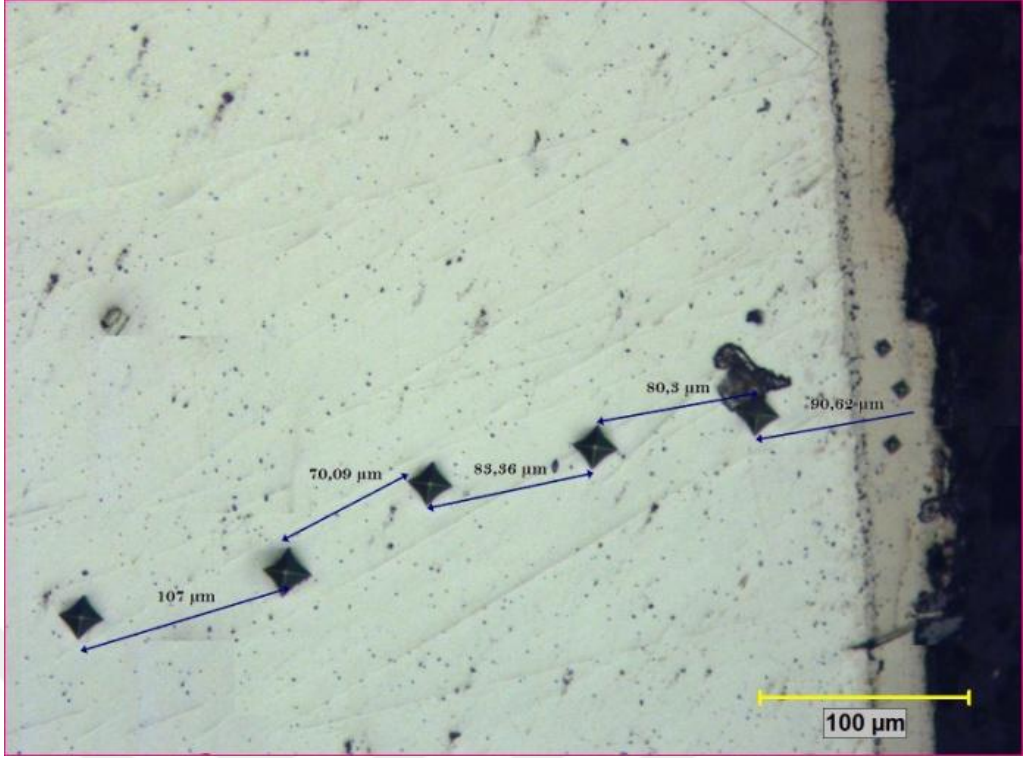
Malzeme	Sıcaklık T(°C)	Büyüme Hızı Sabiti K(m ² /s)	Çarpışma Faktörü K_0 (m ² /s)	Aktivasyon Enerjisi Q(kJ/mol)
A Tipi	800	4,05x10 ⁻¹⁴	2,18 x10 ⁻⁸	119,58±4,53
	900	8,02x10 ⁻¹⁴		
	1000	2,28 x10 ⁻¹³		
	1100	7,74 x10 ⁻¹³		
B Tipi	800	5,69 x10 ⁻¹⁴	3,62 x10 ⁻⁸	119,94±1,06
	900	1,39 x10 ⁻¹³		
	1000	4,70 x10 ⁻¹³		
	1100	9,98 x10 ⁻¹³		
C Tipi	800	9,34 x10 ⁻¹⁴	1,71 x10 ⁻⁸	107,57±0,4
	900	3,04 x10 ⁻¹³		
	1000	6,72 x10 ⁻¹³		
	1100	1,32 x10 ⁻¹²		
D Tipi	800	1,33 x10 ⁻¹³	1,76 x10 ⁻⁸	106,45±2,44
	900	2,49 x10 ⁻¹³		
	1000	7,87 x10 ⁻¹³		
	1100	1,68 x10 ⁻¹²		

5.4. Mikro Sertlik Ölçümleri

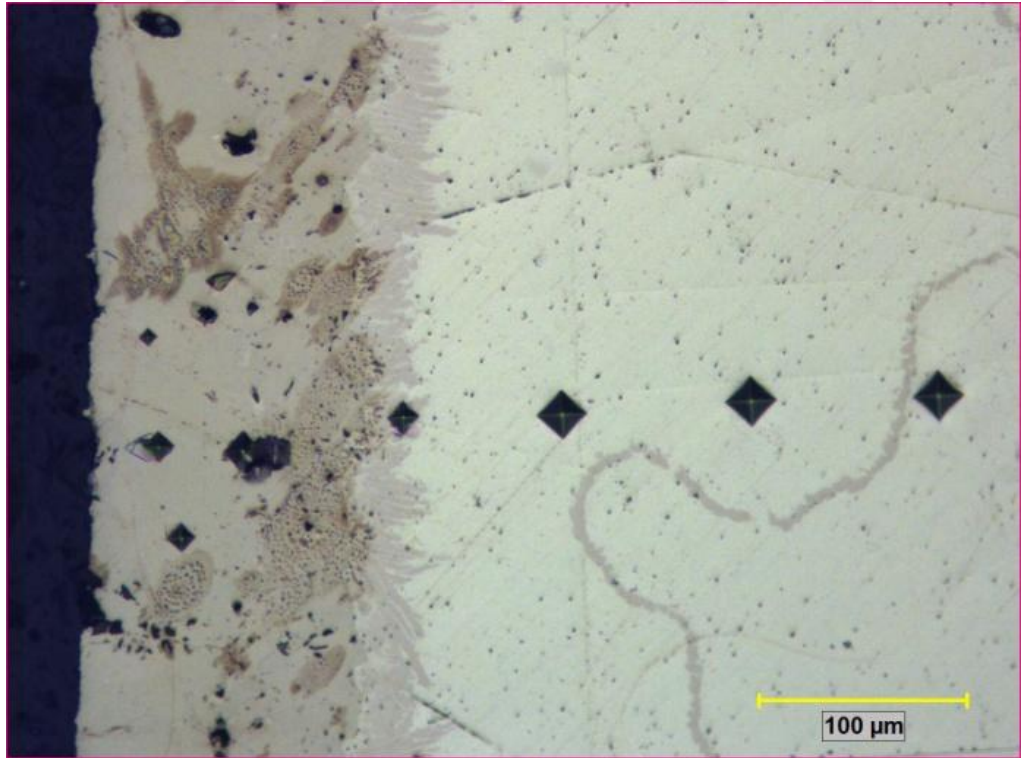
Borlanmış Fe-Ni alaşımlarının mekanik özelliklerini belirlemek için hızlı bir karşılaştırmalı dayanım testi olan mikro sertlik ölçümleri yapılmıştır. Bu amaçla farklı Ni konsantrasyonlarına sahip Fe-Ni alaşımlarının farklı sıcaklık ve sürelerde borlanmasıyla oluşan tabakaların yüzeyden ana matrise doğru sertlik değerleri Şekil 5.18, 5.19 ve 5.20’de örnekleri görülen Vickers mikro sertlik izlerinden hareketle tayin edilmiştir.



Şekil 5.18. 800 °C’de 5 saat süreyle borlanmış B tipi Fe-Ni alaşımının kesit boyu elde edilen Vickers mikro sertlik izleri

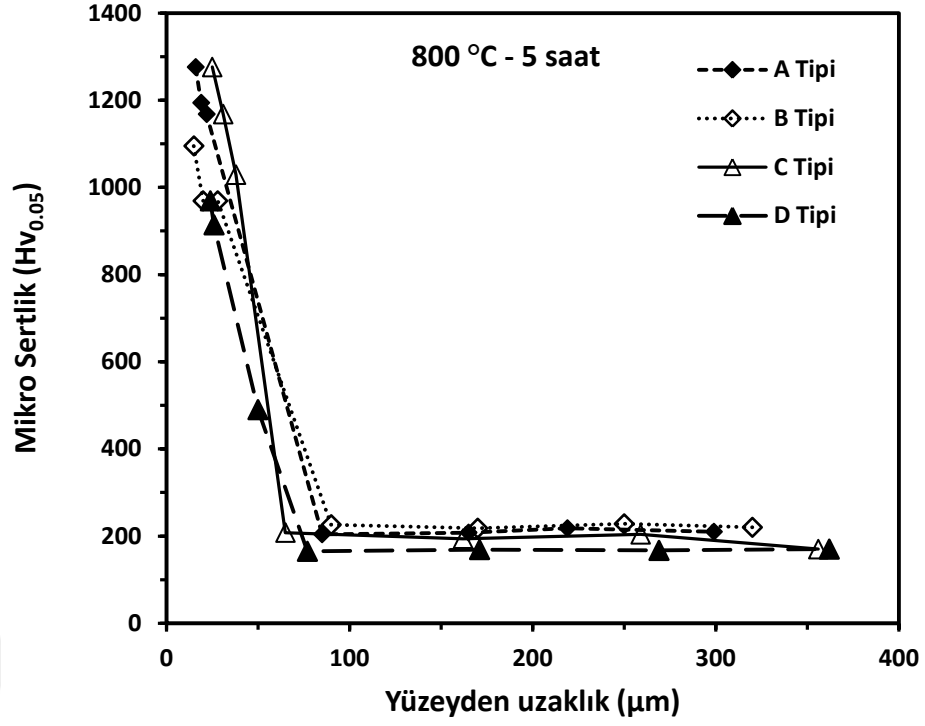


Şekil 5.19. 800 °C'de 5 saat süreyle borlanmış C tipi Fe-Ni alaşımının kesit boyu elde edilen Vickers mikro sertlik izleri

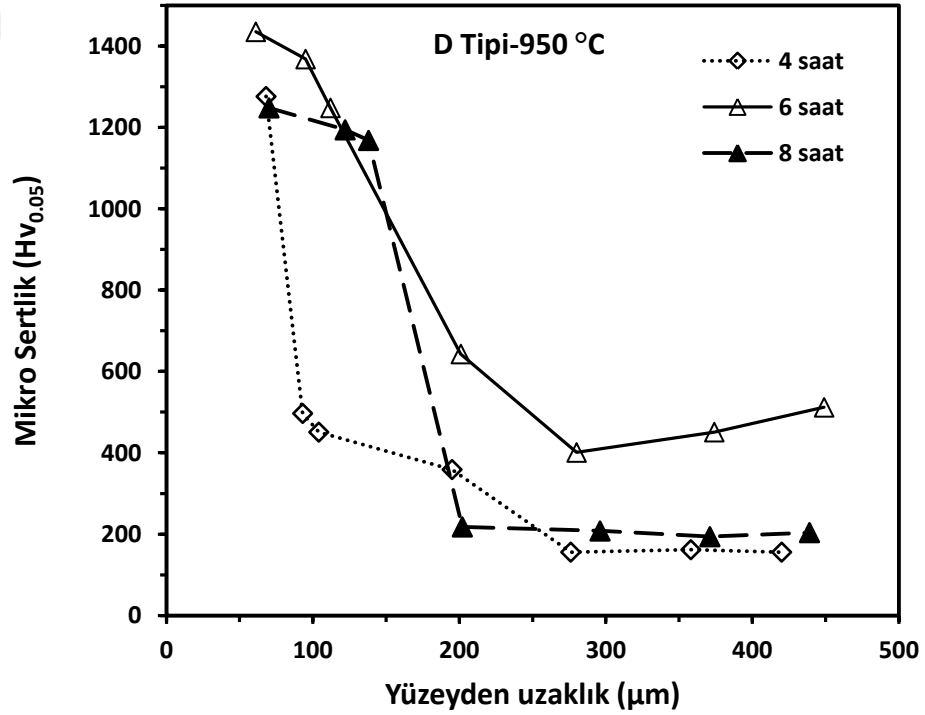


Şekil 5.20. 950 °C'de 4 saat süreyle borlanmış D tipi Fe-Ni alaşımının kesit boyu elde edilen Vickers mikro sertlik izleri

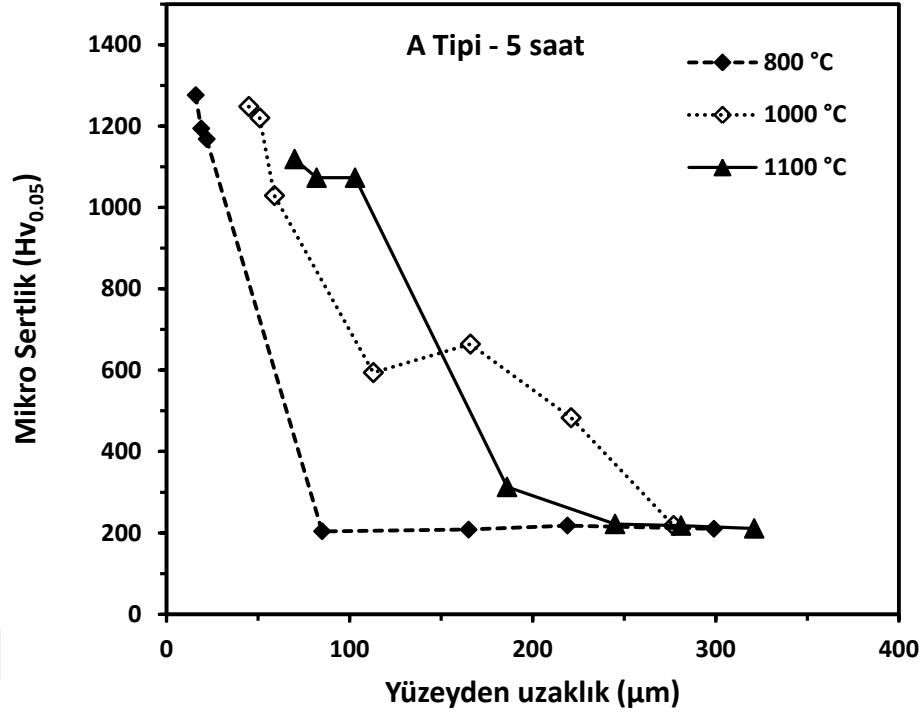
Şekil 5.21'de 800 °C'de 5 saat süreyle borlanmış Fe-Ni alaşımlarının yüzeyden ana matrise doğru ölçülen Vickers mikro sertlik değerleri gösterilmiştir. Literatürde borlama ile elde edilen tabaka sertliklerinin borlama parametrelerine ve oluşan fazlara bağlı olduğu bildirilmektedir. Bu çalışmada elde edilen tabakaların mikro sertlik değerleri ana matrise göre ciddi miktarda artmış olmakla birlikte Ni konsantrasyonunun farklı sertlik değerleri sergilediği görülmüştür. Bunu sebebi borlama ile elde edilen tabakaların nikel silisid ve boro-silisidler içeren çok fazlı bir yapıya sahip olmalarıdır. Bununla birlikte Şekil 5.21'den anlaşılacağı gibi dar geçiş bölgesi ve yüksek sertlik gradyanı, oluşan tabakaların SEM fotoğraflarıyla örtüşecek şekilde kompakt yapıda olduklarına işaret etmektedir. Diğer yandan Şekil 5.22'de borlama süresine, Şekil 5.23'de ise borlama sıcaklığına göre elde edilen mikro sertlik değerleri görülmektedir. Her ne kadar borlama sıcaklığı ve süresinin sertliği arttırdığı bilinse de bu çalışmada farklı sertlik değerleri elde edilmiştir. Bu tür yüzey sertliği değerleri tabakada oluşan nikel silisid ve/veya boro-silisidlerin baskın olduğunu göstermektedir. Yakın zamanda yapılan bir çalışmada Ni bazlı alaşımların borlanmasında SiC içeren bor sağlayıcıların kullanılmasının sertlik değerlerini düşürdüğü bildirilmiş olup bu durumun sebebi ise gözenekli nikel silisidlerin varlığına bağlanmıştır (Makuch, 2021). Dolayısıyla bazı numunelerin borlanması ile oluşan gözenekli yapının varlığı mikro sertliklerdeki bu karmaşık durumu ortaya çıkarmış olabilir. Borlanan numuneler içerisinde en yüksek yüzey sertlik değeri 6 saat süreyle 950 °C'de borlanan D tipi Fe-Ni alaşımında ve ortalama 1350 $H_{V0.05}$ olarak tespit edilmiştir.



Şekil 5.21. 800 °C'de 5 saat süreyle borlanmış Fe-Ni alaşımlının kesit boyu elde edilen Vickers mikro sertlik değerleri



Şekil 5.22. 950 °C'de farklı sürelerde borlanmış D tipi Fe-Ni alaşımlının kesit boyu elde edilen Vickers mikro sertlik değerleri



Şekil 5.23. 5 saat süreyle farklı sıcaklıklarda borlanmış A tipi Fe-Ni alaşımının kesit boyu elde edilen Vickers mikro sertlik değerleri

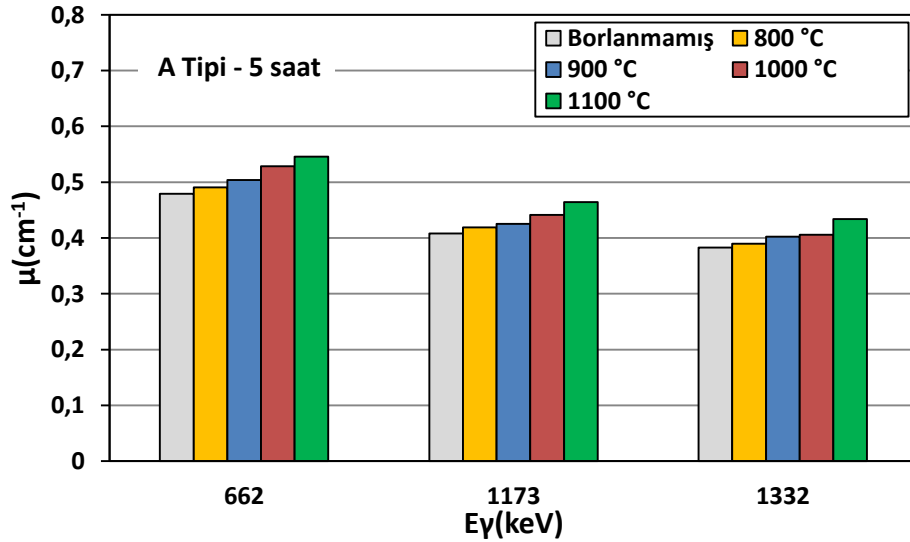
5.5. Radyasyon Soğurma Katsayısı Hesaplamaları

Borlanmış Fe-Ni alaşımlarının radyasyon zırlama özelliklerini belirlemek için 662 keV, 1173 keV ve 1332 keV enerjili gama ışını yayan ⁶⁰Co ve ¹³⁷Cs kaynaklar kullanılmıştır. Gama spektroskopisi ve MAESTRO-32 yazılımı ile elde edilen veriler ışığında Denklem 4.1 kullanılarak soğurma (zayıflatma) katsayısı μ değerleri hesaplanmıştır. Çizelge 5.3'de farklı sıcaklık ve sürelerde borlanmış A ve C tipi Fe-Ni alaşımları için hesaplanan soğurma katsayısı değerleri birlikte verilmiştir.

Şekil 5.24'de A tipi Fe-Ni alaşımlarının soğurma katsayılarının borlama sıcaklığına ve radyasyon enerjisine bağlı olarak değişimi gösterilmiştir. A tipi Fe-Ni alaşımlarında en yüksek soğurma katsayısı tüm enerji değerleri için 1100 °C'de borlanan numuneye aittir. Bununla birlikte her bir enerji değeri için borlama sıcaklığının artmasıyla soğurma katsayısının arttığı görülmektedir.

Çizelge 5.3. Borlanmış Fe-Ni alaşımlarının soğurma katsayısı değerleri

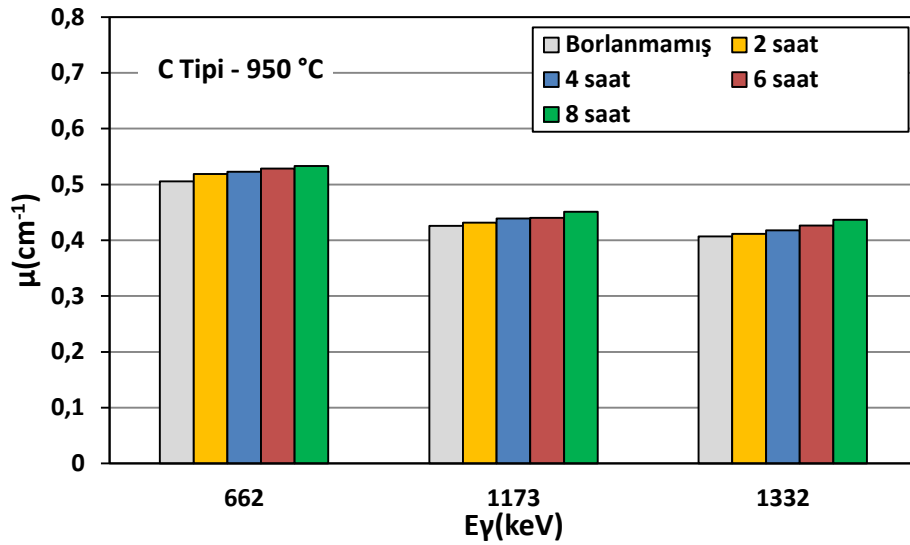
Malzeme	Borlama Parametreleri		Soğurma Katsayısı $\mu(\text{cm}^{-1})$		
			662 keV	1173 keV	1332 keV
A Tipi	Borlanmamış		0,4789	0,4078	0,3825
	5 saat	800 °C	0,4907	0,4191	0,3894
		900 °C	0,5035	0,4254	0,4020
		1000 °C	0,5286	0,4415	0,4058
		1100 °C	0,5454	0,4643	0,4338
C Tipi	Borlanmamış		0,5053	0,4255	0,4071
	950 °C	2 saat	0,5188	0,4315	0,4112
		4 saat	0,5227	0,4391	0,4175
		6 saat	0,5285	0,4402	0,4264
		8 saat	0,5329	0,4508	0,4368



Şekil 5.24. Farklı sıcaklıklarda 5 saat süreyle borlanmış A tipi Fe-Ni alaşımlarının soğurma katsayısı sonuçları

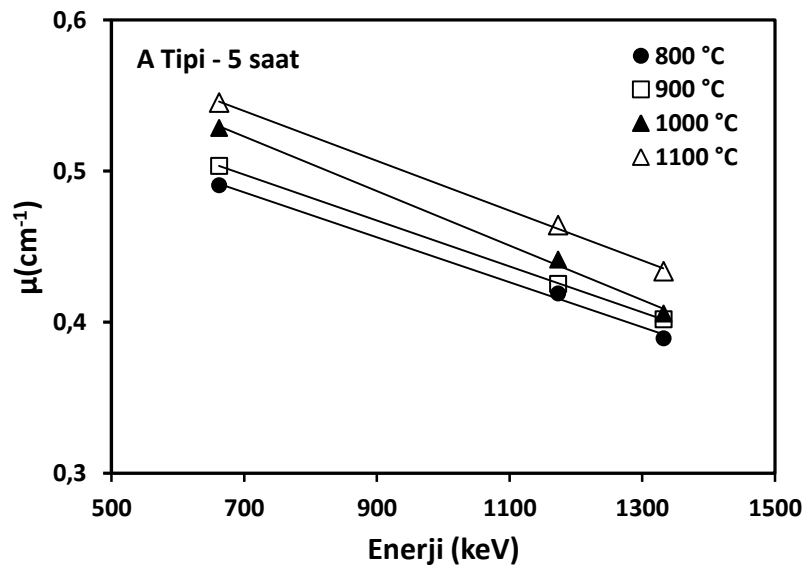
Şekil 5.25'de ise C tipi Fe-Ni alaşımlarının soğurma katsayılarının borlama süresine ve radyasyon enerjisine bağlı olarak değişimi gösterilmiştir. C tipi Fe-Ni alaşımlarında en yüksek soğurma katsayısı tüm enerji değerleri için 8 saat

süreyle borlanan numuneye aittir. Bununla birlikte her bir enerji değeri için borlama süresinin artmasıyla soğurma katsayısının arttığı görülmektedir.

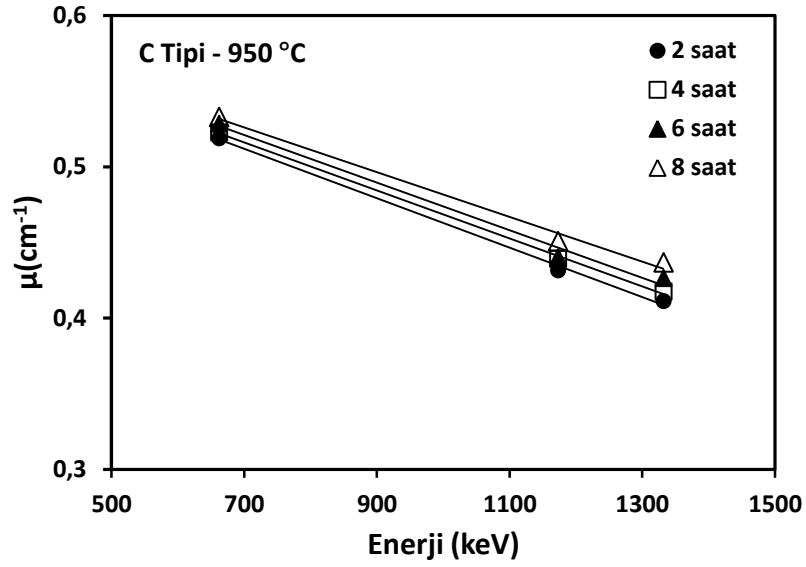


Şekil 5.25. Farklı sıcaklıklarda 5 saat süreyle borlanmış A tipi Fe-Ni alaşımlarının soğurma katsayısı sonuçları

Şekil 5.24 ve 5.25 birlikte değerlendirildiğinde μ soğurma katsayısı değerlerinin radyasyonun enerjisine bağlı olduğunu ve radyasyon enerjisinin artmasıyla azaldığını rahatlıkla söyleyebiliriz. Şekil 5.26 ve 5.27'de soğurma katsayısı ile radyasyon enerjisi arasında lineer bir ilişki olduğu gösterilmiştir.

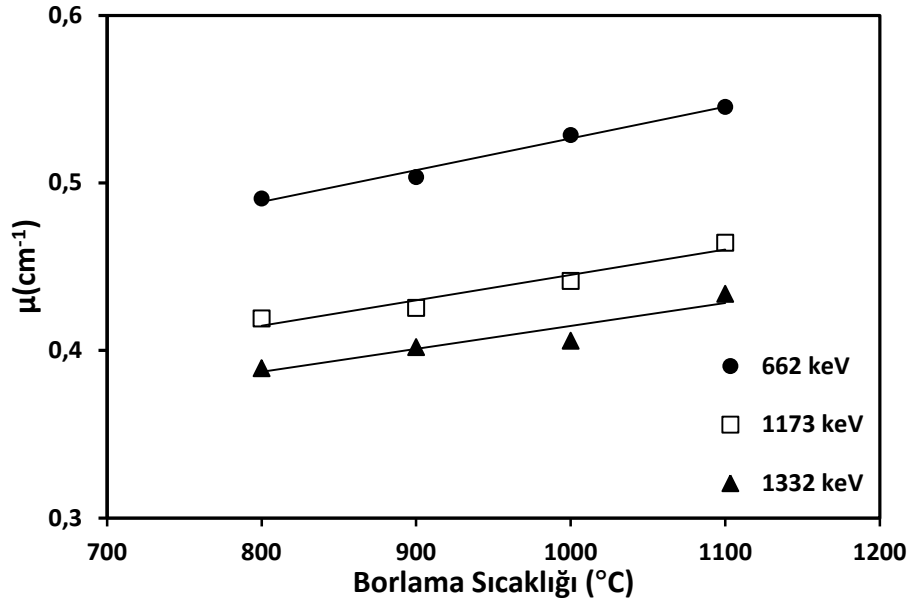


Şekil 5.26. Borlanmış A Tipi Fe-Ni alaşımlarının radyasyon soğurma katsayısı değerlerinin enerji ile değişimi

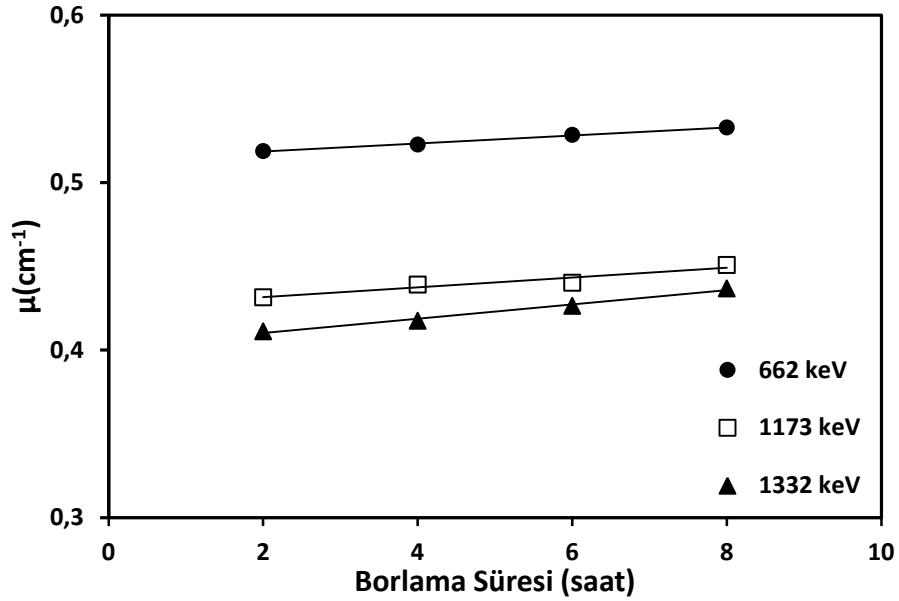


Şekil 5.27. Borlanmış C Tipi Fe-Ni alaşımlarının radyasyon soğurma katsayı değerlerinin enerji ile değişimi

Öte yandan borlanmış Fe-Ni alaşımlarının borlanmamış olanlardan daha yüksek soğurma katsayısına sahip oldukları görülmektedir. Literatürde radyasyon zırlama konusunda bir alternatif olarak borun kullanıldığı çalışmalar mevcuttur (Akkurt vd., 2011a; Kharita vd., 2011; Çalık vd., 2013b). Borun bu etkisi borlama parametrelerinde de kendisini göstermiştir. Nitekim borlama sıcaklığının ve süresinin artması soğurma katsayı değerlerini arttırmıştır. Bu durum borlama işlemi ile oluşan tabakaların kalınlıkları ve içerdiği fazlarla açıklanabilir. Öyle ki, bu çalışmada da daha önce bahsedildiği üzere artan borlama sıcaklığı ve süresi bor difüzyonuna bağlı olarak tabaka kalınlıklarını arttırmıştır. Ayrıca Fe-Ni alaşımların borlanması ile elde ettiğimiz nikel borürlerin, demir borürlerin ve boro-silisidlerin borlama sıcaklığı ve süresiyle ilişkili olduğu açıktır. Dolayısıyla borlama sıcaklığının ve süresinin artması bor içeriğini arttırdığından soğurma katsayılarının da bu doğrultuda arttığı söylenebilir. Özetle borlanmış Fe-Ni alaşımlarının radyasyon soğurma katsayılarının radyasyonun enerjisine ve bor yoğunluğu ile ilişkili olarak borlama parametrelerine bağlı olduğu anlaşılmaktadır. Bu bağlamda borlanmış Fe-Ni alaşımlarının soğurma katsayılarının borlama sıcaklığı ile olan ilişkisi Şekil 5.28’de, borlama süresi olan ilişkisi ise Şekil 5.29’da gösterilmiştir.



Şekil 5.28. Borlanmış A tipi Fe-Ni alaşımlarının soğurma katsayılarının borlama sıcaklığı ve radyasyon enerjisi ile değişimi



Şekil 5.29. Borlanmış C tipi Fe-Ni alaşımlarının soğurma katsayılarının borlama süresi ve radyasyon enerjisi ile değişimi

Şekil 5.24 ve Şekil 5.25 dikkatlice incelendiğinde artan Ni konsantrasyonunun soğurma katsayılarını arttırdığı görülebilir. Literatürde soğurma katsayısının malzemelerin kimyasal bileşimine bağlı olduğu bildirilmektedir. Bu çalışmada da Fe-Ni alaşımlarının soğurma katsayılarının borlama işlemi ile birlikte malzemenin konsantrasyonuna da bağlı olduğu anlaşılmıştır.

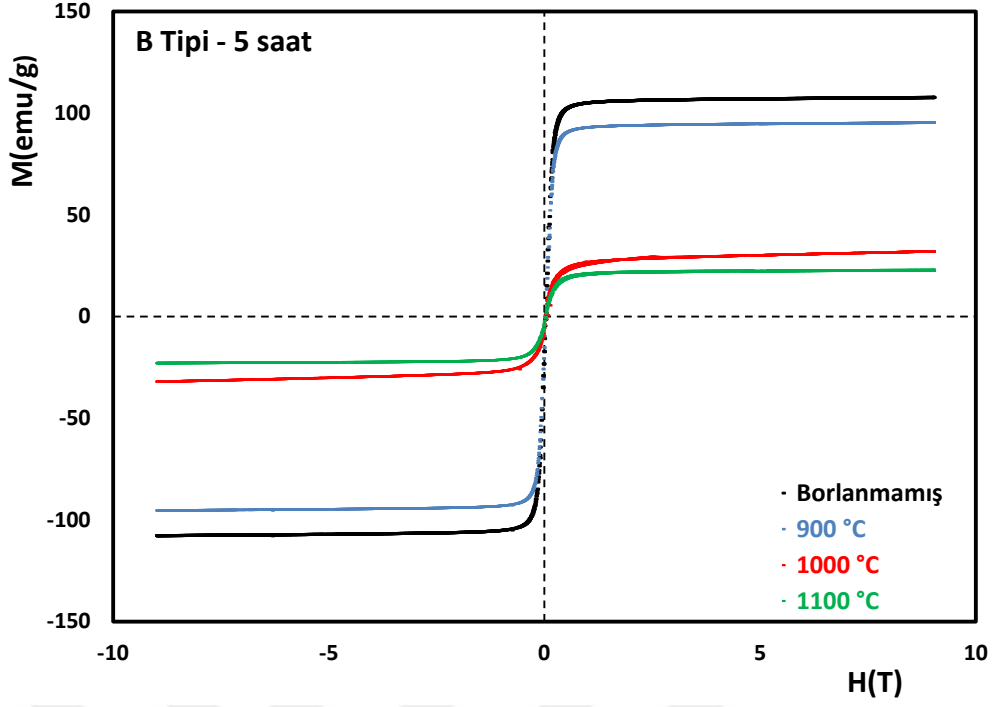
Diğer taraftan Akkurt vd. (2011b) tarafından yapılan bir çalışmada saf kurşunun soğurma katsayısını $0,618 \text{ cm}^{-1}$ olarak bildirilmiştir. Bu çalışmada elde edilen veriler kurşunun soğurma katsayısı ile kıyaslandığında, borlanmış Fe-Ni alaşımlarının radyasyon zırlama özelliklerinin uygun konsantrasyonlar ve uygun borlama işlemleri ile saf kurşunun radyasyon zırlama özelliğine yakın bir değere ulaşabileceğini göstermiştir.

5.6. Manyetik Saturasyon Analizleri

Fe-Ni alaşımları yüksek manyetik geçirgenlik ve düşük koersif kuvvet sergileyen yumuşak manyetik malzemeler sınıfına girer. Literatürde alaşımların manyetik özellikleri üzerine birçok çalışma bulunmakla birlikte yüzey işlemlerinin etkisi üzerine olan çalışmalar sınırlı kalmıştır. Bu çalışmada borlanmış Fe-Ni alaşımlarında manyetik saturasyonun (doyum manyetizasyonu) borlama parametrelerinden, tabaka kalınlıklarından, oluşan fazlardan ve malzemenin kimyasal bileşiminden nasıl etkilendiği irdelenmiştir.

Borlanmış Fe-Ni alaşımlarının manyetik özelliklerini belirlemek için M_s manyetik saturasyon değerleri ölçülmüştür. Bu amaçla titreşimli örnek magnetometresi (VSM) kullanılmış olup ölçümler oda sıcaklığında ve ± 7 Tesla manyetik alan aralığında yapılmıştır. Elde edilen veriler ışığında numunelerin M-H grafikleri çizilmiştir.

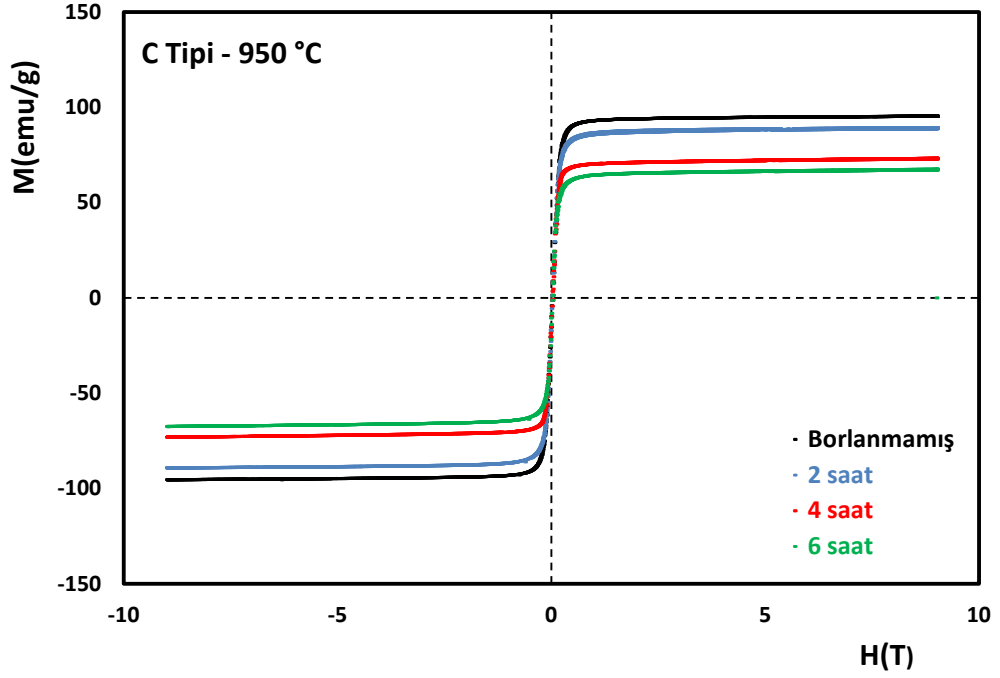
Şekil 5.30'da 5 saat süreyle farklı sıcaklıklarda borlanmış B Tipi Fe-Ni alaşımlarına ait M-H grafikleri gösterilmiştir. Elde edilen manyetik saturasyon değerleri borlanmamış Fe-Ni alaşımına nazaran artan borlama sıcaklığı ile birlikte azalmaktadır. Ayrıca borlama sıcaklığının $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ 'ye ulaşmasıyla manyetik saturasyondaki azalma daha keskin bir hale gelmektedir.



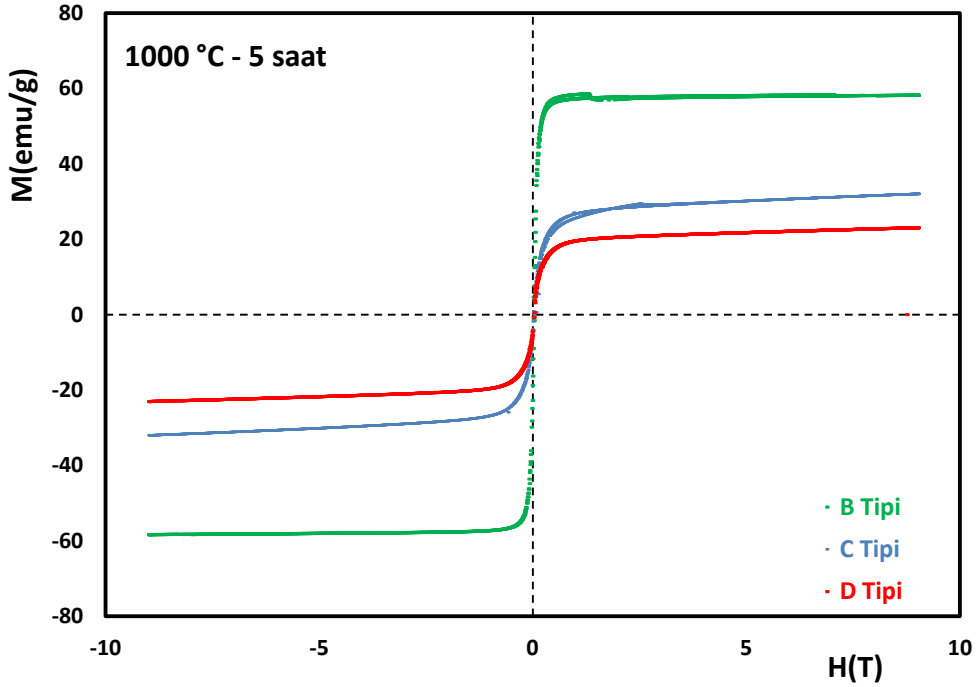
Şekil 5.30. 5 saat süreyle borlanmış B tipi Fe-Ni alaşımlarının borlama sıcaklığına bağlı histerezis döngüleri

Şekil 5.31'de 950 °C sıcaklıkta farklı sürelerde borlanmış C Tipi Fe-Ni alaşımlarına ait M-H grafikleri gösterilmiştir. Elde edilen manyetik saturasyon değerleri borlanmamış Fe-Ni alaşımına nazaran artan borlama süresi ile birlikte yavaşça azalmaktadır.

Şekil 5.32'de ise 1000 °C'de 5 saat süreyle borlanmış farklı Ni konsantrasyonlarına sahip Fe-Ni alaşımlarına ait M-H grafikleri gösterilmiştir. Elde edilen manyetik saturasyon değerleri artan Ni konsantrasyonu ile birlikte azalmaktadır.



Şekil 5.31. 950 °C sıcaklıkta borlanmış C tipi Fe-Ni alaşımlarının borlama süresine bağlı histerezis döngüleri



Şekil 5.32. 1000 °C sıcaklıkta 5 saat süreyle borlanmış C tipi Fe-Ni alaşımlarının Ni konsantrasyonuna bağlı histerezis döngüleri

Borlama parametrelerinin ve malzeme içeriğinin manyetik özellikleri üzerine olana etkisi bilinmektedir (Çalık vd, 2012; Wei vd., 2018; Uçar vd., 2019). Bu bağlamda borlanmış Fe-Ni alaşımlarına ait histerezis döngüleri borlama sıcaklığına, borlama süresine ve Ni konsantrasyonuna bağlı olarak belirlenmiştir. Elde edilen veriler borlamanın manyetik özellikleri ciddi oranda etkilediğini göstermiştir. Borlanmış Fe-Ni alaşımlarında M_s manyetik saturasyon değerlerinin borlama sıcaklığı ve süresinin artmasına bağlı olarak tabaka kalınlıklarının artmasıyla azaldığı tespit edilmiştir. Bu durum tabaka kalınlığının ve tabakayı oluşturan borürler ile diğer fazların M_s üzerindeki etkisini göstermektedir. Nitekim literatürde FeB ve Fe_2B fazlarının saf Fe'den daha düşük manyetizasyon sergiledikleri bildirilmiştir (Ching vd., 1990). Bu çalışmadaki benzer durumun nedeni boro-silisid fazlarının domain sınırlarının hareketini engellemesine bağlanmaktadır. Öte yandan Fe-Nb-B alaşımları üzerine yapılan bir çalışmada artan B miktarının manyetik saturasyonu azalttığı gösterilmiştir (Chabi vd., 2019). Başka bir çalışmada ise FCC yapıdaki Fe-Ni kristal kafesine bor eklenmesinin manyetik momenti azalttığı bildirilmiştir (Kadziolka-Gawel vd., 2010). Anlaşılacağı üzere borlama işleminin Fe-Ni alaşımlarının M_s değerleri üzerindeki azaltıcı etkisi tabaka kalınlığı ve borun difüzyon miktarıyla açıklanabilir. Dolayısıyla borlanmış Fe-Ni alaşımlarının M-H grafikleri literatürün de öngördüğü şekilde göstermiştir ki manyetik saturasyon artan tabaka kalınlığı ve artan bor difüzyonu ile azalmaktadır. Diğer taraftan borlanmış Fe-Ni alaşımlarında Ni konsantrasyonunun artması da manyetik saturasyonu azaltmıştır. Bununla ilgili olarak Fe-Ni ikili alaşımlarında artan Ni içeriğinin manyetik saturasyonu azalttığına dair bilgiler literatürde mevcuttur (Li vd., 1997). Bu çalışmada artan Ni içeriği ile M_s 'nin azalması borlanmış Fe-Ni alaşımlarında alt tabakada Fe'in seyrelmesine ve üst tabakada daha düşük manyetik momente sahip fazlarının oluşumuna bağlanmaktadır.

6. SONUÇ VE ÖNERİLER

Borlama işlemi metalik malzemelerin hizmet ömrünü ve performanslarını arttırmak için kullanılan termokimyasal bir yüzey iyileştirme işlemidir. Bu işlem ile yüksek yüzey sertliği, korozyona ve aşınmaya karşı yüksek direnç ve düşük sürtünme katsayısı elde edilebilmektedir. Bu çalışmada farklı Ni konsantrasyonuna sahip Fe-Ni ikili alaşımlarının manyetik ve bazı mekanik özellikleri üzerine borlamanın etkisi araştırılmıştır. Bu amaçla farklı konsantrasyonlarda seçilen Fe-Ni ikili alaşımları farklı sıcaklık ve sürelerde Ekabor3 ticari tozları kullanılarak katı borlama yöntemi ile borlanmıştır. Borlanmış Fe-Ni ikili alaşımlarının yapı-özellik-performans ilişkisinin anlaşılabilmesi için öncelikle yapısal karakterizasyonu SEM, EDS, XRD ve GDOES analizleri ile belirlenmiştir. Ortaya çıkan sonuçların fiziksel etkilerini değerlendirebilmek için ise mikro sertlik, manyetik saturasyon ve radyasyon soğurma katsayısı ölçümleri yapılmıştır.

Borlanmış Fe-Ni alaşımlarının yapısal karakterizasyonunu belirlemek için yapılan analizler neticesinde oluşan tabakalarda Ni_4B_3 , Ni_3B , Fe_2B , Ni_6Si_2B , Ni_2Si ve Ni_6Si_3 fazlarından iki veya daha fazlasını ihtiva eden çok fazlı yapılar olduğu görülmüştür. Dahası nikel silisid ve boro-silisid fazlarının baskın olduğunu söyleyebiliriz. Bunun sebebinin bor sağlayıcı ortamdan gelen Si olduğu anlaşılmaktadır. Nitekim literatürde Ni bazlı alaşımların Si içeren ticari tozlar ile borlanmasının nikel silisidler oluşturacağı ve artan Ni içeriği ile bu durumun daha da baskın hale geleceği bildirilmiş olup bu durumun sebebi olarak ise Ni ile Si'un birbirlerine olan yüksek affinitesi gösterilmiştir (Hunger and Trute, 1994). Sonuç olarak borlanmış Fe-Ni alaşımlarında oluşan fazların alaşımdaki Ni içeriğine de bağlı olarak nikel silisid, boro-silisid, demir borür ve nikel borür gibi farklı fazlardan oluştuğu belirlenmiştir.

Borlama işlemi ile oluşan tabakalar morfolojik açıdan değerlendirildiğinde genel olarak dar geçiş bölgesi ile birlikte kompakt bir yapı gözlemlenmiş olup bazı numenlerde ise gözenekli yapıların oluştuğu görülmüştür. Bununla birlikte tabaka kalınlıkları beklenildiği gibi borlama sıcaklığı ve süresinin artmasıyla

artmıştır. En yüksek tabaka kalınlığı %90 Ni içeriğine sahip D tipi Fe-Ni alaşımının 1100 °C'de 5 saat süreyle borlanması sonucu 174 µm olarak, en düşük tabaka kalınlığı ise 800 °C'de 5 saat süreyle borlanan %60 Ni içeriğine sahip A tipi Fe-Ni alaşımında 27 µm olarak belirlenmiştir. Bu aynı zamanda borlama sıcaklığının borlama süresinden daha etkin olduğu anlamına gelmektedir. Borlama parametrelerinin tabaka kalınlığı üzerindeki etkisine ilave olarak, sonuçlar göstermiştir ki borlanmış Fe-Ni ikili alaşımlarında tabaka kalınlıkları artan Ni içeriği ile artmaktadır.

Bu çalışmada elde edilen tabakaların kalınlıklarıyla ilişkili olarak borlama sıcaklığının ve süresinin büyüme kinetiği üzerine olan etkileri de incelenmiştir. Literatürde belirtilen yöntemler kullanılarak yapılan hesaplamalar neticesinde borlama sıcaklığı ve süresiyle tabaka kalınlıklarının kontrol edilebileceğini gösteren sonuçlar elde edilmiştir. Diğer taraftan iyi bilinir ki borlama, bor atomlarının katıhal difüzyonuna dayanan termokimyasal bir işlemdir ve difüzyon için bir aktivasyon enerjisine ihtiyaç vardır. Bu çalışmada borlanmış Fe-Ni alaşımlarının tabaka kalınlıklarıyla doğrudan ilişkili ve bor atomlarının yapı içerisindeki yayılımlarının bir ölçüsü olan aktivasyon enerjileri hesaplanmış olup Ni konsantrasyonuna bağlı olarak 106,45 ile 119,94 kJ/mol aralığında tespit edilmiştir. Ayrıca artan Ni konsantrasyonunun aktivasyon enerjisini azalttığı görülmüştür. Dolayısıyla yüksek nikelli Fe-Ni ikili alaşımlarında bor difüzyonu için gereken enerji daha az olacağından aynı şartlar altında tabaka kalınlığının nispeten daha fazla olması beklenen bir durumdur.

Sertlik malzemelerin dayanımı ile ilgili olması nedeniyle en önemli mekanik özelliklerden birisi olarak görülür. Bununla birlikte borlama işleminin sağladığı avantajların en başında yüksek yüzey sertliği gelmektedir. Nitekim bu çalışmada da Fe-Ni alaşımlarının borlanmasıyla yüzey sertliğinde ciddi kazanımlar elde edilmiştir. Fe-Ni alaşımlarının borlanmasıyla yüzey sertliğinin 6-7 kata kadar iyileştiği belirlenmiştir. Bu çalışmada elde edilen ortalama yüzey sertlik değerleri 1011 ile 1350 Hv_{0.05} aralığında ölçülmüş olup borlama parametrelerinin tabaka kalınlığı üzerindeki etkisi mikro sertlik değerlerinde gözlemlenememiştir. Bunun sebebinin ise borlama sonucu oluşan tabakalardaki

çok fazlı yapıların olduğu açıktır. Ayrıca bu tür mikro sertlik değerlerinin elde edilmiş olması nikel silisid ve/veya boro-silisid fazlarının baskınlığına işaret etmektedir.

Diğer taraftan literatürde çeliklerin borlanması ile radyasyon zırlama özelliklerinin iyileştirildiğine dair birçok çalışma mevcuttur. Borun bu etkisini Fe-Ni ikili alaşımlarında gözlemek ve radyasyon zırlama malzemesi olarak kullanılıp kullanılmayacağını anlamak için soğurma katsayısı (μ) ölçümleri yapılmıştır. Zira literatürde Fe-Ni alaşımları üzerine bu yönde bir çalışmaya rastlanmamıştır. Bu amaçla Fe-Ni alaşımlarının radyasyon soğurma katsayıları borlama sıcaklığına, süresine ve Ni konsantrasyonuna bağlı olarak tayin edilmiştir. Elde edilen sonuçlar Fe-Ni alaşımlarının soğurma katsayılarının radyasyonun enerjisine, borlama parametrelerine ve Ni içeriğine bağlı olduğunu göstermiştir. Beklenildiği gibi artan borlama sıcaklığı ve süresi μ değerlerini arttırmıştır. Benzer durum Ni konsantrasyonunun artmasıyla da gözlemlenmiştir. Dolayısıyla borlanmış Fe-Ni alaşımlarında elde edilen μ değerlerinin radyasyonun enerjisinin yanı sıra malzemenin yoğunluğuyla da ilgili olduğu, malzemenin bu yoğunluğunun ise borlama sıcaklığı ve süresiyle artan tabaka kalınlıkları ve borun difüzyonuna (borürler ve/veya boro-silisidler) bağlı olduğu anlaşılmıştır. Böylece radyasyon zırlama uygulamaları için yeni bir malzeme test edilmiş olup elde edilen sonuçlar borlanmış Fe-Ni alaşımlarının iyi bir radyasyon zırlama malzemesi olabileceğini göstermiştir.

Son olarak Fe-Ni alaşımlarının manyetik özellikleri üzerine borlamanın etkisini araştırmak için M_s manyetik saturasyon ölçümleri yapılmıştır. Sonuçlar borlamanın M_s üzerine ciddi etkileri olduğunu göstermiştir. Borlama sıcaklığının ve süresinin artması M_s değerlerini azaltmıştır. Bu aynı zamanda tabaka kalınlıklarının artmasıyla M_s 'nin azaldığı anlamına gelir. Bunun sebebi bor içeriğinin M_s üzerindeki azaltıcı etkisi ve tabakalarda oluşan boro-silisid fazlarının domain sınırlarının hareketini engellemesi olarak açıklanmaktadır. Başka bir ifade ile borlama işleminin Fe-Ni alaşımlarının M_s değerleri üzerindeki negatif etkisi tabaka kalınlığı ve borun difüzyon miktarıyla açıklanabilir. Öte yandan borlanmış Fe-Ni alaşımlarında Ni konsantrasyonunun artmasının da

manyetik saturasyonu azalttığı görülmüştür. Bu durum borür tabakasında daha düşük manyetik momente sahip fazların oluşması ve artan Ni miktarının Fe'i seyreltmesi ile açıklanmaktadır.

Sonuç olarak ferromanyetik malzemeler sınıfına giren Fe-Ni ikili alaşımlarının bazı fiziksel özellikleri üzerine borlamanın etkisi araştırılmıştır. Yapılan analizler, ölçümler ve değerlendirmeler neticesinde; Fe-Ni alaşımlarının borlanması ile yüzey sertliklerinin ciddi oranda arttırılabileceği ancak doyum manyetizasyonlarının borlama ile azalacağı gösterilmiştir. Bu sonuçlar her ne kadar manyetik saturasyon açısından dezavantajlı olsa da yüksek sertlik ve yüksek manyetik saturasyon arasında optimum değerlere ulaşılabilir. Ayrıca borlanmış Fe- Ni alaşımlarının uygun konsantrasyonları için doğru borlama parametreleri seçilerek saf kurşuna benzer radyasyon zırhlama özelliği gösterebilecekleri değerlendirilmiştir.

KAYNAKLAR

- Ahmed, S.N., 2015. Physics and Engineering of Radiation Detection (2th ed.). Elsevier Inc., 763p. Amsterdam.
- Akkurt, I., Akyıldırım, H., Çalık, A., Aytar, O.B., Uçar, N., 2011b. Gamma Ray Attenuation Coefficient of Microalloyed Stainless Steel. Arab J Sci Eng, 36, 145-149.
- Akkurt, I., Çalık, A., Akyıldırım, H., 2011a. The Boronizing Effect on the Radiation Shielding and Magnetization Properties of AISI 316L Austenitic Stainless Steel. Nuclear Engineering and Design, 241(1), 55-58.
- Akkurt, İ., Çalık, A., Akyıldırım, H., Mavi, B., 2008. The Effect of Boronizing on the Radiation Shielding Properties of Steel. Z.Naturfors, 63a,445-447.
- Akyıldırım, H., 2011. Ağır Betonların Nükleer Radyasyon Zırhlama Özelliklerinin Araştırılması. Süleyman Demirel Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, 95s, Isparta.
- Altınsoy, İ., Yener, T., Kızılaslan, A., 2016. Investigation of Pack Borided Micro Alloyed Steel. 18th International Metallurgy & Materials Congress, İstanbul, 544-547.
- Anthymidis, K.G., Stergioudis, E., Roussos, D., Zinoviadis, P., Tsipas, D.N., 2002a. Boriding of Ferrous and Non-Ferrous Metals and Alloys in Fluidised Bed Reactor. Surface Engineering, 18(3), 1-5.
- Anthymidis, K.G., Stergioudis, G., Tsipas, D.N., 2002b. Boride Coatings on Non-Ferrous Materials in a Fluidized Bed Reactor and Their Properties. Science and Technology of Advanced Materials, 3, 303-311.
- Araz, S.O., Gumus, H., Bayca, S.U., Aydin, A., 2021. Investigation of Gamma-ray Attenuation Coefficients for Solid Boronized 304L Stainless Steel. Applied Radiation and Isotopes, 170, 1-6.
- Ashby, M., Shercliff, H., Cebon, D., 2007. Materials Engineering, Science, Processing and Design. Elsevier Ltd. Press, 514p. UK.
- Asthana, R., Kumar, A., Dahotre, N.B., 2006. Materials Processing and Manufacturing Science. Elsevier Academic Press, 628p. United States of America.
- Atik, E., Yunker, U., Meriç, C., 2003. The Effects of Conventional Heat Treatment and Boronizing on Abrasive Wear and Corrosion of SAE 1010, SAE 1040, D2 and 304 Steels. Tribology International, 36, 155-161.

- Aytar, Ö.B., 2004. Fe Tabanlı Bazı Alaşımların Mekanik Davranışlarının İncelenmesi. Süleyman Demirel Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 39s, Isparta.
- Aytar, Ö.B., 2012. Borlanmış Düşük Karbonlu Mikro Alaşımlı Çeliklerin Magnetik ve Mekaniksel Özelliklerinin İncelenmesi. Süleyman Demirel Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, 105s, Isparta.
- Bargel, H.J., Schulze, G., 1993. Malzeme Bilgisi Cilt 1. Çev. Güleç, Ş., Aran A. İstanbul Teknik Üniversitesi Yayını, 190s, Gebze.
- Barut, N., Kayalı, Y., 2016. Mikro Dalga Fırında Borlanmış AISI P20 Çeliğinin Korozyon Davranışlarının İncelenmesi. XIV. Uluslararası Korozyon Sempozyumu, 5-7 Ekim, Bayburt, 51-58.
- Basak, T.K., 2012. Electrical Engineering Materials. New Academic Science Limited Press, 192p. UK.
- Başman, G., 2010. AISI 316 L Tipi Paslanmaz Çeliğin Termokimyasal Difüzyon Yöntemi ile Borlanması, Borlama Banyosu Bileşenlerinin Borür Tabakası Özelliklerine Etkisi. İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, 239s, İstanbul.
- Batchelor, A.W., Lam, L.N., Chandrasekaran, M., 2011. Materials Degradation and its Control by Surface Engineering (3th ed.). Imperial College Press (ICP), 403p, London.
- Bayça, S.U., Şahin, S., 2004. Borlama. Mühendis ve Makina. 45(532), 51-59.
- Bekteş, M., Çalık, A., Uçar, N., Keddami, M., 2010b. Pack-boriding of Fe-Mn Binary Alloys: Characterization and Kinetics of the Boride Layers. Materials Characterization, 61, 233-239.
- Bekteş, M., 2010a. Fe-Mn İkili Alaşımlarının Mekanik Özellikleri Üzerine Borlamanın Etkisi. Süleyman Demirel Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, 79s, Isparta.
- Belin-Ferre, E., 2011. Mechanical Properties of Complex Intermetallics (Book Series on Complex Metallic Alloys-Vol.4). World Scientific Publishing Co. Pte Ltd. Press, 457p. Singapore.
- Bokoch, S.M., Tatarenko, V.A., 2010. Interatomic Interactions in F.C.C.-Ni-Fe Alloys. Usp. Fiz. Met., 11(4), 413-460.
- Bouarour, B., Keddami, M., Allaoui, O., Azouani, O., 2014. Boriding Kinetics of C35 Steel: Estimation of Boron Activation Energy and the Mass Gain. Metallurgical Research Technology, 111, 67-73.

- Brakman, C.M., Gommers, A.W.J., Mittemeijer, E.J., 1989. Boriding of Fe and Fe-C, Fe-Cr, and Fe-Ni Alloys; Boride-layer Growth Kinetics. *Journal of Materials Research*, 4(6), 1354-1370.
- Broitman, E., 2017. Indentation Hardness Measurements at Macro-, Micro-, and Nanoscale: A Critical Overview. *Tribology Letters*, 65(1), 23.
- Brustow, W., Lobland, H.E.H., 2017. *Materials: Introduction and Applications*. John Wiley&Sons Press, 458p, United States of America.
- Cacciamani, G., De Keyzer, J., Ferro, R., Klotz, U.E., Lacaze, J., Wollants, P., 2006. Critical Evaluation of the Fe-Ni, F-Ti and Fe-Ni-Ti Alloys Systems. *Intermetallics*, 14, 1312-1325.
- Cacciamani, G., Dinsdale, A., Palumbo, M., Pasturel, A., 2010. The Fe-Ni System: Thermodynamic Modelling Assisted by Atomistic Calculations. *Intermetallics*, 18, 1148-1162.
- Callister, W.D., Rethwisch, D.G., 2014. *Malzeme Bilimi ve Mühendisliği*. Çev. Genel, K., (Çev. Ed.), Nobel Yayınları, 974s, Ankara.
- Callister, W.D., 2000. *Fundamentals of Materials Science and Engineering/ An Interactive*. John Willey and Sons, Inc., 524p. USA.
- Campbell, F.C., (Ed.), 2008. *Elements of Metallurgy and Engineering Alloys*. ASM International Press, 656p, United States of America.
- Campbell, F.C., (Ed.), 2013. *Inspection of Metals-Understanding the Basics*. ASM International Press, 487p, United States of America.
- Campos, I., Bautista, O., Ramirez, G., Islas, M., De La Parra, J., Zuniga, L., 2005. Effect of Boron Paste Thickness on the Growth Kinetics of Fe₂B Boride Layers During the Boriding Process. *Applied Surface Science*, 243(1-4), 429-436.
- Campos-Silva, I., 2012. The Boriding Process: Growth Kinetics and Mechanical Characterization of Boride Layers. *JESTECH*, 15(2), 53-61.
- Campos-Silva, I., Ortiz-Domínguez M., Hernández-Sánchez, E., Bravo-Bárceñas, D., Bravo-Bárceñas O., Doñu-Ruíz, M.A., Martínez-Trinidad, J. Jiménez-Bernal J.A., Domínguez-Galicia, Y., 2010. Fracture Indentation on AISI 1018 Borided Steels. *Key Engineering Materials*, 449, 9-14.
- Caramelo, F.J., Guerreiro, C., Ferreira, N.C., Crespo, P., 2011. Radiation Detectors and Image Formation. *Pedroso de Lima, J.J., (Ed.), Nuclear Medicine Physics (133-208)*, Taylor & Francis Group Press, 508p, Boca Raton.

- Carbucicchio, M., Ciprian, R., Micele, L., Palombarini, G., 2010. Phase Composition and Morphology as a Function of Depth for Boride Coatings Grown on Fe-Ni Alloys. *Journal of Physics: Conference Series*, 217, 1-4.
- Cardenas, E.E.V., Lewis, R., Perez, A.I.M., Ponce, J.L.B., Pinal, F.J.P., Dominguez, M.O., Arreola, E.D.R., 2016. Characterization and Wear Performance of Boride Phases Over Tool Steel Substrates. *Advances in Mechanical Engineering*, 8(2), 1-10.
- Carter, G.F., Paul D.E., 1991. *Materials Science & Engineering*. ASM International Press, 351p, United States of America.
- Chabi, T., Bensebaa, N., Alleg, S., Azzaza, S., Sunol, J.J., Hlil, E.K., 2019. Effect of the Boron Content on the Amorphization Process and Magnetic Properties of the Mechanically Alloyed Fe₉₂-xNb₈B_x Powders. *Journal of Superconductivity and Novel Magnetism*, 32, 893–901.
- Ching, W.Y., Xu, Y-N., Harmon, B.N., Leung, T.C., 1990. Electronic Structures of FeB, Fe₂B, and Fe₃B Compounds Studied Using First-Principles Spin-Polarized Calculations. *Physical Review B*, 42 (7), 4460-4470.
- Coey, J.M.D., 2009. *Magnetism and Magnetic Materials*. Cambridge University Press, 614p. New York.
- Cuao-Moreu, C.A., Hernandez-Sanchez, E., Alvarez-Vera, M., Garcia-Sanchez, E.O., Perez-Unzueta, A., Hernandez-Rodriguez, M.A.L., 2019. Tribological Behavior of Borided Surface on CoCrMo Cast Alloy. *Wear*, 426-427, 204-211.
- Culha, O., Toparli, M., Sahin, S., Aksoy, T., 2008. Characterization and Determination of Fe_xB Layers' Mechanical Properties. *Journal of Materials Processing Technology*, 206, 231-240.
- Cullity, B.D., Graham, C.D., 2009. *Introduction to Magnetic Materials* (2th ed.). John Wiley & Sons IEEE Press, 544p. New Jersey.
- Çalık, A., 2013a. Effect of Powder Particle Size on the Mechanical Properties of Boronized EN H320 LA Steel Sheets. *ISIJ International*, 53(1), 160-164.
- Çalık, A., Karakaş, S., Uçar, N., Akkurt, I., Turhan, A., 2013b. Study on the Mechanical and Radiation Shielding Properties of Borided AISI 304 Stainless Steels. *Material In Tehnologije*, 47(5), 679-681.
- Çalık, A., Karakaş, S., Uçar, N., Aytar, O.B., 2012. The Effect of Boronizing on the Magnetization Behaviour of Low Carbon Microalloyed Steels. *Journal of Magnetism*, 17(2), 96-99.

- Çalık, A., Uçar, N., Delikanlı, K., Çarkcı, M., Karakaş, M., 2017. Boriding Kinetics and Mechanical Properties of Borided Commercial-purity Nickel. *Indian Journal of Engineering & Materials Sciences*, 24, 362-368.
- Çimen, B., Erdoğan, M., Oğul, R., 2017. İyonlaştırıcı Radyasyon ve Koruma Yöntemleri. *Selçuk Üniversitesi Fen Fakültesi Fen Dergisi*, 43(2), 139-147.
- Darvell, B.W., 2018. *Materials Science for Dentistry*. Woodhead Publishing Elsevier Ltd. Press, 813p. India.
- Davis, J.R., (Ed) 2002. *Surface Hardening of Steels*. ASM International Press, 364p, United States of America.
- Dearnley, P.A., Bell, T., 1985. Engineering the Surface with Boron Based Materials. *Surface Engineering*, 1(3), 203-217.
- Durlu, T.N., 1992. *Katıhal Fizikine Giriş*. Bilim Yayınevi, Zirve Ofset, 311, Ankara.
- Dündar, S., 2008. AISI 1117 Çeliğinin Fiziksel Özelliklerinin İncelenmesi. Kırıkkale Üniversitesi, Yüksek Lisans Tezi, 55s, Kırıkkale.
- Elieyioğlu, S., 2005. Çeliklerin Isıl İşlem Altında Gösterdiği Yapısal Değişikliklerin Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ve Mössbauer Spektroskopisi ile İncelenmesi. Kırıkkale Üniversitesi, Yüksek Lisans Tezi, 42s, Kırıkkale.
- Er, Ü., Par, B., 2004. Bor Yayınımıyla Yüzeyi Sertleştirilmiş AISI 1030 ve AISI 1050 Çeliklerinin Abrasif Aşınma Dayanımlarının İncelenmesi. *Osmangazi Üniversitesi Mühendislik ve Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 17(1), 1-12.
- Erdoğan, M., 1998. *Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri Cilt 1*. Nobel Yayınları, Alemdar Ofset, 62, 364s. Ankara.
- Eti Maden İşletmeleri Genel Müdürlüğü (ETİMADEN), 2021. Bor. Erişim Tarihi: 08.05.2021. <https://www.etimaden.gov.tr/bor-elementi>
- Fahlman, B.D., 2007. *Materials Chemistry*. Springer Press, 485p, Netherlands.
- Gavrila, H., Ionita, V., 2002. Crystalline and Amorphous Soft Magnetic Materials and Their Applications-Status of Art and Challenges. *Journal of Optoelectronics and Advanced Materials*, 4(2), 173-192.
- Gehrmann, B., 2005. Nickel-Iron Alloys with Special Soft Magnetic Properties for Specific Applications. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 290-291, 1419-1422.

- Goldman, A., 1999. Handbook of Modern Ferromagnetic Materials. Kluwer Academic Publishers Press, 646p, New York.
- Gupta, V., 2013. An Introduction to Mechanics of Materials. Alpha Science International Ltd Press, 422p. UK.
- Güder, H.S., Şahin, E., Sahin, O., Göçmez, H., Duran, C., Çetinkara, H.A., 2011. Vickers and Knoop Indentation Microhardness Study of β -SiAlON Ceramic. Acta Physica Polonica, A., 120(6).
- Günen, A., Kanca, E., 2017. Farklı Bor Kimyasalları ile Borlanmış Inconel 625 Alaşımının Karakterizasyonu. Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi, 23(4), 411-416.
- Güneş, İ., Keddani, M., Chegroune, R., Özçatal, M., 2015. Growth Kinetics of Boride Layers Formed on 99.0% Purity Nickel. Bulletin of Materials Science, 38(4), 1113-1118.
- Güneş, İ., Özçatal, M., 2015. Diffusion Kinetics and Characterization of Borided AISI H10 Steel. Materials and Technology, 49(5), 759-763.
- Günoğlu, K., 2012. Türkiyedeki Bazı Doğal Taşların Radyoaktivite Tayini ve Radyasyon Soğurma Özelliklerinin Araştırılması. Süleyman Demirel Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, 96s, Isparta.
- Halmy, M.N., Alias, S.K., Rasih, R.A., Hamami, M.G., Jenal, N., Taib, S.A., 2017. Effect of Boronizing Medium on Boron Diffusion of Surface Modified 304 Stainless Steel. Pertanika Journal of Science & Technology, 25(108), 11-18.
- Hartsuijker, C., Welleman, J.W., 2007. Engineering Mechanics, Volume 2: Stresses, Strain, Displacements. Springer Press, 871p, Netherlands.
- Herrmann, K., 2011. Hardness Testing Principles and Applications. ASM International Press, 255p. United States of America.
- Hofmann, P., 2015. Solid State Physics (2th ed.). Wiley-VCH Press, 248p. Germany.
- Hosford, W.F., 2013. Elementary Materials Science. ASM International Press, 152p. United States of America.
- Hosford, W.F., 2010. Mechanical Behavior of Materials (2th ed.). Cambridge University Press, 419p. New York.
- Hosford, W.F., Cardell, R.M., 2007. Metal Forming Mechanics and Metallurgy (3th ed.). Cambridge University Press, 312p. New York.

- Hunger, H.J., Trute, G., 1994. Boronizing to Produce Wear-resistant Surface Layers. *Heat Treatment of Metals*, 2, 31-39.
- Joshi, A.A., Hosmani, S.S., 2014. Pack-Boronizing of AISI 4140 Steel: Boronizing Mechanism and the Role of Container Design. *Materials and Manufacturing Processes*, 29, 1062-1072.
- Kadziolka-Gawel, M., Zarek, W., Popiel, E., Chrobak, A., 2010. The Crystal Structure and Magnetic Properties of Selected fcc FeNi and Fe₄₀Ni₄₀B₂₀ Alloys. *Acta Physica Polonica Series A*, 117(2), 412-414.
- Kakani, S.L., Kakani, A., 2004. *Material Science*. New Age International Publishers, 640p. New Delhi.
- Kaouka, A., Allaoui, O., Keddam, M., 2013. Growth Kinetics of the Boride Layers Formed on SAE 1035 Steel. *Matériaux & Techniques*, 101(7), 705 (1-9).
- Karaaslan, A., 2018. *Mühendislik Alaşımları İçin Faz Diyagramları*. Efe Akademi Yayınları, 392, İstanbul.
- Kayalı, Y., Yalçın, Y., 2020. AISI 316 L Paslanmaz Çeliğin Difüzyon Kinetiklerinin İncelenmesi. *Journal of Materials and Mechatronics: A (JournalMM)*, 1(1), 12-21.
- Keddam, M., Chegroune, R., Kulka, M., Makuch, N., Panfil, D., Siwak, P., Taktak, S., 2018. Characterization, Tribological and Mechanical Properties of Plasma Paste Borided AISI 316 Steel. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 71(1), 79-90.
- Keddam, M., Kulka, M., 2020. Simulation of Boriding Kinetics of AISI D2 Steel Using Two Different Approaches. *Metal Science and Heat Treatment*, 61(11-12), 756-763.
- Kharita, M.H., Yousef, S., AlNasasar, M., 2011. Review on the Addition of Boron Compounds to Radiation Shielding Concrete. *Progress in Nuclear Energy*, 53, 207-211.
- Kılınçarslan, Ş., Başığit, C., Akkurt, İ., 2007. Barit Agregalı Ağır Betonların Radyasyon Zırhlama Amacıyla Kullanımının Araştırılması. *Gazi Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 22(2), 393-399.
- Kınıkoğlu, N.G., 2001. *Malzeme Bilimi ve Mühendisliği*. Yıldız Teknik Üniversitesi Yayını, Mart Matbaacılık, 65, 855s. İstanbul.
- Kulka, M., Makuch N., Popławski, M., 2014. Two-stage Gas Boriding of Nisil in N₂-H₂-BCl₃ Atmosphere. *Surface & Coatings Technology*, 244, 78-86.
- Kulka, M., Pertek, A., 2008. Gradient Formation of Boride Layers by Borocarburing. *Applied Surface Science*, 254, 5281-5290.

- Li, X.G., Chiba, A., Takahashi, S., 1997. Preparation and Magnetic Properties of Ultrafine Particles of Fe-Ni Alloys. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 170, 339-145.
- Litoria, A.K., Figueroa, C.A., Bim, L.T., Pruncu, C.I., Joshi, A.A., Hosmani S.S., 2020. Pack-boriding of Low Alloy Steel: Microstructure Evolution and Migration Behaviour of Alloying Elements. *Philosophical Magazine*, 100(3), 353-378.
- Maden Tetkik ve Arama Genel Müdürlüğü (MTA), 2021. Bor. Erişim Tarihi: 09.05.2021. <https://www.mta.gov.tr/v3.0/bilgi-merkezi/bor>
- Makuch, N., 2021. Influence of Nickel Silicides Presence on Hardness, Elastic Modulus and Fracture Toughness of Gas-borided Layer Produced on Nisil-alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of. China*, 31, 764-778.
- Makuch, N., Kulka, M., 2014. Microstructural Characterization and Some Mechanical Properties of Gas-Borided Inconel 600-Alloy. *Applied Surface Science*, 314, 1007-1018.
- Martin, J.E., 2013. *Physics for Radiation Protection* (3th ed.). Wiley-VCH Verlag GmbH & Co., 659p. Wienheim.
- McHenry, M.E., Laughlin, D.E., 2014. *Magnetic Properties of Metals and Alloys*. Laughlin D. E., Hono K., (Ed.), *Physical Metallurgy* (5th ed.) (1881-2009), Elsevier B.V. Press, 2899p, UK.
- Medvedovski, E., Chinski, F.A., Stewart J. 2013. Thermal Diffusion Coatings for Wear-Resistant Components for Oil and Gas Industry. *Innovative Processing and Manufacturing of Advanced Ceramics and Composites II*, 243, 13-29.
- Meriç, C., Sahin, S., Yilmaz, S.S., 2000. Investigation of the Effect on Boride Layer of Powder Particle Size Used in Boronizing with Solid Boron-yielding Substance. *Materials Research Bulletin*, 35, 2165-2172.
- Mittemeijer, E.J., Somers, M.A.J., 2015. *Thermochemical Surface Engineering of Steels*. Woodhead Publishing Elsevier Science & Technology, 792p, Cambridge.
- Moliton, A., 2007. *Basic Electromagnetism and Materials*. Springer Science+Business Media, LCC Press, 430p, New York.
- Moosbrugger, C., (Ed.), 2000. *Electrical and Magnetic Properties of Metals*. ASM International Press, 285p, United States of America.

- Mu, D., Shen, B., Yang, C., Zhao, X., 2009. Microstructure Analysis of Boronized Pure Nickel Using Boronizing Powders with SiC as Diluent. *Vacuum*, 83, 1481-1484.
- Nora, R., Zine, T.M., Abdelkader, K., Youcef, K., Ali, O., Jiang, X., 2019. Boriding and Boronitrocarburising Effects on Hardness, Wear and Corrosion Behavior of AISI 4130 Steel. *Materia (Rio de Janeiro)*, 24(1), 1-11.
- Ohring, M., 1995. *Engineering Materials Science*. Academic Press, 827p, United States of America.
- Onaran, K., 2006. *Malzeme Bilimi*. Bilim Teknik Yayınevi, Ulus Matbaası, 383s. İstanbul.
- Ortiz-Dominguez, M., Keddani, M., Elias-Espinosa, M., Damian-Mejia, O., Flores-Renteria, M.A., Arenas-Flores, A., Hernández-Avila, J., 2014. Investigation of Boriding Kinetics of AISI D2 Steel. *Surface Engineering*, 30(7), 490-497.
- Ozdemir, O., Omar, M.A., Usta, M., Zeytin, S., Bindal, C., Ucisik, A.H., 2009. An Investigation on Boriding Kinetics of AISI 316 Stainless Steel. *Vacuum*, 83, 175-179.
- Özbek, I., Akbulut, H., Zeytin, S., Bindal, C., Uçışık, A.H., 2000. The Characterization of Borided 99.5% Purity Nickel. *Surface and Coatings Technology*, 126, 166-170.
- Özbek, İ., Bindal, C., 2011. Kinetics of Borided AISI M2 High Speed Steel. *Vacuum*, 86, 391-397.
- Petrova, R.S., Suwattananont, N., Samardzic, V., 2008. The Effect of Boronizing on Metallic Alloys for Automotive Applications. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 17(3), 340-345.
- Pillai, S.O., Pillai, S., 2007. *Rudiments of Materials Science (2th ed.)*. New Age International Ltd. Press, 379p, New Delhi.
- Reardon, A.C., 2011. *Metallurgy for the Non-Metallurgist (2th ed.)*. ASM International Press, 513p. United States of America.
- Rundqvist, S., 1959. An X-Ray Investigation of the Nickel-Boron System, *Acta Chemica Scandinavica*, 13, 1193-1208.
- Safoğlu, R.A., 1998. *Malzeme Bilimine Giriş*. Birsen Yayınevi, Zafer Matbaası, 272s. İstanbul.
- Savaşkan, T., 1999. *Malzeme Bilgisi ve Muayenesi*. Derya Kitabevi, Beta Basım, 284s. Trabzon.

- Savaşkan, T., 2018. Malzeme Bilimi ve Malzeme Muayenesi. Papatya Bilim Üniversite Yayıncılığı, 428s. İstanbul.
- Shackelford, J.F., 2018. Mühendisler İçin Mazleme Bilimine Giriş. Çev. Baydoğan, M. (Çev. Ed.), Literatür Yayınları, 704s, İstanbul.
- Sharma, D., 2017. P/M Processed Fe-Ni Alloys for Soft Magnetic Applications. Journal of Chemical and Pharmaceutical Research, 9(4) 264-269.
- Sinha, A.K., 1991. Boriding (Boronizing). ASM Handbook, Vol.4, ASM International, USA, 437-447.
- Solymar, L., Walsh, D., 2010. Electrical Properties of Materials (8th ed.). Oxford University Press, 443p. New York.
- Suryanarayana, C., 2011. Experimental Techniques in Materials and Mechanics. CRS Press, 430p. Boca Raton.
- Swartzendruber, L.J., Itkin, V.P., Alcock, C.B., 1991. The Fe-Ni (Iron-Nickel) System. Journal of Phase Equilibria, 12(3), 288-312.
- Şen, S., Şen, U., Bindal, C., 2005. An Approach to Kinetic Study of Borided Steels. Surface & Coatings Technology, 191, 274– 285.
- Tabur, M., Izciler, M., Gul, F., Karacan, I., 2009. Abrasive Wear Behavior of Boronized AISI 8620 Steel. Wear 266, 1106–1112.
- Taktak, S., 2006. Tribological Behaviour of Borided Bearing Steels at Elevated Temperatures. Surface & Coatings Technology, 201(6), 2230–2239.
- Tayal, D.C., 2009. Electricity and Magnetism. Himayala Publishing House Press, 746p, New Delhi.
- Tilley, R.J.D., 2013. Understanding Solids (2th ed.). John Wiley & Sons Ltd Press, 1166p. United Kingdom.
- Topbaş, M.A., 1993. Isıl İşlemler. Prestij Yayınevi, Ekim Ofset, 440s. İstanbul.
- Tsipas, D.N., Rus, J., 1987. Boronizing of Alloy Steels. Journal of Materials Science, 6, 11-120.
- Uçar, N., Ekinci, C., Çalık A., Karakaş, S., 2018. Magnetic Properties of Borided Fe-Ni Alloys. International Journal of Mechanical Engineering (SSRG-IJME), 6(7), 27-31.
- Uçar, N., Ekinci, C., Çalık A., Karakaş, S., 2019. Radiation Shielding Properties of Borided Fe-Ni Alloys. International Journal of Advanced Research (IJAR), 6(7), 979-983.

- Uçar, N., İyi, O., Çalık, A., Karakaş, M.S., 2015. Effect of Nickel Content on the Boronising Behaviour of Permalloys. *Oxidation Communications*, 38 (2), 748-755.
- Uçar, N., Yigit, M., Calik, A., 2020. Metallurgical Characterization and Kinetics of Borided 34CrNiMo6 Steel. *Advances in Materials Science*, 20, (4(66)), 38-48.
- Uslu, I., Comert, H., Ipek, M., Celebi, F.G., Ozdemir, O., Bindal, C., 2007. A Comparison of Borides Formed on AISI 1040 and AISI P20 Steels. *Materials and Design*, 28, 1819-1826.
- Uzun, H., 2012. Malzeme Biliminin Temel İlkeleri. Değişim Yayınları, 605s. İstanbul.
- Ünlü, B.S., Yılmaz, S.S., 2006. Bor ve Borlamının Kullanım Alanları. *Mühendis ve Makine*, 47(552), 48-54.
- Verhoeven, J.D., 2007. *Steel Metallurgy for the Non-Metallurgist*. ASM International Press, 212p. United States of America.
- Wei, X., Chen, Z., Zhong, J., Wang, L., Yang, W., Wang, Y., 2018. Effect of Alloying Elements on Mechanical, Electronic and Magnetic Properties of Fe₂B by First-principles Investigations. *Computational Materials Science*, 147, 322-330.
- Yapar, U., 2003. Düşük ve Orta Karbonlu Çeliklerin Termokimyasal Borlama ile Yüzey Özelliklerinin Geliştirilmesi. İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, 102s, İstanbul.
- Yıldız, I., Çelik, A.G., Gunes, I., 2020. Characterization and Diffusion Kinetics of Borided Ni-Mg Alloys. *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surface*, 56, 1015-1022.
- Yıldız, İ., Güneş, İ., 2018. Borlanmış Nikel-Magnezyum Alaşımının Yüzey Özelliklerinin İncelenmesi. 3rd International Conference on Engineering Technology and Applied Sciences (ICETAS), 17-21 July, Skopje, Macedonia, 86-90.
- Yılmaz, D., Aktaş, B., Çalık, A., Aytar, O.B., 2019. Boronizing Effect on the Radiation Shielding Properties of Hardox 450 and Hardox HiTuf Steels. *Radiation Physics and Chemistry*, 161, 55-59.
- Yılmaz, F., Şen, U., 1996. Alaşımların Yapı ve Özellikleri. Sakarya Üniversitesi, 18, 114s. Adapazarı.
- Yiğitbaşıoğlu, H., 2004. Türkiye İçin Önemli Bir Maden: Bor. *Coğrafi Bilimler Dergisi*, 2(2), 13-25.

Yunus, S., Alias, S.K., Wong, F.R., Eashid, A.A., Abdullah, N.R., 2015. Effect of Boronizing Medium on Dispersion Layer of Austenitic Stainless Steel. *ARPN Journal of Engineering and Applied Sciences*, 10(17), 7821-7824.

Zouzou, C., Keddou, M., Bouarour, B., Piasecki, A., Miklaszewski, A., Kulka, M., 2020. Characterization and Boronizing Kinetics of EN-GJL-250 Lamellar Gray Cast Iron. *Annales de Chimie-Science des Matériaux*, 44(1), 23-28.

