

İLHAN GİRİŞKEN

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

ŞUBAT 2023



İSKENDERUN TEKNİK

ÜNİVERSİTESİ

LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

YÜKSEK
LİSANS
TEZİ

BORLAMA İŞLEMİNİN
KOBALT ESASLI HAYNES 25
SÜPERALAŞIMINDAKİ
İÇYAPI VE AŞINMA
DAVRANIŞLARINA ETKİSİ

İLHAN GİRİŞKEN

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

ŞUBAT 2023





İSKENDERUN TEKNİK ÜNİVERSİTESİ

Şubat 2023



**BORLAMA İŞLEMİNİN KOBALT ESASLI HAYNES 25
SÜPERALAŞIMINDAKİ İÇYAPI VE AŞINMA DAVRANIŞLARINA
ETKİSİ**

İlhan GİRİŞKEN

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

**İSKENDERUN TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ**

ŞUBAT 2023

İlhan GİRİŞKEN tarafından hazırlanan “BORLAMA İŞLEMİNİN KOBALT ESASLI HAYNES 25 SÜPERALAŞIMINDAKİ İÇYAPI VE AŞINMA DAVRANIŞLARINA ETKİSİ” adlı tez çalışması aşağıdaki jüri tarafından OY BİRLİĞİ ile İskenderun Teknik Üniversitesi Makine Mühendisliği Anabilim Dalında YÜKSEK LİSANS TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Danışman: Prof. Dr. Gürel ÇAM

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, İskenderun Teknik Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

Başkan: Doç. Dr. Ahmet ÇAKAN

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, Mersin Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

Üye: Prof. Dr. Gürel ÇAM

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, İskenderun Teknik Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

Üye: Doç. Dr. Ali GÜNEN

Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, İskenderun Teknik Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

Tez Savunma Tarihi: 25/01/2023

Jüri tarafından kabul edilen bu tezin Yüksek Lisans Tezi olması için gerekli şartları yerine getirdiğini onaylıyorum.

Doç. Dr. Ersin BAHÇECİ
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

ETİK BEYAN

İskenderun Teknik Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- Tez üzerinde Yükseköğretim Kurulu tarafından hiçbir değişiklik yapılamayacağı için tezin bilgisayar ekranında görüntülendiğinde asıl nüsha ile aynı olması sorumluluğunun tarafıma ait olduğunu,
 - Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
 - Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
 - Tez çalışmada yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
 - Kullanılan verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
 - Bu tezde sunduğum çalışmanın özgün olduğunu,
- bildirir, aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.

İlhan GİRİŞKEN

25/01/2023

BORLAMA İŞLEMİNİN KOBALT ESASLI HAYNES 25 SÜPERALAŞIMINDAKİ
İÇYAPI VE AŞINMA DAVRANIŞLARINA ETKİSİ
(Yüksek Lisans Tezi)

İlhan GİRİŞKEN

İSKENDERUN TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

Şubat 2023

ÖZET

Kobalt ve kobalt alaşımları çok yüksek mekanik özelliklere sahip olmalarına rağmen zorlu servis koşullarında aşınma ve korozyon dirençleri istenilen düzeyde olmayıp bu tür durumlarda kullanım alanları sınırlı kalmaktadır. Bu olumsuz etkiyi minimum düzeye indirmek amacıyla kobalt alaşımlarına farklı yüzey işlemleri uygulanabilmektedir. Yüzey işlemleri, malzemelerin sertlik, süneklik, yorulma, aşınma ve korozyon gibi mekanik veya tribolojik özelliklerinin geliştirmek amacıyla yapılmaktadır. Bu işlemler arasında yerini alan borlama tekniği, termokimyasal bir kaplama yöntemi olup malzeme yüzeyinin sertleştirilmesinde kullanılan önemli bir yüzey sertleştirme işlemidir.

Bu tez çalışmasında malzeme olarak nükleer reaktörler, tıbbi gereçler ve gaz türbinleri gibi yüksek aşınma ve sıcaklık dayanımının gerekli olduğu koşullarda tercih edilen kobalt esaslı Haynes 25 süperalaşımı kullanılmıştır. 40x40x5 mm ebatlarında numuneler kesilmiş ve kalıplanarak yüzey sertleştirme işlemlerine geçmeden önce parça yüzeylerinde bulunan kir, pas ve istenmeyen tabakaların giderilmesi için kademeli olarak 180-1200'lük SiC zımparalar ile yüzey temizliği yapılmış ve parlatma işlemlerine tabi tutulmuştur. Borlama toz harmanı olarak %90 B₄C (bor karbür) ve %10 NaBF₄ (sodyum tetrafloroborat) tozları kullanılmıştır. Hazırlanan numunelere 850, 950 ve 1050°C sıcaklıklarında 4 saat süre ile farklı borlama işlemleri uygulanmıştır. Borlanan numunelerden kesitler alınmış ve metalografik hazırlama sonrası optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu altındaki mikroyapıları incelenerek tabaka kalınlığı ölçümleri yapılmıştır. Ölçülen bu değerlerle borlama sıcaklığı ve süresi ile ilgili optimizasyonlar araştırılmıştır. Borlanmış numunelerde borür tabakası, geçiş bölgesi ve ana malzeme bölgelerinde mikrosertlik cihazı ile sertlik ölçümleri yapılmış ve X-ışını difraktometresi (XRD) ile borür tabakasının bileşimi ortaya çıkarılmıştır. Borlanmış numunelere ball-on disk aşınma cihazında alümina (Al₂O₃) bilyaya karşı 20 N yük, 250 m kayma mesafesi boyunca, oda sıcaklığı ve 500°C parametrelerinde aşınma testleri uygulanmış ve numunelerin farklı ortam sıcaklıklarında gösterdiği dirençler araştırılarak borlamanın aşınma direncine etkileri incelenmiştir. Elde edilen borür tabakalarının yüksek sertlik ve kendinden yağlama özellikleri sayesinde oda sıcaklığında işlemsiz numuneye göre 18 kat ve 500°C'de 4 kat civarında bir aşınma direnci sağlanmıştır. Borür tabakalarının yüksek sıcaklıklarda aşınma oranlarında iyileşmenin azalması aşınma mekanizmasının 500°C'de oksidatif aşınmanın yanında fracture tipi aşınmaya dönüşmesi durumundan kaynaklanmaktadır. Öte yandan İşlemsiz Haynes 25 alaşımının oda sıcaklığındaki aşınma mekanizması mixed type (abrasive, oksidatif ve plastik deformasyon) şeklinde meydana gelmiş iken 500°C'de ise oksidatif ve fracture tipi aşınma mekanizmasına dönüşmüştür.

Anahtar Kelimeler : Kobalt esaslı süperalaşımlar, Haynes 25, borlama, mikroyapı, aşınma

Sayfa Adedi : 117

Danışman : Prof. Dr. Gürel ÇAM

THE EFFECT OF BORONIZING ON THE MICROSTRUCTURE AND WEAR BEHAVIOR
OF Co-BASED HAYNES 25 SUPERALLOY
(M. Sc. Thesis)

İlhan GİRİŞKEN

ISKENDERUN TECHNICAL UNIVERSITY
INSTITUTE OF GRADUATE STUDIES

February 2023

ABSTRACT

Although cobalt and cobalt alloys have very high mechanical properties, their wear and corrosion resistance is not at a desired level for harsh service conditions, and therefore their application is limited in such cases. In order to minimize this negative effect, different surface treatments can be applied to cobalt alloys. Surface treatments are performed to improve the mechanical or tribological properties of materials such as hardness, ductility, fatigue, wear and corrosion. Boriding technique, which is among these processes, is a thermochemical coating method and is an important surface hardening process used in hardening the material surface.

In this thesis, cobalt-based Haynes 25 superalloy, which is preferred in conditions where high wear and temperature resistance is required such as nuclear reactors, medical equipment and gas turbines, was used. 40x40x5 mm specimens were cut and molded, and surface cleaned gradually with 180-1200 SiC grinding papers and polished to remove dirt, rust and unwanted layers on the surface of the parts before proceeding to the surface hardening processes. As boronizing powder blend, 90% B₄C (boron carbide) and 10% NaBF₄ (sodium tetrafluoroborate) powders were used. Different boriding processes were applied to the prepared samples at 850, 950 and 1050°C temperatures for 4 hours. Sections were taken from the boronized samples and after metallographic preparation, their microstructures were examined under optical microscope and scanning electron microscope and layer thickness measurements were made. Optimization of boriding temperature and time was investigated with these measured values. In boronized samples, hardness measurements were made with a microhardness device in the boride layer, transition zone and base material regions, and the composition of the boride layer was revealed by X-ray diffractometry (XRD). Abrasion tests were applied to the boronized samples in a ball-on disc wear device with a 20 N load against the alumina (Al₂O₃) ball, over 250 m sliding distance, at room temperature and 500°C parameters. Thanks to the high hardness and self-lubricating properties of the boride layers obtained, a wear resistance of 18 times at room temperature and 4 times at 500°C was achieved compared to the untreated sample. The decrease in the improvement in the wear rates of the boride layers at high temperatures is due to the fact that the wear mechanism turns into fracture type wear besides oxidative wear at 500°C. On the other hand, while the wear mechanism of untreated Haynes 25 alloy occurred as mixed type (abrasive, oxidative and plastic deformation) at room temperature, it turned into oxidative and fracture type wear mechanism at 500°C.

Keywords : Co-based superalloys, Haynes 25, boronizing, microstructure, wear

Page Number : 117

Supervisor : Prof. Dr. Gürel ÇAM

TEŞEKKÜR

Yüksek lisans tez konumun belirlenmesi ve tez çalışmamın yürütülmesine katkı sağlayan, çalışmalarım süresince kıymetli bilgi ve tecrübeleriyle her türlü desteğini esirgemeyen çok kıymetli danışman hocam Sayın Prof. Dr. Gürel ÇAM'a ve Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Öğretim Üyesi Doç. Dr. Ali GÜNEN hocam'a teşekkürlerimi sunarım.

Tezin kontrol edilmesi ve eksikliklerin giderilmesi hususunda katkılarından ötürü Mersin Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü Öğretim Üyeleri Sayın Doç. Dr. Ahmet ÇAKAN ve Sayın Doç. Dr. Önder ALBAYRAK'a, İskenderun Teknik Üniversitesi Mühendislik ve Doğa Bilimleri Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü Araştırma Görevlisi Sayın İsmail ÜSTÜN'e ve İskenderun Teknik Üniversitesi Havacılık ve Uzay Bilimleri Fakültesi Uçak Bakım ve Onarım Bölümü Araştırma Görevlisi Sayın Dr. Hasan Çınar'a teşekkür ederim. Laboratuvar çalışmaları sırasında yardımlarından ötürü kıymetli arkadaşlarım Metalurji ve Malzeme Mühendisi Ömer ERGİN ve Metalurji ve Malzeme Mühendisi Ertuğrul GÖK'e, atölye çalışmaları sırasında Hacı GÖDE'ye destekleri ve yaptıkları katkılardan dolayı çok teşekkür ederim.

Tez çalışmalarım sırasında laboratuvar imkânlarından faydalandığım; İskenderun Teknik Üniversitesi, Mustafa Kemal Üniversitesi, Nevşehir Hacı Bektaş Veli Üniversitesi, MMK Metalurji Turkey işletmesi ve çalışanlarına teşekkür ederim.

Eğitim hayatımda, temelden bu seviyeye kadar beni yetiştiren tüm değerli öğretmenlerime ve sevenlerime, elde edeceğim başarılar ile teşekkür etmek istiyorum.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	x
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	xiv
RESİMLERİN LİSTESİ.....	xvii
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xv
1. GİRİŞ.....	1
2. SÜPERALAŞIMLAR.....	4
2.1. Süperalaşımların Tarihsel Gelişimi.....	8
2.2. Süperalaşım Metalürjisi.....	11
2.3. Süperalaşımların Üretim Yöntemleri	14
2.4. Süperalaşım Türleri	14
2.4.1. Nikel esaslı süperalaşımlar.....	16
2.4.2. Demir esaslı süperalaşımlar	23
2.4.3. Kobalt esaslı süperalaşımlar.....	24
3. KOBALT ALAŞIMLARI	26
3.1. Kobalt.....	26
3.2. Kobalt Esaslı Alaşımlar.....	26
3.3. Kobalt Esaslı Alaşımların Kimyasal Kompozisyonları	27
3.4. Alaşım Fazları.....	30
3.5. Kobalt Esaslı Alaşımların Türleri.....	33

4. BORLAMA	36
4.1. Borun Tanımı.....	37
4.2. Saf Borun Fiziksel Özellikleri	37
4.3. Bor Ürünleri.....	38
4.4. Borun Kullanım Alanları	40
4.5. Borlama Yöntemleri.....	41
4.5.1. Katı borlama.....	41
4.5.2. Pasta (macunlama) ile borlama	43
4.5.3. Sıvı borlama	44
4.5.4. Gaz borlama	46
4.5.5. Plazma (İyon) borlama.....	47
4.6. Borlamada Meydana Gelen Borür Tabakasının Mekanizması.....	48
4.7. Borür Tabakası Çeşitleri ve Tabaka Kalınlığı	51
4.8. Borür Tabakasının Karakteristik Özellikleri.....	52
4.9. Borlanmış Malzemelerin Aşınma Özellikleri	54
4.9.1. Abrasiv aşınma özellikleri.....	54
4.9.2. Adhesiv aşınma özellikleri.....	55
4.9.3. Kavitasyon aşınma özellikleri	55
4.9.4. Eroziv aşınma özellikleri	56
4.10. Borlanmış Malzemelerin Korozyon Dayanımları	56
5. MATERYAL VE METOT.....	57
5.1. Haynes 25 / L-605	58
5.2. Borlama İşleminin Uygulanması.....	59
5.3. Numune Hazırlama İşlemleri.....	61

	Sayfa
5.4. SEM (Taramalı Elektron Mikroskobu)	61
5.5. XRD (X-Işımları Difraksiyon Tekniği).....	62
5.6. Mikrosertlik ve Aşınma Testleri.....	63
6. DENEYSEL BULGULAR VE SONUÇLAR	67
6.1. XRD Analizleri.....	67
6.2. Mikroyapı Analizleri.....	68
6.3. Borlanmış Numunelerin SEM ve EDS Analizleri.....	72
6.4. Borlanmış Numunelerin Tabaka Kalınlığı ve Mikrosertlik Değerleri.....	80
6.5. Aşınma Deneyi Sonuçları.....	86
6.5.1. 2B aşınma izi profili.....	86
6.5.2. Sürtünme sonuçları.....	94
6.5.3. Aşınma sonrası SEM ve EDS analizleri.....	98
7. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	107
KAYNAKLAR	109
DİZİN	117

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 2.1. Süperalaşımların yapılarında bulunan elementlerin etkileri	6
Çizelge 2.2. Süperalaşımlarda alaşım elementlerinin rolleri	13
Çizelge 2.3. Süperalaşım çeşitleri	16
Çizelge 2.4. Nikel esaslı süperalaşımların ortalama kimyasal bileşimleri.....	17
Çizelge 3.1. Kobalt esaslı süperalaşımların kimyasal bileşimleri.....	27
Çizelge 3.2. Alaşım elementlerinin kobalt esaslı alaşımlara etkisi.....	28
Çizelge 3.3. Bazı dövme kobalt esaslı alaşımların kimyasal bileşimleri	34
Çizelge 4.1. Kristal borun kafes yapısı ve değerleri	38
Çizelge 4.2. Bor ve ürünlerinin sertlikleri.....	38
Çizelge 4.3. Bor (B) ve ürünlerinin başlıca kullanım alanları	40
Çizelge 4.4. Ticari olarak kullanılan borlama tozları.....	43
Çizelge 4.5. Pasta borlama esnasında kullanılan koruyucu gaz türleri	44
Çizelge 4.6. Daldırma işleminde kullanılan bor tetikleyici kaynaklar.....	45
Çizelge 4.7. Gaz ortamdaki borlayıcı bileşikler ve özellikleri.....	46
Çizelge 4.8. Borür fazları ve mikrosertlik değerleri	50
Çizelge 5.1. Haynes 25 süperalaşımının kimyasal bileşimi.....	57
Çizelge 5.2. Aşınma deneyi parametreleri	64
Çizelge 6.1. Borlanmış Haynes 25 alaşımının kaplama özellikleri	81
Çizelge 6.2. Aşınma deneyi sonrası aşınma izi ortalama yüzey pürüzlülük değerleri....	93

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Süperalaşımların farklı sektörlerdeki kullanım oranları	4
Şekil 2.2. Yüksek sıcaklık alaşımlarının yıllara göre gelişimi.....	10
Şekil 2.3. Süperalaşımların tane yapısı	11
Şekil 2.4. Nikel esaslı süperalaşımlarda krom miktarına bağlı olarak bulunan fazların mikroyapısal değişimi.....	20
Şekil 3.1. Döküm kobalt alaşımlarında zirkonyum elementinin alaşımın mikrosertliğine etkisi	29
Şekil 3.2. Karbon oranına göre dağılım gösteren karbürlerin bazı kobalt esaslı süperalaşımlardaki kimyasal formülü	31
Şekil 3.3. Co-Ti ikili denge diyagramı.....	32
Şekil 3.4. Co-Al ikili denge diyagramı	32
Şekil 3.5. Haynes-25 alaşımının mikroyapısı	35
Şekil 4.1. Borlanmış Haynes 25 alaşımında meydana gelen borür tabakasının görünümü	37
Şekil 4.2. Kutu borlama işleminin şematik gösterimi.....	42
Şekil 4.3. Gaz ortamda borlama prosesi	47
Şekil 4.4. Plazma borlama tesisat şeması.....	48
Şekil 4.5. Fe ₂ B borür tabakası ve geçiş bölgesi kalınlığının borlama süresi ile değişimi.....	50
Şekil 4.6. Borlama sonrası oluşabilecek borür şekilleri.....	51
Şekil 5.1. Aşınma deneyi sonrası numunenin aşınma iz genişliği ölçümü	65
Şekil 5.2. Aşınma testi sonrası numunelerin aşınma iz derinliği ve genişliğinin şematik görünümü	66
Şekil 6.1. Borlanmış Haynes 25 alaşımının X-ışınları difraksiyon analizleri.....	67
Şekil 6.2. 850°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 süperalaşımının mikroyapı görüntüsü.....	68

Şekil	Sayfa
Şekil 6.3. 950°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 süperalaşımının mikroyapı görüntüsü.....	69
Şekil 6.4. 1050°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 süperalaşımının mikroyapı görüntüsü.....	70
Şekil 6.5. 850°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 süperalaşımının SEM ve EDS nokta analizi.....	72
Şekil 6.6. 950°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 süperalaşımının SEM ve EDS nokta analizi.....	73
Şekil 6.7. 950°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 süperalaşımının geçiş bölgesi SEM ve EDS nokta analizi	75
Şekil 6.8. 950°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 süperalaşımının geçiş bölgesi 25000x boyutundaki SEM ve EDS nokta analizi	77
Şekil 6.9. 1050°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 süperalaşımının SEM ve EDS analizi.....	78
Şekil 6.10. 1050°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 alaşımının borlama sonrası SEM-EDS elementel haritalama mikroyapısı.....	79
Şekil 6.11. 850°C’de 4 saat süre ile borlanmış Haynes 25 alaşımının yüzey-matris bölgesi mikrosertlik değerleri	83
Şekil 6.12. 950°C’de 4 saat süre ile borlanmış Haynes 25 süperalaşımının yüzey-matris bölgesi mikrosertlik değerleri	84
Şekil 6.13. 1050°C’de 4 saat süre ile borlanmış Haynes 25 süperalaşımının yüzey-matris bölgesi mikrosertlik değerleri	85
Şekil 6.14. Oda sıcaklığında aşınma testi uygulanan işlemsiz Haynes 25 numunesinin aşınma yüzey profili.....	87
Şekil 6.15. Oda sıcaklığında aşınma testi uygulanan 850°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesinin aşınma yüzey profili.....	87
Şekil 6.16. Oda sıcaklığında aşınma testi uygulanan 950°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesinin aşınma yüzey profili.....	88
Şekil 6.17. Oda sıcaklığında aşınma testi uygulanan 1050°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesinin aşınma yüzey profili.....	88
Şekil 6.18. 500°C’deki ortam sıcaklığında aşınma testi uygulanan işlemsiz Haynes 25 numunesinin aşınma yüzey profili.....	89

Şekil	Sayfa
Şekil 6.19. 500°C'deki ortam sıcaklığında aşınma testi uygulanan 850°C'de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesinin aşınma yüzey profili	89
Şekil 6.20. 500°C'deki ortam sıcaklığında aşınma testi uygulanan 950°C'de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesinin aşınma yüzey profili	90
Şekil 6.21. 500°C'deki ortam sıcaklığında aşınma testi uygulanan 1050°C'de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesinin aşınma yüzey profili	90
Şekil 6.22. Oda sıcaklığında aşınma testi uygulanan Haynes 25 numunelerinin aşınma hız değerleri	92
Şekil 6.23. 500°C'deki ortam sıcaklığında aşınma testi uygulanan Haynes 25 numunelerinin aşınma hız değerleri	92
Şekil 6.24. Haynes 25 numunelerinin oda sıcaklığındaki sürtünme katsayısı-zaman grafiği	95
Şekil 6.25. Haynes 25 numunelerinin 500°C'de sürtünme katsayısı-zaman grafiği	96
Şekil 6.26. İşlemsiz Haynes 25 numunesinin oda sıcaklığında 20 N yük altındaki aşınma izi SEM görüntüsü ve EDS analizi	98
Şekil 6.27. 850°C'de borlanmış Haynes 25 numunesinin oda sıcaklığında 20 N yük altındaki aşınma izi SEM görüntüsü ve EDS analizi	100
Şekil 6.28. 950°C'de borlanmış Haynes 25 numunesinin oda sıcaklığında 20 N yük altındaki aşınma izi SEM görüntüsü ve EDS analizi	101
Şekil 6.29. 1050°C'de borlanmış Haynes 25 numunesinin oda sıcaklığında 20 N yük altındaki aşınma izi SEM görüntüsü ve EDS analizi	102
Şekil 6.30. İşlemsiz Haynes 25 numunesinin 500°C ortam sıcaklığında 20 N yük altındaki aşınma izi SEM görüntüsü ve EDS analizi	103
Şekil 6.31. 850°C'de borlanmış Haynes 25 numunesinin 500°C ortam sıcaklığında 20 N yük altındaki aşınma izi SEM görüntüsü ve EDS analizi	104
Şekil 6.32. 950°C'de borlanmış Haynes 25 numunesinin 500°C ortam sıcaklığında 20 N yük altındaki aşınma izi SEM görüntüsü ve EDS analizi	105
Şekil 6.33. 1050°C'de borlanmış Haynes 25 numunesinin 500°C ortam sıcaklığında 20 N yük altındaki aşınma izi SEM görüntüsü ve EDS analizi	106

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 5.1. Deneyde kullanılan Haynes 25 süperalaşımının görünümü.....	59
Resim 5.2. Borlama işleminin gerçekleştirildiği fırın	60
Resim 5.3. 4 saat fırında bekletilen potaların işlem sonunda fırın dışına alınma görüntüsü.....	60
Resim 5.4. Borlama işlemi sonunda soğumaya bırakılan potanın görüntüsü	61
Resim 5.5. SEM (Taramalı Elektron Mikroskobu) cihazı	62
Resim 5.6. Malvern Panalytical EMPYREAN cihazı	63
Resim 5.7. Aşınma test düzeneği.....	64

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler	Açıklamalar
Al	Alüminyum
Al₂O₃	Alüminyum oksit
B	Bor
B₂H₆	Diboran
B₄C	Bor Karbür
BCl₃	Bortriklorit
C	Karbon
Co	Kobalt
Cr	Krom
Fe	Demir
FeB	Demir borür
H₃BO₃	Borik asit
Mg	Magnezyum
Mo	Molibden
Na₃AlF₆	Kriyolit
NaBF₄	Sodyum tetrafloraborat
Na₂B₄O₇	Susuz boraks (disodyum tetra borat)
Na₂B₄O₇.10H₂O	Boraks dekahidrat
Na₂B₄O₇.5H₂O	Boraks pentahidrat
NaBO₂H₂O₂3H₂O	Sodyum perborat
NaCl	Sodyum klorit
Nb	Niyobyum
Ni	Nikel
Re	Renyum
Ta	Tantalyum
Ti	Titanyum
V	Vanadyum

Kısaltmalar**Açıklamalar****GSP**

Geometrik sıkı paket

HMT

Hacim merkezli tetragonal

HV

Vickers sertlik değeri

MA

Mekanik alaşımlama

MC

Metal karbür

ODS

Oksitlerle güçlendirilmiş alaşımlar

SEM

Taramalı elektron mikroskobu

TSP

Topolojik sıkı paket

YMK

Yüzey merkezli kübik

XRD

X-ışını difraksiyonu

1. GİRİŞ

Yüzey işlemleri; metalik malzemelerin sertlik, süneklik, yorulma, aşınma ve korozyon gibi mekanik veya tribolojik özelliklerinin geliştirilmesi amacıyla yapılmaktadır. Bu işlemler üretim maliyetini düşürmekle birlikte malzemelerin aşınma ve korozyona karşı direncinin artırılmasında rol oynayarak malzemelerin kullanım ömrünün uzamasında büyük önem taşır. Özellikle işlemler arasında malzemenin aşınma direnci ve korozyon dayanımının artırılması endüstriyel ortamlardaki işlemler için büyük önem arz etmekle birlikte bir çoğunluğunun amacını ilk sırada teşkil eder. Aşınma ve korozyon, dünyada her yıl önemli malzeme kayıplarına ve bunun neticesinde de maddi kayıplara sebebiyet vermektedir (Hocking, Vasantasree, Sidky, 1989).

Bir malzemenin yüzey özellikleri ne kadar geliştirilirse çalışma koşullarında kullanılması için gerekli olan dayanım ve kullanım ömrü aynı derecede iyileştirilmiş olur. Malzemelerde ortaya çıkan aşınma ve korozyon problemleri, günümüzde hala üzerinde çalışılmaya devam edilen konular arasında yer alıp karşılaşılan bu problemler için yeni yöntemler geliştirilmeye devam etmektedir. Bu yöntemler arasında son yıllarda yaygın olarak gelişme gösteren kaplama teknolojileri, malzemelerin yüzey özelliklerinin iyileştirilmesinde ön plana çıkmaktadır. Malzemelerin çevre koşullarında bozulmasına ve yüzey hasarlarının minimum düzeye indirilip yüzey dayanımlarının artırılmasında kaplama yöntemlerinin tercih edilmesi bu yöntemlerin malzeme yüzeyinde olumlu derecede etki bıraktığının göstergesidir (Dinç, 2013). Bu amaçtan yola çıkılarak borür, karbür, oksit ve nitrürlerle yapılan kaplama çeşitleri büyük ilgi görmektedir (Hocking vd., 1989).

Termokimyasal bir kaplama yöntemi olan borlama, malzemelerin yüzey özelliklerinin geliştirilmesi amacıyla yapılan difüzyona dayalı bir yüzey sertleştirme işlemi olup, daldırma tekniği ile kaplamaya en uygun tekniklerden biridir (Béjar ve Moreno, 2006). Çoğunlukla 700°C ile 1050°C sıcaklık aralığında bir veya oniki saat sürelerle gerçekleştirilen borlama işlemi, atom çapı oldukça küçük boyutta olan bor elementinin malzeme içerisine kolaylıkla difüze olması esasına dayanır (Jain ve Sundararajan, 2002).

Bor verici ortamlarda bulunan bor atomlarının yüksek sıcaklıklarda malzeme yüzeyine yayındırılması ile gerçekleştirilen bu işlem sonucunda; malzeme yüzeyinde sürtünme katsayısı düşük, aşınma ve korozyona karşı dirençli çok sert ve dayanıklı bir tabaka oluşur. Bu tabaka malzemeye kazandırdığı aşınma dayanımı ile hem servis koşullarındaki kullanım ömrünü arttırmakta hem de ekonomik açıdan tasarruf sağlamaktadır. Asit ve bazların oluşturduğu korozif ortam koşullarında ve yüksek sıcaklıklarda korozyona karşı mükemmel dayanım göstermesi sebebiyle borlama yöntemi, diğer yüzey sertleştirme yöntemlerinden belirgin olarak üstünlük sağlamaktadır. Borlama işlemi, alaşımlı ve alaşımsız çeliklere, döküm yöntemiyle üretilen demirlere, demir dışı metaller ve alaşımlarla birlikte bu alaşım çeşitlerinin toz metalürjisi ile geliştirilen tozlarına ve aynı zamanda belirli süperalaşım gibi birçok malzeme gruplarına uygulanabilirler (Karahana, Alsaran, Çelik, 2002). Bu sebeple başta demir esaslı malzemelere uygulanmakla birlikte birçok malzeme grubu üzerine borlama çalışmaları yapılmıştır. Günümüz endüstrisinde özellikle yüksek sıcaklıklardaki çalışma koşullarında kullanılan süperalaşımın performanslarını ve servis ömürlerini daha da arttırmak amacıyla kaplama işlemleri uygulanabilmekte ve katmanlı kaplamalar da günümüzde popülerliğini korumaktadır (Monceau vd., 2010; Dwivedi vd., 2013).

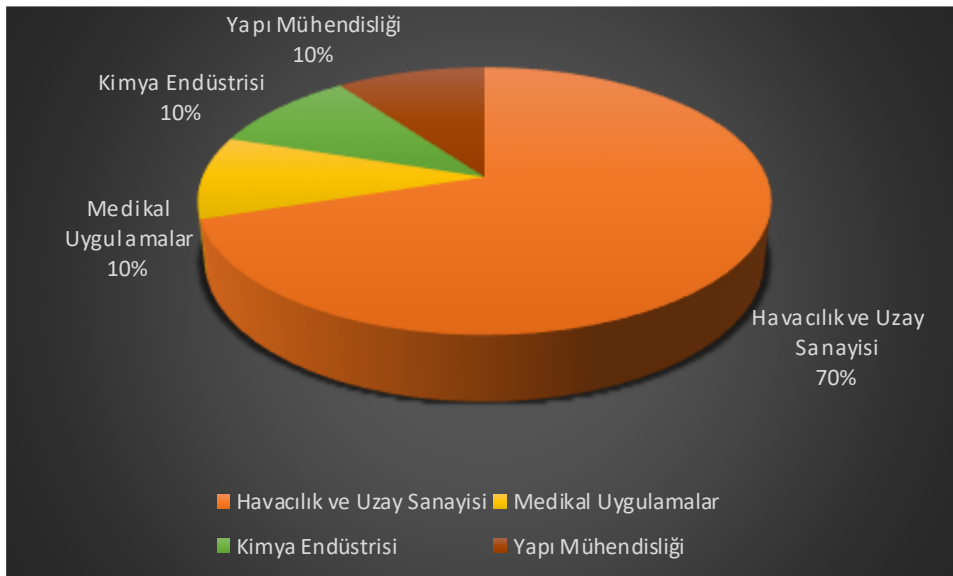
Kaplama yöntemleri arasında yer alan borlama tekniği, termokimyasal bir kaplama yöntemi olup malzeme yüzeyinin sertleştirilmesinde kullanılan önemli bir yüzey sertleştirme işlemidir. Gelişmiş ülkelerin endüstrisinde bor kaplamaları yaygın olarak tercih edilmektedir. Dünyada en çok bor rezervine sahip Türkiye için borun önemi son yıllarda daha çok anlaşılmıştır. Birçok malzeme grubu üzerinde borlama tekniği uygulanmış olup özellikle demir esaslı malzemeler için çeşitli düzeyde araştırmalar yapılmıştır. Fakat süperalaşım üzerine bu araştırmalar yeterli düzeyde olmayıp borlama tekniği yüksek sıcaklık malzemeleri olan süperalaşım üzerine çalışılması gereken konular arasında yer almıştır (Dinç, 2013). Demir ve nikel esaslı süperalaşım için çok fazla araştırma yapılmasına rağmen kobalt esaslı süperalaşımın borlanması konusundaki çalışmalar yetersiz kalmıştır.

Bu tez çalışmasında malzeme olarak nükleer reaktörler, tıbbi gereçler ve gaz türbinleri gibi yüksek aşınma ve sıcaklık dayanımının gerekli olduğu koşullarda tercih edilen kobalt esaslı Haynes 25 süperalaşımı kullanılmıştır. Amaca uygun olarak 40x40x5 mm ebatlarında numuneler kesilerek hazırlanmış ve metalografi numuneleri kalıplanarak yüzey sertleştirme işlemlerine geçmeden önce parça yüzeylerinde bulunan kir, pas ve istenmeyen tabakaların giderilmesi için kademeli olarak 180-1200'lük SIC zımparalar ile yüzey temizliği yapılmış ve parlatma işlemlerine tabi tutulmuştur. Borlama toz harmanı olarak %90 B₄C (bor karbür) ve %10 NaBF₄ (sodyum tetrafloroborat) tozları kullanılmıştır. Borlama için hazırlanan numunelere 850, 950 ve 1050°C sıcaklıklarında 4 saat süre ile farklı borlama işlemleri tatbik edilmiştir. Borlanan parçalardan numuneler kesilerek metalografik olarak hazırlama sonrası optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu altındaki mikroyapıları incelenerek tabaka kalınlığı ölçümleri yapılmıştır. Ölçülen bu değerlerle borlama süresi ve zamanı ile ilgili optimizasyonlar araştırılmıştır. Borür tabakasının, geçiş bölgesinin ve ana malzemenin sertlikleri mikrosertlik cihazı ile ölçülmüş ve X-ışını difraktometresi (XRD) ile borür tabakasının bileşimi ortaya çıkarılmıştır. Borlanmış numunelere ball-on disk aşınma cihazında alümina (Al₂O₃) bilyaya karşı 20 N yük, 250 m kayma mesafesi boyunca, oda sıcaklığı ve 500°C parametrelerinde aşınma testleri uygulanmış ve numunelerin farklı ortam sıcaklıklarında gösterdiği dirençler araştırılarak borlamanın aşınma direncine etkileri incelenmiştir. Elde edilen borür tabakalarının yüksek sertlik ve kendinden yağlama özellikleri sayesinde oda sıcaklığında işlemsiz numuneye göre 18 kat ve 500°C'de 4 kat civarında bir aşınma direnci sağlanmıştır. Borür tabakalarının yüksek sıcaklıklarda aşınma oranlarında iyileşmenin azalması aşınma mekanizmasının 500°C'de oksidatif aşınmanın yanında fracture tipi aşınmaya dönüşmesi durumundan kaynaklanmaktadır. Öte yandan İşlemsiz Haynes 25 alaşımının oda sıcaklığındaki aşınma mekanizması mixed type (abrasive, oksidatif ve plastik deformasyon) şeklinde meydana gelmiş iken 500°C'de ise oksidatif ve fracture tipi aşınma mekanizmasına dönüşmüştür.

2. SÜPERALAŞIMLAR

Yüksek sıcaklık uygulamalarında uzun süreler boyunca yapı ve özelliklerini kaybetmeden çalışma olanağı sağlayan malzemelere süperalaşım malzemeleri denir. Bu malzemeler metalik karakterli bir yapıya sahip olup ergime sıcaklığı (T_m) 0,8'e kadar olan bir sıcaklıkta dahi uzun süre yapı ve özelliklerini koruyabilmektedirler (Odabaşı, 2010). 540°C ve üzerindeki sıcaklıklarda kullanılmak amacıyla üretilen bu alaşımlar çok yönlü özelliğe sahiptirler ve bu sahip olduğu üstün özellikler, düşük sıcaklıklardaki sünekliliği, yüksek sıcaklıkta yüksek dayanımları ve muhteşem derecede yüzey dengesini bir arada bulundurmalarıdır (Metals Handbook, 2004).

Süperalaşım II. Dünya Savaşı'ndan önce "ısıya dirençli alaşımlar" veya "yüksek sıcaklık alaşımları" gibi kavramlarla ifade edilmiş, II. Dünya Savaşı'ndan sonra da yüksek sıcaklıklarda çalışma olanağı gerektiren jet motorlarının gelişim göstermesiyle "süperalaşım" terimi kullanılmaya başlamıştır (Bouse ve Mihalisin, 1989). Türbinlerde kullanılan yakıt randımanında artış sağlamak ve çekiş gücünü azaltmaya yönelik yapılan çalışmalar neticesinde bu tip uygulamalar için kullanıma elverişli olduğu ve yüksek sıcaklıklarda gösterdiği performans sonucu ortaya çıkmıştır (Reed, 2006). Şekil 2.1'de süperalaşımın farklı sektörlerdeki kullanım oranları verilmiştir (Ezugwu, 2005). Bu şekle göre süperalaşımın en yaygın kullanım alanını havacılık ve uzay sayısının oluşturduğu açık bir şekilde ifade edilmiştir (Ezugwu, 2005).



Şekil 2.1. Süperalaşımın farklı sektörlerdeki kullanım oranları (Ezugwu, 2005)

Çoğunlukla yüzey dengesinin ve şiddetli mekanik çarpılmalarının gerekli olduğu durumlarda kullanılan VIII B grubu elementleri baz alınarak yüksek sıcaklık uygulamalarında hizmet vermesi için geliştirilmişlerdir. Periyodik tablodaki VIII B grubu Fe, Ni, Co ve VI B grubu Cr elementleri referans alınarak daha az miktarda da Ti, Al, Ta, Nb, W ve Mo elementlerinin kombinasyonlarıyla oluşturulan süperalaşım, yüksek sıcaklıklarda yüksek performans göstermeleri için geliştirilmiş olup, yaygın olarak kullanımları II. Dünya Savaşı'ndan sonra gerçekleşmiştir (Altın, 2005).

Süperalaşımın bilinen en önemli özellikleri; uzun süreler boyunca yüksek sıcaklıklara dayanım göstermeleri ve aynı zamanda sıcaklığa bağlı olarak gelişen korozyon dayanımlarıdır. Bu özelliklerinin yanı sıra düşük sıcaklıklarda son derece duktıl ve üstün yüzey özelliği sergilemeleri malzemelerin çeşitli uygulama alanlarında kullanılmalarına ve bulunduğu şartlara adapte olmalarına imkan sağlamıştır (Odabaşı, 2010).

Yüksek sıcaklıklarda (1500-1650°C) yüksek dayanım gösteren bu alaşımlar 1950'li yıllarda uçak türbin motorlarında kullanılmaya başlanmalarıyla birlikte üstün performanslarından dolayı hızlı bir gelişim göstermiş ve günümüzde diğer sektörlerde de zaman geçtikçe yaygın bir kullanım alanına sahip olmuştur (Akın, 1998). Yüksek sıcaklıklardaki çalışma koşullarında dayanım sağlayabilen birçok malzeme türü üretilmeye çalışılmış olsa da bu malzemelere kıyasla şiddetli mekanik çarpılmaların veya gerilmelerin etkili olduğu durumlarda hatta yüzey dengesinin gereklilik sağladığı çalışma koşullarında süperalaşım tercih edilmektedir (Donachie ve Donachie, 2000). Örneğin toplam ağırlığının %10'u süperalaşımlardan yapılan uçak turbo jet motorlarında bu oran %50'ye 1985 yılında %60'a ise 1993 yılında ulaşmıştır. Günümüzde havacılık sanayi, nükleer santraller, gaz türbinleri, seramik sanayi gibi yüksek sıcaklık mukavemeti ve oksidasyon direnci gerektiren pek çok uygulamalarda Inconel (600, 625, 718, X750), Haynes (HR120, HR160, HR224), Rene 41 ve Ninomic 90 bilenen en önemli süperalaşım türleridir (Akın, 1998).

Süperalaşımın içyapılarında yüzde olarak kobalt (Co), krom (Cr), demir (Fe), nikel (Ni), niyobyum (Nb) ve magenzyum (Mg) elementlerinden bir tanesini fazlaca ihtiva eder ve değişen çevre koşullarında yüksek sıcaklık ve yüksek gerilim altındaki çalışma ortamlarında dahi yapısal kararlılık gösterirler. Bu tür malzemeler yapılarında değişik karbür ve intermetalik fazları özellikle katı çözültü matrisi içerisinde ince bir film tabakası şeklinde bulundurlar. Bu özelliklerinin yanı sıra süperalaşım ortalama 1000-1200°C arasında

kullanılabilmelerine karşın daha yüksek sıcaklıklarda çalışma olanağı sağlasa da kabul edilen ve önerilen kullanım sıcaklığı erime sıcaklığının %80'i ($0,8T_m$) ve daha alt düzeyindeki sıcaklıklardır (Erdem, 2007). Çizelge 2.1'de süperalaşımın yapılarında bulunan elementler ve bu elementlerin üstlendiği görevler verilmiştir.

Çizelge 2.1. Süperalaşımın yapılarında bulunan elementlerin etkileri (Bradley, 1988)

Demir esaslı	Kobalt esaslı	Nikel esaslı	Etki
Cr, Mo	Nb, Cr, Mo	Co, Cr, Fe, Mo	Katı çözelti güçlendiriciler
C, Ni, Co	Ni	Co	YMK matris stabiller
Ti	Ti	W, Ta, Ti, Mo, Nb	MC
...	Cr	Cr	M_7C_3
Cr	Mo, W	Cr, Mo, W	$M_{23}C_6$
Mo	...	Mo, W	M_6C
C, N	C, N	C, N	M(CN) tipi
P	Karbürlerin genel içeriğinin ilerleyişi
Al, Ti, Ni	...	Al, Ti	Formlar γ' $Ni_3(Al, Ti)$
Al, Zr	Hexagonal $\mu(N_3Ti)$ yavaşlatma formasyonu
...	...	Co	γ' nin yükselen solvus sıcaklığı
...	...	Cr	γ' nin azalan solvus sıcaklığı
Al, Ti, Nb	Al, Mo, Ti, W, Ta	Al, Ti, Nb	Zorlanan intermetaliklerin içeriği
Cr	Al, Cr, Ta	Al, Cr, Ta	Korozyon dayanımı
La, Y	La, Y, Th	La, Th	Sıcak korozyon mukavemeti arttırıcılar
B	B, Zr	B, Zr	Kanal sınır özelliklerini arttıranlar
...	...	Hf	Orta sıcaklık yumuşaklığını arttıranlar
...	...	B, C, Zr	Sınır ayarlamasına yol açanalar

Yüksek sıcaklıklarda yapısal özelliklerini koruyabiliyor olmalarından dolayı “yüksek sıcaklık malzemeleri” olarak nitelendirilen süperalaşımın, bu koşullarda bir yüksek sıcaklık malzemesinden beklenen özellikleri karşılama gerektirir. Bu özelliklerden en dikkat çekici olanı; malzemenin ergime sıcaklığına yaklaştıkça maruz bırakıldığı yük karşısında gösterdiği dirençtir. T_{oper} ($T_{operation}$), yükün uygulandığı sıcaklık ve T_m ($T_{melting}$), malzemenin ergime sıcaklığı olarak tanımlanırsa; T_{oper} / T_m değeri Kelvin cinsinden homolog sıcaklık oranı olan T_h değerini ortaya çıkarır. T_h değerinin 0,6'nın üzerinde olması bir malzemenin yüksek sıcaklık malzemesi olarak kabul edildiği anlamına gelir. Örneğin nikelin ergime

sıcaklığı 1455°C'dir. 1000°C çalışma koşulunda kullanılmak istenen malzemenin homolog sıcaklık oranı (T_h); $(1000+273)/(1455+273) \sim 0,75$ değeri bulunur. Bu değer 0,6'dan büyük olma koşulunu sağladığı için malzemenin yüksek sıcaklık malzemesi olduğu anlaşılmış olur. Aynı şekilde kobaltın ergime sıcaklığı 1495°C olup 1100°C'de çalışan malzemenin T_h değeri; $(1100+273)/(1495+273) \sim 0,77$ 'dir ve yüksek sıcaklık malzemesi olarak nitelendirilir. Yüksek sıcaklık malzemelerinden beklenen diğer bir özellik ise uzun süreler boyunca uygulandığı mekanik deformasyona karşı gösterdiği dayanımı ifade eden sürünme kavramıdır. Sürünme, geri dönüşümü olmayan deformasyon olarak ifade edilir ve yüksek T_h değerlerinde aktifleşen önemli bir özelliktir. Çoğu uygulamalarda düşük seviyelerde sürünme gerilim birikimi olması istenir. Malzemeler için statik özelliklerin korunması önemli olduğundan sürünme gerilimi ile beraber akma, çekme ve kopma gerilmeleri de istenilen düzeylerde olmalıdır (Reed, 2006).

Karmaşık bir kimyasal yapıya sahip olan süperalaşım lar dövme, hadde ile levha haline getirme gibi işlemlerle üretilebilirler, hatta yüksek derecelerde alaşımlama yapılan türlerinde ise döküm yöntemi uygulanır. Yüksek oranda alaşımlama yapılan türlerinin dışındakilerde kaynak yapılarak sert lehimleme ile üretim sağlanmasına karşın yüksek derecede sertleşme fazı içeren ve yüksek miktarda alaşımlama yapılan süperalaşım türlerine kaynak yapmak bir hayli güçtür. Dövme yöntemi ile üretilen süperalaşım ların yüksek korozyon direncine sahip olmasının başlıca sebebi yapılarında iyi düzeyde krom bulundurmalarıdır. Döküm yöntemi ile üretilen ilk türlerinde krom miktarını bünyelerinde fazlaca bulundurmalarına karşın teknolojinin ilerlemesiyle birlikte malzeme içine yüksek sıcaklıklarda dayanım sağlayan farklı tür elementlerin katılabilmesi anlaşılmış ve bu gelişmeden sonra krom miktarının malzeme bünyesinde bulunma oranı azalarak bunun yerini yeni elementler almıştır (Donachie ve Donachie, 2000).

Genel olarak 650°C'nin üstündeki sıcaklıklardaki süperalaşım içerisinde demir alaşımlarının aynı zamanda Fe, Ni, Co, Cr ve katı çözeltili takviyeli nikel esaslı alaşımların dayanımları ikinci safha takviyeli nikel esaslı ve kobalt esaslı süperalaşım ların dayanımlarından çok daha düşüktür. Diğer alaşım türlerine göre dayanımı düşük olan demir esaslı süperalaşım lar, uzun süreli çalışma şartlarında ve şiddetli mekanik gerilmelerin olduğu uygulamalarda tercih edilmezler. Ergime sıcaklıklarının yüksek olması nedeniyle yüksek sıcaklık ve mekanik zorlama gerektiren durumlarda nikel ve kobalt esaslı süperalaşım lar ön plana çıkmaktadır. Demir esaslı süperalaşım lar diğer alaşımlara göre düşük sıcaklık işlemlerinde ve düşük

maliyet gerektiren koşullarda sıklıkla kullanılırlar. 16-25-6 alaşımı olarak bilinen ve yapı olarak %16 Cr, %25 Ni ve %16 Mo elementlerini içeren alaşım türü ilk üretilen demir esaslı süperalaşım olarak kabul edilir. Az miktarlarda tungsten ve molibden ihtiva eden Fe, Ni, Co alaşımları esas olarak katı çözeltili takviyelidir. Yapılarında alüminyum ve titanyumu düşük miktarda bulunduran demir esaslı alaşımların yüksek sıcaklıklarda daha fazla dayanım göstermesinin yolu Al-Ti mukavemet kazandırma safhasının çökeltilmesiyle oluşturulmuştur. Kobalt esaslı alaşımlar ise ergime sıcaklıklarının yüksek olmasından dolayı 1100°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda dahi nikel esaslı alaşımlardan çok daha fazla dayanım gösterirler. Yüzey merkezli kübik katı çözeltili matris yapısında olan ve içerisinde karbür bileşikleri içeren döküm yöntemiyle şekillendirilmiş kobalt esaslı süperalaşımlar gaz türbin motorlarında kullanılmaktadırlar (Bradley, 1988).

2.1. Süperalaşımların Tarihsel Gelişimi

1950-1970 yılları arasında geliştirilen ilk süperalaşımlar, östenitik paslanmaz çeliklerin bir modifikasyonu olup günümüzde kullanılan birçok malzemenin temelini oluşturur. Gelişen teknoloji ile birlikte önemli elementlerin süperalaşım malzemelerinin içerisine katılması ve birbiri içerisinde uyumlu bir kombinasyon oluşturması yeni bir mekanik ve kimyasal özelliklerde süperalaşımların elde edilmesine olanak sağlamıştır (Erdem, 2007).

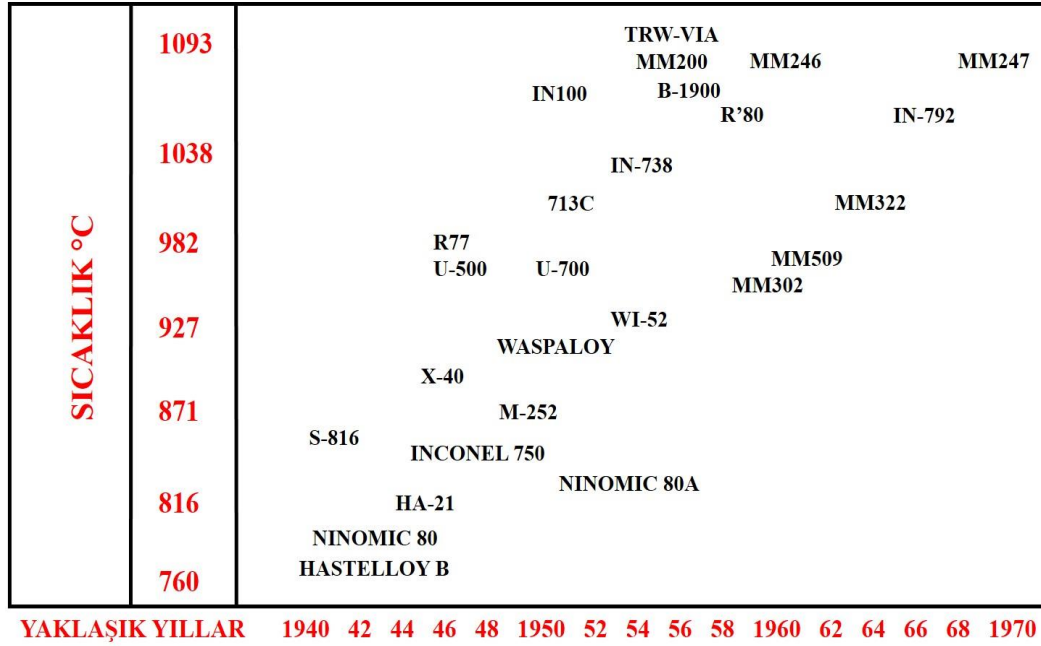
İlk olarak gaz türbinlerinde kullanılması için geliştirilen süperalaşımlar, teknolojik gelişmelerle birlikte yapısal özelliklerini sürekli olarak yenilemiş ve daha sonra nükleer reaktörler, uzay araçları, roket motorları, denizcilik sanayi ve petrokimyasal çalışma alanlarında geniş bir kullanım alanına sahip olmuştur. Yüksek sıcaklığa dayanıklı alaşımların üretilmesi 1940'lı yıllarda başlanmasıyla birlikte bu gelişmelerde İngiliz Whittle Motorunun ilk uçak gaz türbininde kullanılmak amacıyla ısı direnci yüksek alaşımlara ihtiyaç duyması etkili olmuştur. Bu gelişmenin ardından süperalaşım malzemelerinin gelişim sürecinde ilerleme kaydedilmiş ve nikel esaslı ilk süperalaşım olan Nimonic 7'in üretilmesiyle birlikte diğer Nimonic serilerinin üretimi hız kazanmıştır. 1940 yıllarına gelindiğinde bu serilerden sonra üretilen Nimonic 80 A, yüksek frekanslı eritme yöntemi kullanılarak havada eritilmiştir (Sims ve Hagel, 1972). Bu alaşıma yapılan hacimce %20 oranında kobalt ilavesi ile Nimonic 80A'dan yaklaşık 50°C daha sıcaklık dayanımına sahip Nimonic 90 alaşımı üretilmiştir. Türbin motoru üretiminde kullanılmak amacıyla bu alaşımlardan çok daha dirençli ve daha yüksek sıcaklık dayanımlarına sahip malzemelere

ihtiyaç duyulmuş, bunun sonucunda molibden ilavesi ile üretilen alaşımlar meydana getirilmiştir (Ezugwu, Bonney, Yamane, 2003). Daha sonra süperalaşım malzemelerinin ve üretim yöntemlerinin gelişmesiyle birlikte vakum altında eritme ve inceltme yöntemleri keşfedilmiş, bu yöntemle vakum altında inceltme sağlanarak Udimet 700 ve Nimonic 115 gibi daha iyi dövülebilir güçlü yapılarda süperalaşımlar üretilmeye başlanmıştır (Sims ve Hagel, 1972). Bu gelişmelerin üzerine General Electric Company ve Pratt and Whitney Aircraft firmalarının ısıya dayanıklı malzemeler üzerindeki çalışmaları sonucunda Waspalloy ve MA252 adında yeni dövme nikel alaşımları bulunmuştur. Bu iki alaşımlara katı eriyik ve karbür yapıcı element olarak kullanılan molibden ilavesi alaşımları önemli bir konuma getirmiştir (Ezugwu vd., 2003).

Yaklaşık 1950'li yılların sonuna kadar dövme yöntemiyle üretilen süperalaşımlar uygulama alanlarında tam anlamıyla kabul görmemiş ve bu durum yeni üretim yöntemlerinin gelişmesine katkı sağlayarak döküm teknikleri geliştirilip vakum altında eritme yöntemi keşfedilmiştir. Inco 713 C alaşımı bu yeni üretim tekniği olan vakum altında eritme yöntemiyle üretilmiş ilk süperalaşımdır. Bu alaşım, yapısında bulundurduğu yüksek karbon miktarıyla fazlaca karbürleri yapısında barındırmış ve düşük sıcaklıklarda zayıf bir dayanım oluşturması problemlerin yaşanmasına sebep olmuştur. Düşük karbonlu üretim sağlanmasıyla bu problem aşılmış olup türbin bıçakları gibi uygulama alanlarında kullanılmaya başlanmıştır (Sims ve Hagel, 1972).

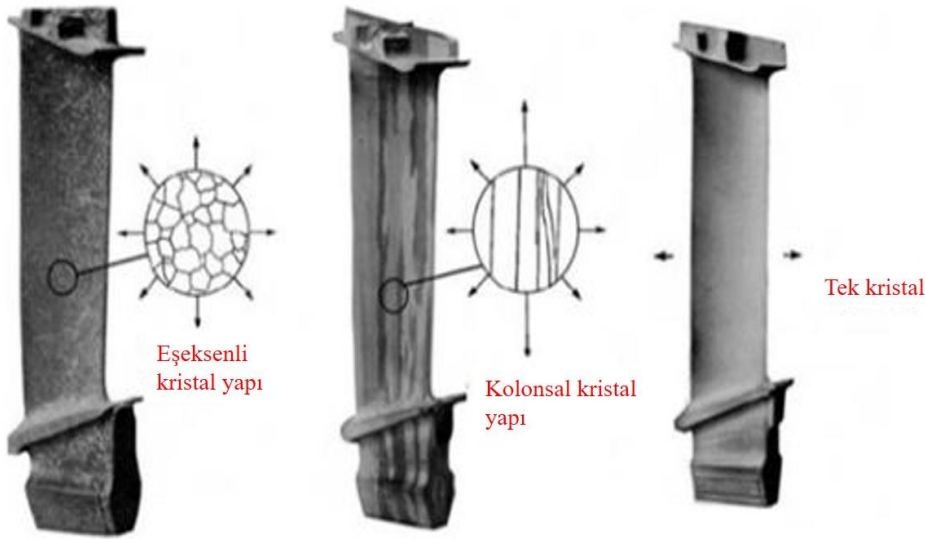
Titanyum ve alüminyum miktarlarının artırılması ile üretilen yeni alaşımlarla döküm alaşımlarına olan talep karşılanmaya çalışıldı. Bu istek IN 100 alaşımını ortaya çıkardı. Daha sonra 1960'lı yılların ortalarına gelindiğinde General Electric firması tarafından Rene 77 alaşımı üretildi. Bu alaşımı daha yüksek korozyon ve sürünme gerilimine sahip Rene 80 takip etti. Bu alaşımların üretilmesi yeni yaklaşımların ortaya çıkmasında etkili oldu. Özellikle 1960'lı yılların sonlarına doğru alaşımlara daha yüksek oranda titanyum ve alüminyum eklenmesi malzeme geriliminde olumlu bir etki bıraktığı görüldü. Bununla birlikte titanyum elementini düşük düzeyde tutmak döküm yöntemine kolaylık sağlıyordu ve bu yüzden B-1900 döküm alaşımı meydana geldi. Aynı şekilde titanyum ve alüminyum miktarlarının düşük oranlarda kalması sağlanıp alaşım yapısına yüksek oranlarda molibden ve tantalum katılması malzemenin katı solüsyon gerilimini attırdığı gözlemlendi. Martin Metals firmasının girişimleriyle molibden yerine tungsten kullanılarak geliştirilen Mar-M 200 süperalaşımı endüstriyel koşullarda kullanılmak amacıyla geliştirildi ve bu alaşımın

verimliliği üzerine incelemeler yapıldı. Yapılan incelemeler sonucunda Mar-M 200 alaşımında dökülme ve sıcak sürünme gibi problemlerin ortaya çıktığı gözlemlendi. Bu problem kompozisyon içerisine %2 hafniyum elementinin eklenmesi ile ortadan kaldırılmıştır (Tali, 2010). Süperalaşımın yıllara göre gelişimi Şekil 2.2’de verilmektedir.



Şekil 2.2. Yüksek sıcaklık alaşımlarının yıllara göre gelişimi (Bradley, 1988)

Döküm ve dövme yöntemi ile üreilmeye başlayan süperalaşımın gelişen teknolojilerle birlikte üretim yöntemlerinde değişiklikler yaşanmıştır. Vakumla indüksiyon yönteminin 1950 ve sonrasında gelişmesiyle süperalaşımın kalitesinde artış görülmüş ve bu gelişmeler süreç içerisinde yenilenmeye devam etmiştir. Örneğin, döküm yönteminin gelişmesi ile başlayan doğrudan katılma prosesi, çapraz tane sınırlarının oluşmasını sağlayan kolonsal mikroyapıların ortaya çıkmasında etkili olan bir gelişmedir. Bu gelişme beraberinde mono kristal yapı olarak adlandırılan tek kristalli süperalaşımın ortaya çıkmasında etkili olmuştur. Tek kristalli süperalaşımında tane sınırı ortadan kaldırılarak malzemenin sürünme mukavemetinde artış gerçekleştirilmiştir. Bunun oluşma sebebi ise döküm işlemi uygulanan malzemelerde tane sınırının ortadan kaldırılması ile katılma esnasında oluşabilecek bileşim farklılığını (mikrosegregasyon) azaltmayı hedefleyen karbür ve borür gibi mukavemet artırıcı alaşım elementlerinin içyapıya eklenmesidir. Bu alaşımlar malzemenin ısı işlem uygulamalarına olanak sağlayıp ısı işlem sırasında ergimenin başlamasına engel olarak malzemenin yorulma ömründe artış sağlarlar (Roger, 2006). Süperalaşımın tane yapısı Şekil 2.3’te gösterilmektedir.



Şekil 2.3. Süperalaşımların tane yapısı (Roger, 2006)

1970’li yıllara gelindiğinde süperalaşımların gelişimi için önemli bir yer tutan yeni üretim yöntemleri keşfedilmiştir. Bunlar mekanik alaşımla (MA) ve dağılmış oksitlerle güçlendirilmiş alaşımlar (ODS) olarak adlandırılırlar. Yüksek sıcaklık korozyonuna dayanıklı malzemelerin üretilmesinde etkili olan bu yöntemler süperalaşımların gelişiminde önemli bir yere sahip olmuştur. Ayrıca bu yöntemler γ çöktürleri veya oksitlerin dağılımı ile güçlendirilmiş süperalaşımları üretmeye olanak sağlayarak yüksek sıcaklık dayanımı gerektiren çalışma şartlarında kullanılmak için sektörde yerini almıştır (Sarıkaya, 2014).

2.2. Süperalaşım Metalürjisi

Yüksek sıcaklık malzemeleri olarak adlandırılan süperalaşımlar, temel olarak kobalt, nikel ve demir gibi elementleri içerse de yapılarında buldukları ortalama 10 ila 20 alaşım elementi sebebiyle son derece kompleks bir içyapıya sahiptirler. Bu elementlerin bir araya gelerek oluşturduğu fazlar kendi içlerinde geometrik sıkı paket (GSP) veya topolojik sıkı paket (TSP) olarak adlandırılırlar. γ' , Ni_3Al ve Ni_3Ti gibi geometrik sıkı paket fazlarının süperalaşım malzemelerinde bulunması istenirken malzemenin kopma dayanımı ve sünekliğinde düşüşe sebep olan mu, sigma ve laves gibi topolojik sıkı paket fazlarının oluşması istenmez. Süperalaşımların içyapılarında meydana gelen diğer fazlar ise karbürler ve borürlerdir. Bunlar MC , M_{23}C_6 , M_6C çeşitleri olarak ortaya çıkarlar. Yapılarında yeterli miktarda karbon ve diğer karbür yapıcı alaşım elementlerini içeren süperalaşımlarda bu karbürler matris içinde çöktürler halinde ortaya çıkarlar. Malzemelerin yapılarında karbür oluşabilmesi için gerekli olan karbon miktarları farklı malzemeler için farklı oranlara

sahiptirler. Örneğin, bu oran %0,02-0,2 östenitik paslanmaz çeliklerde iken %0,05-0,2 nikel esaslı süperalaşım için geçerlidir. Kobalt esaslı süperalaşımlarda ise karbür oluşabilmesi için gerekli olan karbon miktarı ağırlıkça 0,25-1 olarak belirlenmiştir. Reaktif veya refrakter elementlerin oluşturduğu MC türü karbürler veya karbür fazları çoğunlukla tane sınırlarında yer alırlar. Bu karbürler kullanım alanlarına göre veya ısıtım işlem gibi uygulamalar sonucunda M_6C veya $M_{23}C_6$ türü karbürlerle dönüşebilirler (Altın, 2005).

Nikel, yüzey merkezli kübik yapıda olup $8,908 \text{ g/cm}^3$ yoğunluğa ve 1453°C ergime sıcaklığına sahiptir. Demir ve kobalt elementleri oda sıcaklığında sırasıyla hacim merkezli kübik ve hacim merkezli sıkı paket yapısına sahip olmasına karşın nikel alaşımları oda sıcaklığında östenitik yüzey merkezli kübik yapıdadır. Süperalaşımların kapalı bir kafes sistemine sahip olması üretim avantajlarına katkı sağlamıştır (Reed, 2007).

Katı çözeltili sertleştirilmesi, çökelti sertleştirilmesi ve tane sınırında karbür oluşturma demir ve nikel esaslı süperalaşımlarda mukavemet artırma yöntemleri olarak bilinmektedir. Yüzey merkezli kübik yapıda γ (östenit) olarak dizayn edilen nikel matris, yapısında yüksek miktarda alüminyum, titanyum, molibden, volfram, demir ve kobalt katı çözeltilerini bulundurulur. Yüzey merkezli kübik yapıdaki γ' fazı önemli bir çökelti olup nikel alaşımlarında $Ni_3(Al, Ti)$ yapısındadır. A_3B kimyasal formülüne sahip olan bu çökelti fazında A; düşük elektronegatiflikleriyle bilinen demir, nikel ve kobalt elementlerini içerirken B ise elektropozitif element olan titanyum, alüminyum ve niyobyum elementlerinden oluşur. γ' fazı düşük yüzey enerjileri ile uzun süre kararlılığa sahiptir. Bunun sebebi γ' çökeltisinin östenit matris ile %1 uyumsuzluğa sahip olmasıdır. Ayrıca γ ve γ' fazları arasındaki koherant yapı yüksek sıcaklıklarda korunmaya devam eder ve düşük irileşme hızı gösterir. Bu özellik alaşımların çok yüksek sıcaklıklarda dahi aşırı yaşlanma hızının düşük olmasını sağlar. Çökelti yapısını belirleyen durum γ/γ' uyumsuzluğudur. Örneğin çok küçük düzeydeki uyumsuzluklar küresel çökelti oluşmasını sağlarken yüksek derecedeki uyumsuzluklar kübik çökelti yapısını oluşturur (Campbell, 2006). Alaşım elementlerinin süperalaşımlardaki rolleri Çizelge 2.2'de verilmektedir.

Çizelge 2.2. Süperalaşımlarda alaşım elementlerinin rolleri (Smallman ve Bishop, 1999)

Alaşım Elementi	Katı Çözelti Oluşturucu	γ' Oluşturucu	Karbür Oluşturucu	Tane Sınırı Mukavemetlendirici	Oksit Oluşturucu
Cr	✓		✓		✓
Al		✓			✓
Ti		✓	✓		
Mo	✓				
W	✓		✓	✓	
B				✓	
Zr				✓	
C					
Nb		✓	✓		
Hf			✓	✓	
Ta		✓	✓	✓	

Çizelgeden anlaşılacağı gibi birçok element alaşım içerisinde karbür oluşturma amacıyla yer almaktadır. Bu alaşımların oluşturduğu karbürler malzemede tane sınırı mukavemetlenesinde etkilidirler. Literatürde karbürlerin süperalaşımlar için önemi belirgin bir şekilde ifade edilmiştir. Temelde üç önemli görevi vardır. İlk olarak alaşımların oluşturduğu karbürler, tane sınırlarında düzgün bir şekilde yer alırlarsa tane sınırlarını güçlendirmekle birlikte tane sınırı kaymalarının önüne geçer ve tane sınırları boyunca gerilme gevşemesi sağlarlar. Bir diğer görevi ise γ' çökelti fazları ile sertleştirilmesi mümkün olmayan kobalt esaslı süperalaşımlarda tane sınırı mukavemetlenmesinde etkilidirler. Son olarak bağlayıcı görevini üstlenip diğer elementleri bağlayarak faz kararlığı oluşmasını sağlarlar. Karbürler, matristen daha sert ve kırılğan bir yapıya sahiptirler. Bu özelliklerinden dolayı tane sınırlarındaki dağılımları alaşımın mekanik özelliklerini etkilemektedir. Bir yapıda karbür oluşmaması demek tane sınırlarında boşlukların oluşması ve tane sınırı kaymalarının görüleceği anlamına gelmektedir. Hiç olmamasının aksine tane sınırlarında bir film tabakası şeklinde oluşurlarsa da malzemede gevrekliğin artacağı belirtilir. Bundan dolayıdır ki karbürlerin tane sınırlarındaki dağılım oranları oldukça önemlidir (Campbell, 2006).

2.3. Süperalaşımların Üretim Yöntemleri

Süperalaşımların üretim yöntemleri ilerleyen teknolojik gelişmelerle birlikte yıldan yıla sürekli bir değişim süreci içerisinde girmiştir. Bu süreç süperalaşım yöntemlerinin gelişmesine ve yeni özellikler kazanmasına olanak sağlamıştır. Döküm yöntemiyle üretilmeye başlayan süperalaşımlar ilk olarak 1940'lı yıllarda polikristal eşeksenli döküm yöntemi kullanılarak üretilmeye başlanmıştır. 1960'lı yıllara gelindiğinde yönlendirilmiş katılaştırma (directionally solidified) ile ve 1970'lerde ise tek kristalli (single crystal) döküm yöntemi ile süperalaşımlar üretilmeye devam etmiştir. Yönlü katılma sağlayan döküm yönteminde sütunsal taneler büyüme yönüne eş doğrultuda oluşum sağlarlar. Örneğin; nikel esaslı süperalaşımların yönlendirilmesi kristallografik olarak $\langle 100 \rangle$ şeklindedir. Alt plakasında sulu soğutma prensibi uygulanan bir kalıbın içine sıvı metal dökülerek bu tip bir yapı meydana gelmektedir. 1970'lerde geliştirilen tek kristalli döküm yöntemi yönlü katılma döküm yönteminin gelişmiş modeli olarak karşımıza çıkar. Bu yöntemde tek bir tane seçilerek oluşumu yönlü katılma yöntemindeki gibi gerçekleşir. Tek bir tane katılma süresince bütün bölümü kapsayacak şekilde büyüme sağlar ve bu yapı sayesinde tane sınırları ortadan kaldırılarak mükemmel derece dayanıklı malzemeler ortaya çıkar. Tek kristalli malzemelerde ergime noktasının yükselmesinin temel sebebi tane sınırı mukavemetlenmesini gerçekleştiren zirkonyum, bor, silisyum ve karbon elementlerinin ortadan kaldırılmış olmasıdır. Bu durum malzemenin ergime sıcaklığında artış sağlayarak γ' (gamma üssü) fazında tam bir çözünme meydana getirir ve malzemenin dayanımını yükselterek yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılmasına olanak sağlar (Metals Handbook, 2004).

2.4. Süperalaşım Türleri

Uzay ve havacılık sanayi, gaz türbinleri, petrol rafineri gibi yüksek sıcaklık ve basınç altındaki uygulama alanlarında yüksek dayanım sonuçları vererek yapısal özelliğini korumalarından dolayı bu tür endüstrilerde süperalaşımlar sıklıkla tercih edilmektedirler. Temelde Fe, Ni ve Co esaslı olarak üç grupta nitelendirilen süperalaşım türleri, yapılarında buldukları alaşım elementlerine göre farklı koşullarda farklı karakteristik özelliğe sahiptirler. Örneğin; paslanmaz çeliklerden çok daha fazla nikel ve krom elementleri içeren ve süperalaşım türlerinden olan demir esaslı süperalaşımlar, yüksek sıcaklığa olan dayanımları çok iyi olmadıklarından dolayı işlenmesi en kolay süperalaşım türü olarak

bilinmektedirler. H-155, Incoloy 825 ve Alloy 901 alaşımlar demir esaslı süper alaşım olarak karşımıza çıkmaktadırlar (Motorcu, 2009).

Endüstriyel uygulamalarda fazlaca kullanım alanına sahip olan ve süperalaşımların en geniş grubunu oluşturan nikel esaslı süperalaşımlar, yüksek korozyon dayanımı ya da yüksek sıcaklıklarda yüksek dayanımın gerekli olduğu uygulamalarda sıklıkla kullanılırlar. Demir alaşımlarına göre işlenmesi daha zor olan nikel alaşımlar, kimyasal kompozisyonlarında genel olarak %38 ila %76 arasında Ni, %27'den fazla Cr ve %20 Co bulundururlar. Inconel 718, Nimonic 75, Hastelloy C-22 ve Waspaloy en bilinen nikel esaslı süperalaşım türleridir (Motorcu, 2009). Nikel esaslı süperalaşım grubuna dahil olan malzemeler düşük ergime sıcaklığında olmalarına karşın mekanik gerilme koşullarında en yüksek sıcaklık kapasitesine sahiptirler. Bu özelliklere sahip olmasına rağmen kobalt esaslı süperalaşımlarla kıyaslandığında aralarında belirgin bir fark olduğu gözlemlenmiştir. Örneğin; kobalt esaslı süperalaşımlar mükemmel derecede termal yorulma dayanımına sahip olmalarının yanı sıra çok daha iyi kaynak yapılabilme özellikleriyle de ön plana çıkarlar (Davis, 1997). Bunun dışında çok kristalli döküm yöntemiyle üretilen kobalt esaslı süperalaşımların mekanik dayanımı ergime sıcaklığının yüksek olmasından dolayı yaklaşık 1093°C ve üzerindeki çalışma koşullarında nikel esaslı süperalaşımlarınkinden çok daha iyidir. Süperalaşımlardaki sürünme ve kopma dayanımı kıyaslandığında yine çökelti serleştirilmesi ile mukavemetlendirilen nikel esaslı ve karbür çökeltmesi ile dayanım kazandırılan kobalt esaslı süperalaşımların dayanımları katı eriyik sertleşmesi ile mukavemet kazanan nikel ve demir esaslı süperalaşımlarınkinden üstünlük sağlamaktadır (Donachie ve Donachie, 2000).

Agresif koşullarda ve yüksek kesme sıcaklıklarında son derece iyi bir dayanıma sahip olan kobalt esaslı süperalaşımlar son yıllarda oldukça ilgi duyulan süperalaşım türü olarak kendisini ön plana çıkarmıştır. Yapılarında fazlaca kobalt bulundurmalarıyla birlikte krom, nikel ve tungsten de içeren bu alaşımlar daha az miktarda da titanyum, tantalyum, niyobyum ve molibden hatta değişen duruma göre de demir elementini yapılarında ihtiva ederler. Haynes 25, Haynes 188, Stellite 6B, AiResist 13 alaşımları kobalt esaslı süperalaşımlardır (Motorcu, 2009).

Yüksek sıcaklık malzemeleri gruplandırmasında yerini bulan bir diğer alaşım türü ise titanyum ve titanyum alaşımlarıdır. Diğer metallere göre oda sıcaklığında başlı başına daha yüksek dirence sahip olan titanyum alaşımları saf, alfa alaşımlar, alfa-beta alaşımlar ve beta

alaşımlar olarak dört farklı tipte karşımıza çıkarlar. Ağırlıkça %99-100 Ti; saf titanyum alaşımlarda, %90 ila %95 Ti; alfa alaşımlarda, %80 ila 90 Ti; alfa-beta alaşımlarda ve ek olarak Ti < %80; beta alaşımlarda bulunurlar. Korozyon ve yorulma dayanımları oldukça yüksek olan titanyum alaşımları yapılarında titanyumla birlikte vanadyum, zirkonyum ve alüminyum gibi elementleri de bulundurarak yüksek dayanım özelliği kazanan bu alaşımlar uçak gövde motorlarında kullanılmaktadırlar (Motorcu, 2009). Yapılarında bulundukları elementlere göre farklı isimleri alan süperalaşım çeşitlerinin genel sınıflandırması bir tablo şeklinde Çizelge 2.3'te gösterilmektedir.

Çizelge 2.3. Süperalaşım çeşitleri (Tyler ve Black, 1990)

Nikel (Ni) Esaslı	Demir (Fe) Esaslı	Kobalt (Co) Esaslı
Udimet (400, 500, 520, 630, 700, 710, 720)	Disaloy	Haynes 25 /L-605
Astroloy	V-57	Stellite 6B
Waspaloy	Alloy 901	MAR-M918
Inconel (578, 597, 600, 601, 617, 625, 706, 718, x750)	Incoloy (800, 801, 802, 807, 825, 903, 907, 909)	MP35N
Unitemp AF2-IDA6	Haynes 556	MP159
Nimonic (75, 80A, 90, 105, 115, 263, 942, PE.11, PE.16, PK33)	H-155	Haynes 188
M-252	A-286	Elligo
Haynes 230		
Rene (45, 95)		
Pyromet 860		
Cabot 214		
Hastelloy (C-22, G-30, S, X)		

2.4.1. Nikel esaslı süperalaşımlar

Yapılarındaki temel elementi Ni olmakla birlikte önemli derecede Cr ihtiva eden bu alaşım türleri, günümüzde kullanım alanı en fazla olan süperalaşım türleridir. %30 ila %75 nikel ve %30'a kadar kromla birlikte demir, kobalt, molibden, tungsten ve tantal elementlerinin kombinasyonları ile oluşturulmuş nikel esaslı süperalaşımlar, katı çözelti ve ikinci aşama intermetalik çökeltme ile kuvvetlendirilmiştir. Yüksek sıcaklıklarda dahi (650-1100°C) yapısal özelliklerini koruyabilen bu alaşımlar, korozyon dayanımını arttırmak amacıyla

hacimsel olarak küçük boyutlarda titanyum (Ti), alüminyum (Al), molibden (Mo), niyobyum(Nb) ve tungsten (W) elementlerini içerirler. Bu yapısal özelliklerinden dolayı 650°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda paslanmak çeliklere kıyasla çok daha iyi mekanik dayanım gösterirler. Yapılarında bulundukları nikel ve krom sayesinde mükemmel düzeyde oksidasyon direnci sağlayan nikel esaslı süperalaşım türleri, oksidasyon ve korozyon direncinin gerekli olduğu koşullarda ve yüksek dayanım gerektiren çalışma şartlarında sıklıkla tercih edilmektedirler. Ana bileşen (matris), yüzey merkezli kübik (YMK) kafes sistemine sahip östenitik (γ) yapıda olup istenilen bileşime ulaşabilmek için çok sayıdaki elementin çok iyi kontrol edilmesi gerekir (Arunachalam ve Mannan, 2000).

Nikelin yüzey merkezli kübik yapıya sahip olması nikel esaslı süperalaşımın yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılması için çok büyük bir etken olmuştur. Çünkü kapalı bir kafes, atomlar arası bağın oluşturduğu artan kohezif enerjiyle malzemede düktil bir yapı ve tokluk oluşturur. Bununla birlikte yüzey merkezli kübik (YMK) yapıdaki nikelin oda sıcaklığından erime sıcaklığına kadar kararlı bir yapıda olması, bu sıcaklık aralığında faz dönüşümünün gerçekleşmemesi anlamına gelir ve yapının yüksek sıcaklık bileşeni olarak kullanılmasına olanak sağlar (Donachie ve Donachie, 2000; Reed, 2006). Nikel esaslı süperalaşımın yaklaşık kimyasal kompozisyonu Çizelge 2.4'te tablo şeklinde verilmektedir.

Çizelge 2.4. Nikel esaslı süperalaşımın ortalama kimyasal bileşimleri (Sarıkaya, 2014)

Element	Yaklaşık sınır değerler (%)
Nikel (Ni)	%47 ila %49
Krom(Cr)	%6 ila %25
Kobalt (Co)	%10 ila %28,5
Demir (Fe)	%22 üst sınır
Alüminyum (Al)	%6.5 üst sınır
Tantalyum (Ta)	%8 üst sınır
Niyobyum (Nb)	%6 üst sınır
Vanadyum (W)	%12,5 üst sınır
Molibden (Mo)	%10 üst sınır
Titanyum (Ti)	%6 üst sınır
Karbon (C)	%0,27 üst sınır
Diğer element çeşitleri	Düşük oranlarda B, Mg, Hf, Zr, Y, Ce, La

Endüstride yaygın olarak tercih edilen nikel esaslı süperalaşımın; döküm, dövme, hem tek kristalli hem de çok taneli olarak yönlendirilmiş katılaştırılmış ve yeni tip alaşımlarda da toz metalürjisi teknikleriyle üretilmeleri mümkündür (Odabaşı, 2010). Bu üretim teknikleri ile oluşturulan nikel esaslı süperalaşımın sıklıkla tercih edilmelerinin sebepleri; yüksek ısı gerilim, yüksek sertlik özelliği, düşük ısı iletkenliği, takım üzerine güçlü kaynak olabilme kabiliyeti ve yapılarında buldukları yüksek oranda aşındırıcı karbür taneciklerinin varlığıdır (Brandt, Gerendas, Mikus, 1990).

Gaz türbin kanatları için geliştirilen döküm yöntemiyle üretilen çok kristalli nikel esaslı süperalaşım, yeni üretim yöntemlerinin çıkmasıyla yerini yeni tip süperalaşımlara bırakmıştır. Bu gelişme sütunsal taneli, tek kristal dökümlerin ortaya çıkması olarak bilinir. Tek kristalli dökümlerin varlığı döküm süperalaşımında yüksek sıcaklıklarda çalışma kabiliyeti ve daha yüksek mekanik dayanım sağlamıştır (Erdoğan, 2001). Bunun en önemli sebebi, tek kristalli yapılarda tane sınırlarının olmayışdır ve bu özellik malzemeye iyi derecede sürünme mukavemeti kazandırır. Bu dayanım çok kristalli alaşımlarda hafniyum elementinin malzemeye ilave edilmesiyle gerçekleştirilir. Hafniyumun malzeme içerisindeki varlığı yönlü katılaştırılmış taneler arasında uzunlamasına kırık oluşum ihtimalini minimum düzeyde kalmasını sağlar ve orta sıcaklıklarda düktil yapısına olumlu derecede katkı sağlar (Erdem ve Akmandor, 2004).

Nikel esaslı süperalaşımın kimyasal kompozisyonu

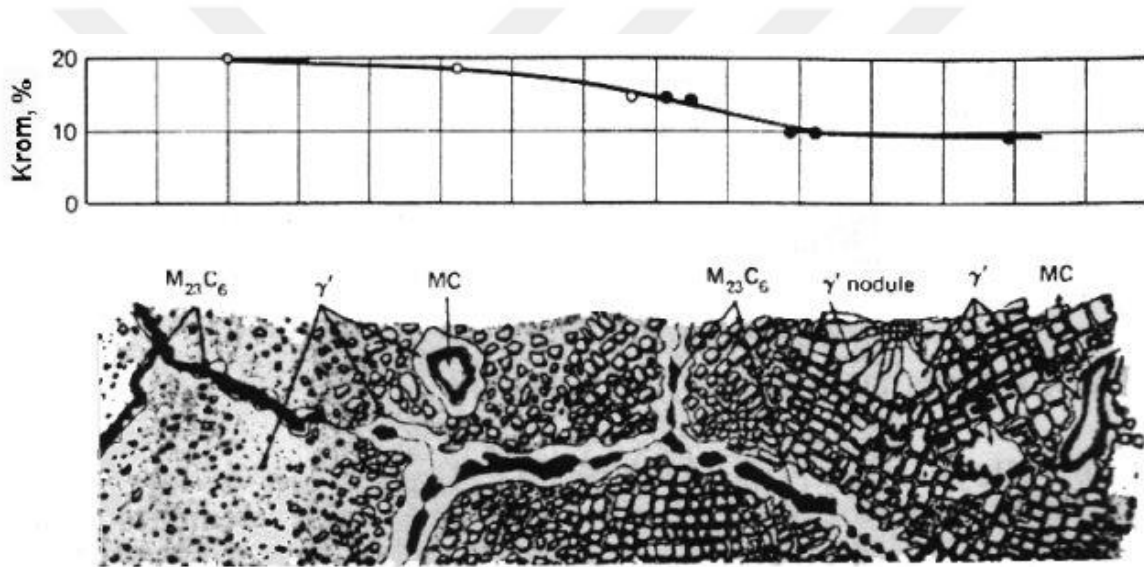
Yüzey merkezli kübik (YMK) yapıdaki östenitik nikel matrisin yüzey dengesi alüminyum (Al) ve krom (Cr) elementleriyle gerçekleştirilir. Cr_2O_3 ve Al_2O_3 gibi oksit tabakalarının oluşmasında alüminyum ve krom elementleri etkili olmuş ve malzeme yüzeyinde yüzey kararlılığı sağlamıştır. Örneğin; alaşım içerisindeki krom elementi oksijenle tepkimeye girerek metalik elementlerin difüzyonuna engel olan ve yüzey kararlılığı sağlayan Cr_2O_3 oksit tabakasını oluşturur. Katı eriyik sertleştirici ve karbür yapıcı olarak molibden (Mo), niyobyum (Nb), tantalyum (Ta), renyum (Re) ve tungsten (W) elementleri kullanılır. Tantalyum (Ta), renyum (Re) ve tungsten (W) katı eriyik sertleştirici, alüminyum (Al) ve titanyum (Ti) ise çökelti yapıcı olarak malzeme iç yapısında yer alır (Davis, 1997).

Nikel esaslı süperalaşımın mikroyapısında birçok element bulundurmakta ve buna bağlı olarak birçok faz yapısı oluşmaktadır. γ (gamma martis), yüzey merkezli kübik yapıdaki ana

alaşım elementini (nikel) oluşturan östenitik matris fazıdır ve birçok katı eriyik elementlerini içerir. γ' (gamma prime veya gamma üssü) fazı ise aynı şekilde yüzey merkezli kübik yapıda olup titanyum (Ti) ve alüminyum (Al) elementlerinin eklenmesi ile meydana gelen matrisle uyumlu intermetalik bir bileşiktir. Kimyasal kompozisyonu $X_3(A,B)$ şeklindedir ve $Ni_3(Al,Ti)$ çökeltisi nikel esaslı süperalaşımların gamma prime fazını oluşturan, alaşıma yüksek sıcaklıkta yüksek dayanım ve sürünme direnci sağlayan birincil sertleştirme fazıdır. (Davis, 1997; Donachie ve Donachie, 2000). Hacim merkezli tetragonal (HMT) yapıya sahip olan γ'' (gamma double prime veya gamma iki üssü) fazı, nikel (Ni) ve niyobyum (Nb) elementlerinin uyumlu bir şekilde oluşturduğu Ni_3Nb intermetalik bileşiğidir. Bu çökelti düşük ve orta sıcaklıklarda malzemede yüksek dayanım sağlarken yüksek sıcaklıklarda ise özellikle 650°C ve üzerindeki sıcaklıklarda kararsız bir yapı sergiler. Aşırı yaşlandırma işlemine tabi tutulan gamma double prime (γ'') çökeltisi ile serleştirilmiş nikel esaslı süperalaşımlarda Ni_3Nb fazı ortorombik kristal yapılı δ fazına dönüşüm gerçekleştirir. Malzeme içyapısında düşük miktarda oluştuğunda sürünme ve kopma dayanımı hatta yorulma dayanımı gibi özellikler için fayda sağlasa da uyumsuz bir yapıya sahip olmasından dolayı yüksek miktarda oluşursa malzemede dayanım sağlamaz (Metals Handbook, 2004; Davis, 1997). Uzun süreli yüksek çalışma koşullarında demir (Fe), nikel (Ni) ve kobalt (Co) esaslı süperalaşımların yapısında ortaya çıkan hekzagonal kristal yapılı η (eta) fazı, yüksek derecede alüminyum (Al) ve titanyum (Ti) içeren bir faz olup Ni_3Ti kimyasal bileşimine sahip intermetalik bir bileşiktir. Hücrede tane boyunca iğnemi şeklinde veya tane sınırlarında hücresele biçimde meydana gelen bu faz, malzemenin mekanik özelliklerini olumsuz etkilediğinden dolayı oluşumu önlenmesi gereken bir faz çeşididir (Davis, 1997).

Malzeme içyapısında meydana gelen σ , μ ve Lava gibi topolojik sıkı paket fazlar (TCP), malzemenin kopma dayanımının düşmesine ve sünek bir yapı oluşturmaya sebep olan zararlı fazlardır. Hacim merkezli kübik elementlerini (Mo, W, Cr, Nb, Ta) içeren süperalaşımlarda bu fazların oluşması görülür. Hem düşük sıcaklıkta hem de yüksek sıcaklıkta malzeme yapısında olumsuz etki yaratan σ (sigma) fazı, $(Fe,Mo)_x(Ni,Co)_y$ kimyasal bileşiminden oluşur. Düşük sıcaklıklarda sert yapısından dolayı malzemede çatlak başlangıcına sebep olarak kırılma hasarı oluşturur. Yüksek sıcaklıklarda ise gamma (γ) matrisi içerisinde ısıya dayanıklı metallerin oluşmasına engel olarak kopma dayanımında düşüşe sebep olur. Genellikle demir esaslı süperalaşımların tane sınırlarında meydana gelen ve hekzagonal kristal yapıya sahip kapa partiküllü lava fazı XY_2 (Fe_2Mo , Fe_2Nb , Fe_2Ti) kimyasal formülüne sahiptir (Davis, 1997).

Nikel esaslı süperalaşımların yapılarında meydana gelen bir diğer faz türü ise karbürler olup süperalaşımlarda önemli bir yere sahiptir. Malzeme yapısına hacimce %0,02 ila %0,2 arasında karbon elementi eklenmesi, karbonun diğer reaktif elementler (Nb, Ta, Hf, Ti) ile uyum sağlamasına ve bileşik oluşturmasına sebep olur. Yeni formlar, büyük tanelerden oluşan düzensiz kübik yapıdaki MC (metal karbür) fazları olup genellikle NbC, HfC, TiC şeklinde malzeme yapısında gözlemlenir. Bu karbürler ısıtılma işlemi sonucunda tane sınırlarında krom, tungsten ve molibden zengin M_6C ve $M_{23}C_6$ karbürlerini oluştururlar. Tüm karbürlerin kristal yapısı yüzey merkezli kübik (YMK) olup tane sınırlarında sınırlayıcı olarak görev aldığından süperalaşımlar için önemli bir yere sahiptirler (Metals Handbook, 2004; Davis, 1997).



Şekil 2.4. Nikel esaslı süperalaşımlarda krom miktarına bağlı olarak bulunan fazların mikroyapısal değişimi (Donachie ve Donachie, 2000)

Nikel esaslı süperalaşımların içerdiği ana fazlar aşağıdaki gibi sıralanabilir (The Materials Information Society, 1990).

- Gamma matris, yüksek miktarda katı çözültü elementlerini içeren yüzey merkezli kübik yapıdaki nikel esaslı süperalaşımlarda bulunan ana fazdır. Saf nikel, yüksek elastik modüle sahip olmaması ile birlikte gamma matris uzun süre yüksek sıcaklık dayanımları için mukavemetlendirme işlemi uygulanabilir.
- Gamma prime, Ni_3Al gibi yüzey merkezli kübik yapıdaki çökeltileri oluşturabilmek için içyapıya alüminyum ve titanyumun eklenmesiyle elde edilen faz çeşididir. Ni_3Al bir intermetalik faz olup dar bir kompozisyon aralığına sahiptir. Isıl işleme tabi tutulan alaşımlarda tane sınırları boyunca gamma prime fazı oluşturulur. Bu faz malzemenin kopma dayanımına olumlu yönde etki sağlar.

- Gamma double prime; gamma matriks ile uyumlu Ni_3Nb gibi hacim merkezli tetragonal yapıdaki nikel niyobyum kombinasyonu sonucunda oluşan fazdır. Bu çökelti demir-nikel alaşımlarında düşük ve orta sıcaklıklarda yüksek mukavemet sağlarken yüksek sıcaklıklara çıkıldığında yapısal özelliğini korumaya elverişli değildir.
- Karbürler, malzemenin yapısına eklenen %0.02 ila %0.2 oranındaki karbonun titanyum, niyobyum ve hafniyum elementleriyle birleşerek oluşturduğu metal karbür (MC) yapılarıdır. Nikel alaşımlarında karbürler genellikle tane sınırlarında çökelirken demir ve kobalt alaşımlarında ise tane içlerine yerleşirler. Isıl işlem sonucunda metal karbürler ayrışma göstererek tane sınırlarında M_6C ve $M_{23}C_6$ gibi karbürlere dönüşürler. Metal karbürü (MC) iri taneli, düzensiz, kübik bir yapı görünümündeyken $M_{23}C_6$ karbürleri ise tane sınırlarında düzensiz, süreksiz ve blok partiküller halinde bulunurlar. $M_{23}C_6$ karbürleri nikel esaslı süperalaşımlara iyi derecede etki ederler. Tane sınırı kaymasına engel olarak alaşımın kopma mukavemetini artırır.
- Borürler, malzemenin sürünme ve kopma dayanımında artış sağlayan ve tane sınırlarında meydana gelen blok ve yarım ay şeklindeki borür partikülleridir. M_3B_2 kimyasal formülüne sahiptir ve tetragonal birim hücre yapısında bulunur.
- Topolojik Kapalı Paket Faz (TCP), alaşımların kimyasal bileşimleri dikkatli bir şekilde kontrol edilmezse ısıl işlemler sonucunda istenmeyen fazlar ortaya çıkabilir. Bu fazlar topolojik sıkı paket fazları olarak adlandırılırlar. Uzun plakalar ve iğne uçlu yapılarda görülen bu fazlar tane sınırı karbürleri üzerinde oluşum sağlayarak malzemenin dayanımında olumsuz etkiler yaratırlar. σ ve μ gibi topolojik sıkı paket fazları malzemede düşük kopma mukavemeti ve sünekliliğe yol açar. Özellikle nikel esaslı süperalaşımlarında meydana gelen σ fazı erken çatlamalara ve düşük sıcaklıkta gevrek kırılmaya sebebiyet verir (The Materials Information Society, 1990).

Karmaşık bir yapıya sahip olan süperalaşımlarda malzeme dayanımını arttırmak için birçok yöntem uygulanabilmektedir. Bunlar; katı eriyik yöntemi ile mukavemet kazandırma, γ fazı ile katı çözeltili mukavemetlendirmesi, γ' ve γ'' fazlarının hacimsel oranda arttırılması, γ' fazı ile katı çözeltili mukavemetlendirme, topolojik sıkı paket fazlarını minimum düzeyde tutma, γ' fazı ile tane sınırlarını ve karbürleri kontrol ederek mukavemet arttırma, tane büyüklüğü oranı için bileşen kalınlığının kontrolünü sağlamak süperalaşımlarda görülen mukavemet arttırma yöntemleri olarak sıralanabilir. Bu yöntemler süperalaşımların sertlik, dayanım, ergime noktası, kopma ve sürünme dayanımı gibi özelliklerini olumlu yönde etkiler. Nikel esaslı süperalaşımlara mukavemet kazandırma yöntemleri katı eriyik yöntemi ile mukavemet arttırma, intermetalik ikincil faz çöktürülmesi ile dayanım arttırma ve dağılım ile mukavemet artışı olarak bilinir. Birçok süperalaşım türlerinde sıklıkla kullanılan katı çözeltili ile mukavemet arttırma yöntemi; bileşimi oluşturacak bir metalin alaşım sistemi içerisinde çözünmesi ile katılaşma sonrasında sert bir yapının meydana gelmesi olarak

tanımlanabilir. Bu yöntem nikel esaslı süperalaşımlarda düşük tavlama sıcaklığında iyi derecede sürünme ve kopma dayanımı sağlarken orta sıcaklıklarda yüksek derecede süneklik ve yorulma dayanımı sağlar. Yüksek sıcaklık tavlamalarında ise maksimum düzeyde yorulma direnci gerçekleştirir. Katı çözelti içerisindeki intermetalik fazın çökeltilmesi nikel esaslı süperalaşımlara yaygın olarak uygulanan bir diğer mukavemet arttırma yöntemidir. Bu uygulamada doymuş katı çözeltisi hızlı bir şekilde soğutulur ve sonuçta bu doymuş katı çözeltisi düşük sıcaklıklarda daha yüksek oranda ikinci faz bileşiği yapısında bulundurulabilir. Bu da malzeme açısından iyi derecede doymuş hale gelmesine ve mukavemetinde artış sağlamasına etki eder (The Materials Information Society, 1990).

Örneğin nikel esaslı süperalaşımlarda γ' fazı içerisinde $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ intermetalik fazının çökeltilmesi bu alaşımların mukavemetine etki eden en önemli yöntemlerden biridir. Alaşım içerisinde alüminyum ve titanyum artışının beraberinde γ' fazının artışına etki edeceğinden ve hacimce γ' fazının artışı da malzemenin yüksek sıcaklık mukavemetinin artmasına sebebiyet vermesinden dolayı nikel esaslı süperalaşımlarda bu mekanizma oldukça önemli bir yere sahiptir. Alüminyum ve titanyum miktarının artışı malzemenin yüksek sıcaklık mukavemetinin artışına olumlu yönde etki sağlasa da krom için farklı bir durum oluşmaktadır. Krom artışı malzemenin korozyon ve oksidasyon direncinde artış sağlarken yüksek sıcaklık mukavemetine olumlu bir etkisi olmaz. Krom artışının γ' çözelti sıcaklığını düşürmesinden dolayı negatif bir durum oluşturabilir. Gamma double prime (γ'') fazı olarak bilinen Ni_3Nb çökeltme dayanımlı nikel esaslı süperalaşımların mukavemetini arttıran diğer bir intermetalik bileşiktir. Hacim merkezli kübik yapıya sahip olan γ'' fazının oluşması alaşımın direncinde olumlu etki bırakır. Bunun sebebi de içerisinde bulundurduğu niyobyum elementidir. Niyobyum, çökeltme sertleştirme sıcaklığını geciktirerek niyobyum dayanımlı alaşımların mukavemetlendirilmesini sağlar. Bu alaşımların diğer bir avantajı ise kaynak yapılabilme kabiliyetleridir. Ön kaynak çatlama görülmemesi ve kaynak sıcaklığının sertleşmeye sebep olmaması alaşımların kaynak edilebilme özelliğine etki etmektedir. (Huang, Chaturvedi, Richards, 1996).

Dağılım ile mukavemet artışında yüksek sıcaklıklarda iyi derecede hizmet vermesi için kullanılan en iyi dağılım malzemesi oksitler olarak bilinir. Bu yöntemde gamma prime (γ') intermetalik fazı yüksek sıcaklıklarda eriyik içerisine girerek matris içerisinde erimeden kararlı bir dağılım sergilerler. Bu da malzemenin mukavemetlendirilmesine olanak sağlar. Bazı gamma prime (γ') fazlarını oluşturabilmek için farklı yöntem izlenebilir. Örneğin

yaşlandırma sıcaklığından havada soğutma işlemine geçilerek bu fazlar elde edilebilir. Yaşlandırma işlemi küresel bir yapı elde edene kadar birkaç kez tekrarlanabilir. Ancak yaygın olarak yaşlandırma işlemi iki adımda gerçekleştirilmektedir. İlk yaşlandırma işleminde düşük sıcaklıklarda γ' fazının çökmesi tamamlanırken ikinci yaşlandırma işleminde ise daha ince yapıda γ' fazı elde edilir. Bu da malzemenin çekme mukavemeti ve kopma ömründe artış sağlar. Yaşlandırma tavlamasını havada soğutma yöntemi takip eder. (The Materials Information Society, 1990).

2.4.2. Demir esaslı süperalaşımalar

Östenitik paslanmaz çeliklerden geliştirilen demir esaslı süperalaşımaların östenitik matris ana bileşimi yüzey merkezli kübik (YMK) yapıdaki demir (Fe) elementidir. Malzeme içerisinde bulunan krom (Cr) elementi katı eriyik sertleştirici olarak görev alırken bor (B) ve zirkonyum (Zr) alaşımları ise tane sınırlarında oluşabilecek kırılmalara karşı direnç oluşturur ve böylece malzemenin kopma dayanımı ile kopma ömründe artış sağlamaktadır (Davis, 1997). Bu tür alaşımlarda hacimsel olarak %25-45 Ni, %15-60 Fe, oksidasyon dayanımı için %15-28 Cr ve katı çözeltili mukavemetlendirmesi için de %1-6 Mo oranlarında elementler mevcuttur. Çökelti serleştirmesi için ise yapılarında alüminyum ve titanyum elementlerini bulundurlar. Mukavemet arttırıcı elementler olarak alüminyum, titanyum ve niyobyum kullanılırken çökelti oluşturması için nikel kombinasyonu sağlanmıştır (Thomas, El-Wahabi, Cabrera, Prado, 2006).

İlk olarak intermetalik bileşik çökelti yöntemi ile oluşturulan demir esaslı süperalaşımalar gaz türbin motorlarında disk, bıçak ve bağlayıcılar olarak kullanılmıştır. Yüzey merkezli kübik yapıya sahip olan bu alaşımların matrisinde çökelen fazlar, malzemenin mekanik özelliklerinde değişikliklerin ortaya çıkmasında etkili olmuştur. Özellikle yüzey merkezli kübik yapıya sahip olmaları daha dirençli bir yapı sergilemelerine yol açar. Çünkü kapalı bir kafes sistemine sahip olmak malzeme açısından olumlu özellik gösterir. 650°C dereceye kadar olan sıcaklıklarda demir esaslı süperalaşımalar tercih edilebilirler fakat dayanımları nikel ve kobalt esaslılara kıyasla daha düşük olduğundan daha yüksek dayanım gerektiren uygulamalarda tercih edilmezler (Eker, 2008).

Demir esaslı süperalaşımarda karbürler ve intermetalik bileşikler sertleştirici olarak yapıda yer alırlar. Bunlardan en bilinenleri γ' (Ni_3Al), η (Ni_3Ti) ve γ'' (Ni_3Nb) çökelti sertleştiricileridir. Üç grupta incelenen demir esaslı süperalaşımaların sertleştirme mekanizmaları birbirleriyle farklılık gösterir. Birincil grupta yüzey merkezli kübik yapıdaki γ' (gamma prime) fazı titanyum elementince zengin olup bu tür alaşımların yapısında titanyum/alüminyum oranının yüksek derecede oluşması istenmez. Fazla miktarda titanyum elementinin olması içyapıda hegzagonal sıkı paket kristal yapıdaki η (Ni_3Ti) fazını oluşturur ve bu faz malzeme mukavemetinde azalmaya sebep olur. İkincil gruptaki demir esaslı süperalaşımaların yapılarında da çökelti oluşturan ve katı eriyik sertleştirici alaşımlar bulunur. Üçüncül grupta ise durum biraz daha farklıdır. Bu gruptaki alaşımlarda sertleştirme işlemi intermetalik bileşiklerin çökmesi ile gerçekleşmez fakat yüksek sıcaklık etkilerine karşı mükemmel derecede dayanım sağlar (Davis, 1997).

2.4.3. Kobalt esaslı süperalaşımalar

Saf metal olarak ele alındığında kobalt, 417°C 'nin altındaki sıcaklıklarda HSP yapıdayken, bu sıcaklığın üzerindeki sıcaklıklarda YMK yapıya dönüşmektedir. Kobalt esaslı süperalaşımalar oda sıcaklığından erime sıcaklığına kadar olan tüm süreçte yüzey merkezli kübik yapısını koruyabilmesi için nikel elementini içermektedir. Ayrıca yapısında bulundurduğu yüksek miktardaki krom elementi sayesinde çok iyi derecede korozyon dayanımına sahiptir (Davis, 1997). Kobalt esaslı süperalaşımlarda sertleştirme işlemleri diğer alaşımlardan farklı olarak γ' (gamma prime) ve γ'' (gamma double prime) fazlarının çökelti oluşturması ile değil, östenitik matris içerisindeki karbürler ve katı eriyik sertleştirici elementler ile sağlanmaktadır (Donachie ve Donachie, 2000).

Demir ve nikel esaslı süperalaşımalar yapılarında alüminyum (Al) ve titanyum (Ti) gibi ısıya dayanıklı elementleri içerdiğinden vakumla ergitme yöntemine ihtiyaç duyarlar. Fakat kobalt esaslı süperalaşımlarda bu durum farklılık gösterir. Bu tür alaşımlar argon ve hava ortamında ergitme yeteneğine sahiptirler ve bu özellik kobalt alaşımlarının avantajlı bir konumda olmasını sağlar. Kobalt esaslı süperalaşımlarda topolojik sıkı paket fazlarının oluşması diğer alaşımlara göre daha yaygındır ve bu fazlar malzemenin mekanik dayanımını olumsuz yönde etkiler. Çökelti sertleştirilmesi ile sertleştirilen kobalt esaslı süperalaşımlarda karbon elementi büyük önem taşır. Çünkü karbon alaşımda yüksek sürünme mukavemeti sağlar (Davis, 1997).

Kobalt esaslı süperalaşımalar, döküm ve dövme yöntemi kullanılarak üretilirler. Döküm yöntemi ile üretilen kobalt esaslı süperalaşımaların mukavemeti yüzey merkezli kübik yapıdaki östenitik matris ve karbür çökelti aracılığıyla sağlanır. Dövme yöntemi ile üretilen alaşımlarda ise yine yüzey merkezli kübik yapıdaki matris ve bu yapının kararlı olmasını sağlayan demir, karbon ve mangan etki göstermektedir (Donachie ve Donachie, 2000).



3. KOBALT ALAŞIMLARI

3.1. Kobalt

Periyodik tabloda demir ve nikel arasında yer alan atom numarası 27 olan ve $8,8 \text{ g/cm}^3$ öz kütleye sahip olan kobalt, süperalaşım için önemli bir element çeşididir. Ergime sıcaklığı 1495°C olan kobaltın kristal kafes yapısı 417°C 'den daha düşük sıcaklıklarda hegzagonal sıkı paket (HSP) iken 417°C 'den daha yüksek sıcaklıklarda yüzey merkezli kübik (YMK) yapıya sahiptir. Bu özelliğiyle nikel benzemesinden dolayı kobalt, yüksek sıcaklıklarda sahip olduğu karakteristik yapısından ötürü nikel mukayese edilebilmektedir. Çünkü 1455°C ergime sıcaklığına sahip olan nikel, kobalt gibi yüksek sıcaklıklarda YMK yapıya sahip bir alaşım çeşididir (Brooks, 1982).

Kobalt bazlı süperalaşım türleri yüksek sıcaklıktaki çalışma koşullarında nikel esaslılara göre daha çok tercih edilebilirler. Bunun sebebi kobalt esaslı süperalaşımın yüksek sıcaklıklarda yapılarını koruyabilmeleri ve bu sıcaklık aralığında oluşan karbürler sebebiyle yüksek mukavemet değerine sahip olmalarıdır. Bu sayede kobalt esaslı süperalaşım yüksek sıcaklık direnci ve mükemmel derecede aşınma-korozyon dayanımlarıyla ön plana çıkarlar (Kuzucu, Ceylan, Çelik, Aksoy, 1997).

3.2. Kobalt Esaslı Alaşım

415°C 'nin altındaki sıcaklıklarda hegzagonal sıkı paket yapısına sahip olan kobalt, nikel ile alaşımlandırıldığında oda sıcaklığından ergime sıcaklığına kadar yüzey merkezli kübik yapı halindedir. Döküm yöntemi ile üretilen kobalt alaşımlarında kobalt miktarı %50-60 oranında ve bunu %20-30 oranında krom takip ederken, dövme alaşımlarında %40 oranında kobalt ve yüksek oranda da nikel elementi bulunmaktadır. Kobalt esaslı süperalaşımın mukavemetlendirmesinde diğer alaşımlarda olduğu gibi parçacıklar görev almaz. Çünkü bu alaşımların yapısında parçacık yoktur. Mukavemetlendirme yöntemleri katı çözelti ve karbürler aracılığıyla gerçekleştirilmekte olup bu durum kullanım alanlarında kısıtlamaya yol açmaktadır. Mukavemetlendirme açısından çökelti sertleştirilmesi önemli bir yere sahipken ısı işlem ile dayanım artırma üzerinde henüz bir gelişme yoktur. Mukavemet sağlayıcı karbürler tane sınırları ve dentritik bölgeler arasında çökerek malzemenin dayanımının artmasında etkilidirler. Yüksek sıcaklıklara çıkıldığında ikincil karbürlerin

çökeldiği görülür ve bu çökelti karbürleri dislokasyon hareketlerini engelleyerek tane sınırı kaymalarının önüne geçer ve mukavemet artışı sağlarlar (Coutsouradis, Davin, Lamberigts, 1987). Bazı kobalt esaslı süperalaşımların kimyasal bileşimleri aşağıdaki çizelgede verilmiştir.

Çizelge 3.1. Kobalt esaslı süperalaşımların kimyasal bileşimleri (Bradley, 1988)

Alaşım	C	Ni	Cr	Co	Fe	W	Ti	Al	Ta
AirResist 215	0,35	0,5	19	63	0,5	4,5	-	4,3	7,5
FSX 414	0,25	10	29	52,5	1	7,5	-	-	-
Haynes 25	0,1	10	20	54	1	15	-	-	-
MAR-M 918	0,05	20	20	52	-	-	0,2	-	7,5
X-40	0,5	10	22	57,5	1,5	7,5	-	-	-

3.3. Kobalt Esaslı Alaşımların Kimyasal Kompozisyonları

Yapı olarak paslanmaz çelik ailesine benzeyen kobalt esaslı süperalaşımlarda krom elementinin yeri büyük önem taşımaktadır. Krom bu alaşımlara birçok özelliğiyle fayda sağlamaktadır. Oksidasyon ve korozyon direnci oluşturmasıyla bilinen krom, aynı zamanda katı eriyik sertleştiricisi olarak alaşım sisteminde yer alır. Aynı şekilde karbür çökmesi ile sertleştirme işleminde krom önemli bir yere sahiptir. Kobalt-krom ikili sisteminde kromun belirli bir dengede olması istenmektedir. Bunun sebebi daha yüksek seviyelerde sigma fazının oluşmasının önüne geçilmek istenmesidir. Kobalt esaslı süperalaşımlarda sertleştirme mekanizması olarak karbürlerin önemi belirgindir. Çökelti sertleştirme mekanizmasında kullanılan karbon ilavesi kontrollü bir şekilde yapılmalıdır. Bunun sebebi ise hacimsel olarak %0,3-0,6 aralığında ilave edilen karbon malzemenin mukavemetinde doğrusal olmayan bir artış göstererek kobalt esaslı süperalaşımların mekanik özelliklerine etkisi fazladır. Bu aralıkta mukavemet arttırmasıyla birlikte malzemenin sünekliliğinde düşme meydana gelir. Özellikle 650-927°C sıcaklık koşullarında ikincil karbür çökmesinden dolayı karbürlerde sünekliliğin daha çok düşmesi gözlemlenecektir (Sims, Stoloff, Hagel, 1987)

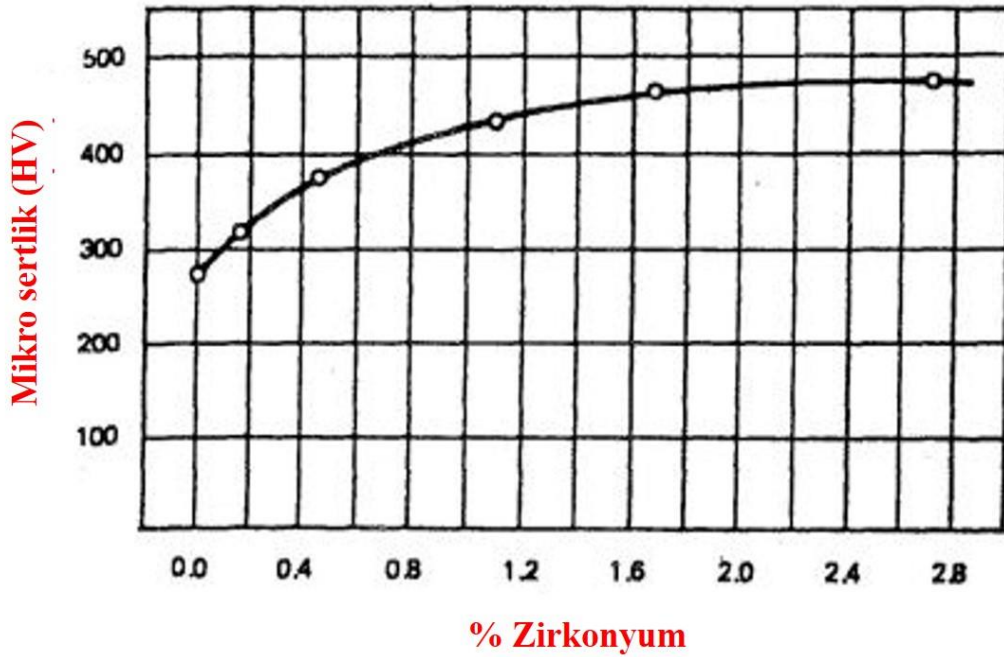
Kobalt esaslı süperalaşımlarda yüksek sıcaklıklara çıkıldıkça yüzey merkezli kübik yapıdaki östenitik kobalt matrisinin kararlılığında artış sağlamak ve düşük sıcaklıklarda hegzagonal sıkı paket yapısındaki kobalta dönüşmesinin önüne geçmek için alaşım sistemine ağırlıkça %20 oranında nikel veya demir elementleri eklenmiştir. Bu oran iyi derecede kontrol edilmelidir. Dövme yöntemi ile üretilen kobalt alaşımlarında demir ve nikel elementlerinin varlığı alaşımda deformasyon direncini aşağı çekerek şekil verme kabiliyetinde artış sağlar. Döküm yöntemleri ile üretilen alaşımlarda ise bu oran %10 olarak sınırlandırılmıştır. Bu orandan daha fazla seviyede demir ve nikel elementi alaşımın kopma dayanımında düşüş sağlayarak mukavemet azalmasına sebebiyet verir (Sims vd., 1987). Dövme ve döküm yöntemi ile üretilen kobalt esaslı süperalaşımlarda katı eriyik sertleştiricisi olarak tungsten ve molibden kullanılmaktadır. Bazı alaşım elementlerinin kobalt esaslı alaşımlara etkisi Çizelge 3.2 olarak verilen bölümde gösterilmiştir.

Çizelge 3.2. Alaşım elementlerinin kobalt esaslı alaşımlara etkisi (Sims vd., 1987)

Etkisi	Ni Östenitin kararlılığını artırır	Cr Yüzey kararlılığını artırır	W Katı eriyik sertleştirilmesi	Ti, Zr, Cb, Ta Karbür yapısı	C Karbür yapıcı
Örnekler (%)					
Problem	Korozyon direncini düşürür	TSP fazlarını meydana getirir		Yüzey kararlılığını düşürür	Sünekliği düşürür
X-4x	10	25	7,5		0,45
MM-509	10	24	7.0	3.5 Ta, 0,5 Zr, 0,2 Ti	0,60
L-605	10	20	15,0	-	0,10
HS-188	22	22	14,0	-	0,08

Diğer bir sertleştirme mekanizması olarak nitrür ve karbonitrürler kullanılabilir. Fakat bunlar diğer sertleştiriciler gibi yüksek düzeyde etki sağlamazlar. Karbürlerden daha az kararlı olup kullanım koşullarında bozulmaya sebebiyet verebilirler (Sims vd., 1987).

Zirkonyum, döküm yöntemi ile üretilen kobalt esaslı süperalaşımlarda önemli bir yere sahiptir. Bu element bazı kobalt alaşımlarının sertliğinde artış sağlamaktadır. Örneğin MAR-N 509 alaşımında bu etkisini açıkça göstermiştir (Opiekun, 1987).



Şekil 3.1. Döküm kobalt alaşımlarında zirkonyum elementinin alaşımların mikrosertliğine etkisi (Opiekun, 1987)

Döküm yöntemiyle üretilen kobalt esaslı süperalaşımlara olumlu yönde etki eden bir diğer element ise bor olarak bilinmektedir. Bor malzemede sünekliği ve kopma mukavemetini arttırmak için önemli bir yere sahiptir. Malzemenin içyapısındaki borun varlığı karbürlere karşıttır (Sims vd., 1987). Bazı süperalaşımlarda bor miktarı hacimsel olarak %0,1 seviyelerindedir. Fakat %4 seviyesinde bor içeren alaşım çeşitleri de mevcuttur. Bunun sebebi daha yüksek mertebelerde sertleştirme mekanizması oluşturmaktır. Bor elementi tane sınırlarında yayılım göstererek tane sınırı enerjisini azaltır ve malzemenin yüksek sıcaklık direncinde artış sağlar. Örneğin; Haynes 25 (L605) süperalaşımı 900°C sıcaklık ve 1000 saatlik çalışma şartlarında sürünme mukavemeti 70 MPa iken içyapıya az miktar (%0.01) bor eklenmesiyle aynı koşullarda sürünme mukavemeti 90 MPa'a yükselmiştir (Opiekun, 1987).

Bazı kobalt alaşımlarında ağırlıkça %5 alüminyum ilavesi malzemelerin oksidasyon ve sıcak korozyon direncinde artış sağlamıştır. Aynı şekilde titanyum elementi de Jetalloy 1960 gibi kobalt alaşımlarında yüzey merkezli kübik yapıdaki $(Co,Ni)_3Ti$ çökeltisini meydana getirmek amacıyla ilave edilmiştir. $704^{\circ}C$ 'de kararlı bir yapıya sahip olan bu faz, bu sıcaklığın üzerindeki sıcaklıklarda yüksek çekme mukavemeti sağlamaktadır. Fakat malzeme yapısına %5 oranından daha yüksek miktarlardaki titanyum elementi eklenecek olursa hegzagonal sıkı paket yapısına sahip Co_3Ti veya istenmeyen laves fazları (C_2Ti) meydana gelir (Sims vd., 1987).

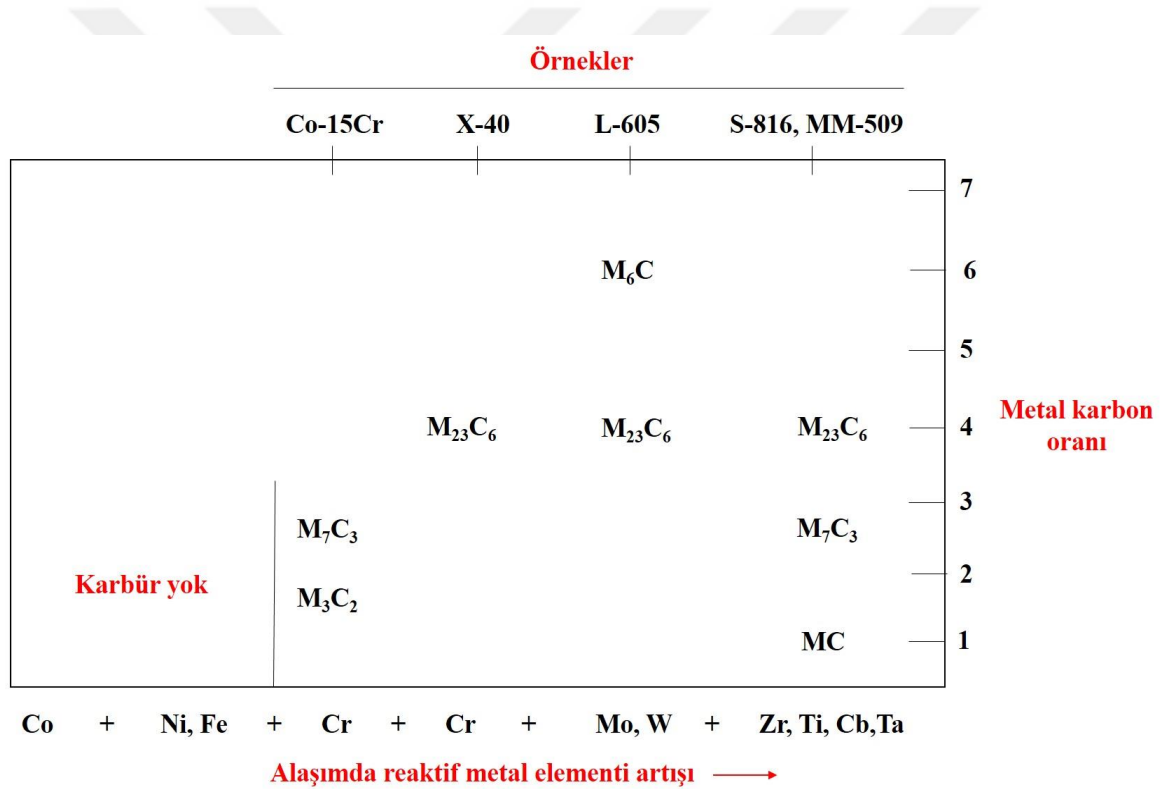
3.4. Alaşım Fazları

Süperalaşımlar içerisinde kobalt esaslı süperalaşımlar yapılarındaki birçok element sebebiyle tıpkı demir ve nikel esaslı süperalaşımlar gibi kompleks bir içyapıya sahiptirler. Bünyelerinde bulunan elementler kimyasal olarak farklı tür formlarda yer almasıyla birlikte birçok faz çeşitlerini meydana getirmiş olsalar da mükemmel derecede dizayn edilmiş kobalt esaslı süperalaşımlarda yalnızca östenitik matris ve karbürler yer alır. Kobalt esaslı süperalaşımların genel yapısı östenit (γ) olarak adlandırılan yüzey merkezli kübik yapıdaki ana matris, karbürler, geometrik sıkı paket fazları ($\gamma'(Ni, Co)_3(Al, Ti)$, ηNi_3Ti), topolojik sıkı paket fazları ($\sigma (Co, Ni)(Cr, Mo, W)$, Co_2Ta Laves, Co_7W_5Cr (Co, Ni, Cr, W) C) ve çok az miktarda bulunan hegzagonal sıkı paket yapısındaki kobalt (ϵ) bileşimleri olarak karşımıza çıkarlar. Bunların yanı sıra daha az miktarda da R(rombohedral)(Co,Cr,W,Fe), (Ta,Ti,Zr)(C,N) ve Ni_5Zr fazlarına da rastlanabilmektedir (Opiekun, 1987).

Kobalt esaslı süperalaşımlarda ana faz yüzey merkezli kübik yapıdaki östenitik matristir. Birçok kobalt alaşımlarının denge matrisi %50 kobalt elementi ile birlikte bileşim dengesinin yarı oranında nikel ve krom, geri kalan kısmını da tungsten ve diğer alaşım elementleri oluşturur. Haynes 25 alaşımı gibi tungsten ile alaşımlandırılmış kobalt alaşımlarında Laves fazı çökeltilerinin oluşması ve düşük sıcaklıklarda sünek bir davranış sergilemesinin temel sebebi yapısında bulundurduğu yüksek orandaki silisyumun varlığıdır.

Karbürler diğer alaşım türlerinde olduğu gibi kobalt esaslı süperalaşımların sertleştirilmesinde de büyük öneme sahiptirler. Diğer alaşım türlerinden farklı olarak karbon miktarı daha yüksek seviyededir. Örneğin östenitik paslanmaz çelikler hacimsel olarak %0,02-0,2 oranında karbon ihtiva ederken nikel esaslı döküm süperalaşımlarında bu oran

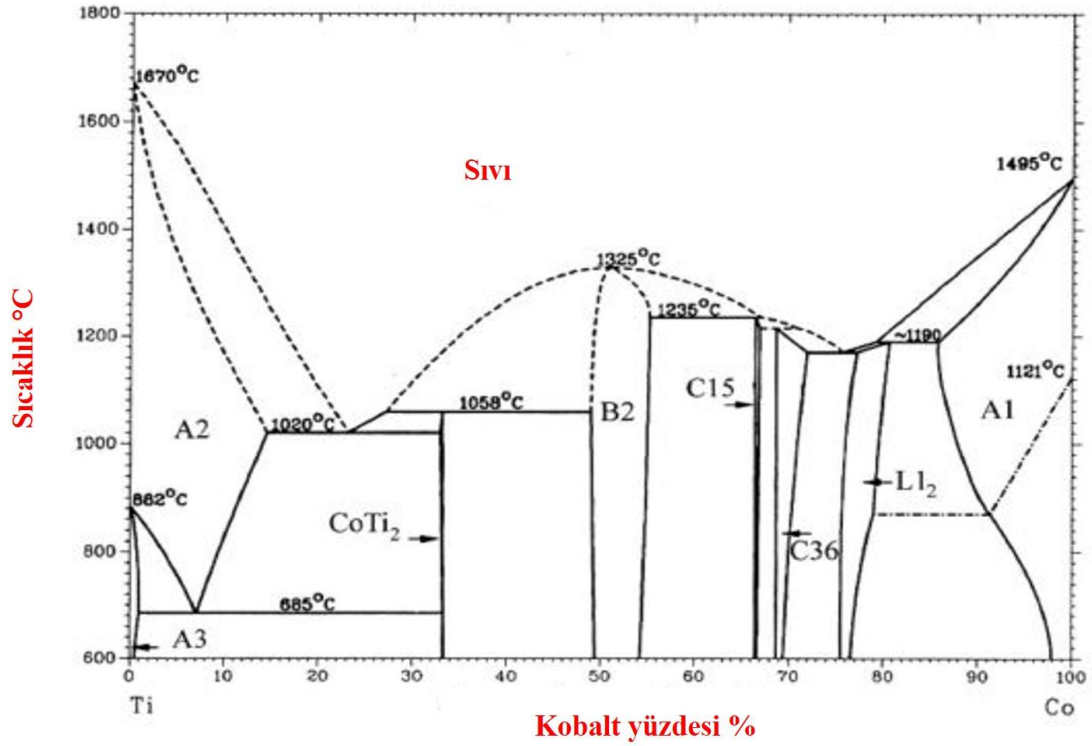
%0,05-0,2 şeklindedir. Döküm yöntemi ile üretilen kobalt esaslı süperalaşımlarda karbon miktarı %0,25-1 olacak şekilde malzeme içyapısında yer alır (Sims vd., 1987). Kobalt alaşımlarında krom elementinin varlığı M_7C_3 ve M_3C_2 karbürlerinin nadiren bulunmasına ekti etmiştir. Bu karbürler yaşlandırma sonucunda çözünürler. Ayrıca krom elementinin varlığı süperalaşımlarda yaygın olarak rastlanılan karbür çeşitlerinden $M_{23}C_6$ fazının oluşmasını da sağlamaktadır. Normalde kobaltın karbür oluşturma görevi yoktur fakat kobalt esaslı süperalaşımların yapılarında bulunan karbon ve krom elementleri $M_{23}C_6$ karbürünü oluşturur. MC ve M_7C_3 karbürleri zirkonyum, titanyum, niyobyum ve tantalyum elementlerinin ilavesiyle oluşturulur. M_6C tipi karbürler ise molibden ve vanadyum elementleriyle sağlanmaktadır (Luyckx ve Love, 2006).



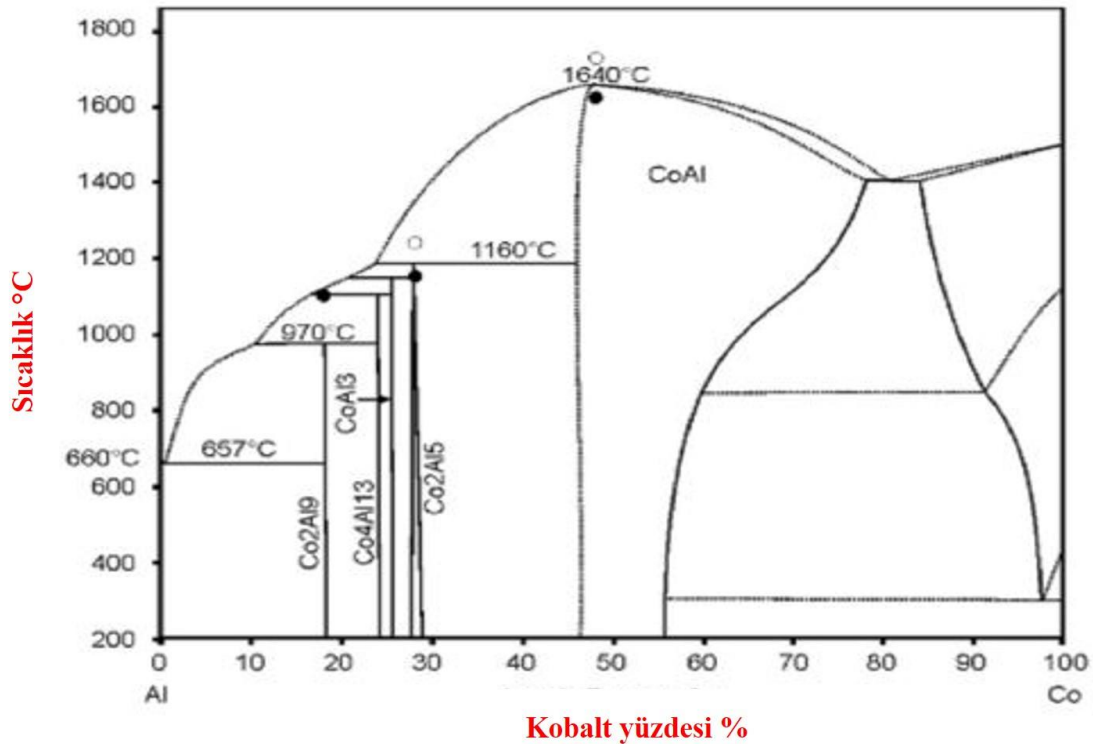
Şekil 3.2. Karbon oranına göre dağılım gösteren karbürlerin bazı kobalt esaslı süper alaşımlardaki kimyasal formülü (Schwarz ve Warlimont, 1997)

Kobalt esaslı alaşımların geometrik sıkı paket fazları A_3B_8 formundadır. Geometrik sıkı paket fazları östenitik matris içerisinde sıralı ve çok küçük bağdaşık (koherent) çökeltiler halinde bulunurlar. Kobalt alaşımlarında kimyasal kararlılık %1'den daha az bir latis uyumsuzluğundan etkilenmesinden dolayı mükemmel dizayn edilen kobalt alaşımlarında gerçekte geometrik sıkı paket fazlarının oluşması oldukça güçtür. Şekil 3.3'den anlaşılacağı

gibi Co-Ti sisteminde Co_3Ti fazının varlığı saptanmıştır. Ancak Şekil 3.4'ten çıkarılan sonuç Co-Al sisteminde benzer fazın (Co_3Al) oluşmadığıdır (Sims vd., 1987).



Şekil 3.3. Co-Ti ikili denge diyagramı (Sims vd., 1987)



Şekil 3.4. Co-Al ikili denge diyagramı (Sims vd., 1987)

Geometrik sıkı paket fazları kobalt esaslı süperalaşımlarda diğer süperalaşım türlerine kıyasla çok daha düşük sıcaklıklarda çözünür (Brooks, 1990). Normalde kimyasal formu $(Ni, Co)_3Ti$ olan geometrik sıkı paket fazının kararlı olduğu sıcaklık $760^{\circ}C$ 'ye kadar olan sıcaklıktır. Bu sıcaklığın üzerine çıkıldıkça A_2B formatındaki Laves tipi faza veya Ni_3Ti fazına dönüşüm eğilimindedir (Sims vd., 1987). Kobalt esaslı süperalaşımlarda Co_3W , Co_3Ti gibi geometrik sıkı paket fazları ile sertleştirilme gerçekleştirilmesine rağmen nikel esaslı süperalaşımlarda bulunan yüksek sıcaklık kararlılığı iyi olan $Ni_3(Al, Ti)$ gibi çökelti partiküllerinin geliştirilmesi sağlanamamıştır (Şap, 2010).

Sigma (σ), mü (μ), Laves fazları ve Pi (π) yarı-karbür fazı kobalt esaslı süperalaşımlarda bulunan topolojik sıkı paket fazlarıdır. Östenitik matrisin çözünürlük sınırı krom veya diğer refrakter metallere aşıldığında bu tip topolojik sıkı paket fazlar meydana gelir. Bu fazlar malzemenin düşük ve yüksek sıcaklıklardaki koşullarında sünekliğinin ve mukavemetinin ciddi derecede düşmesine sebebiyet verir. Örneğin kobalt alaşımı olarak üretilen X-45 alaşımında %37 üzerindeki krom ve tungsten oranı malzemede sigma (σ) fazının artışına ve kopma mukavemetinin zayıflamasına yol açar (Sims vd., 1987).

3.5. Kobalt Esaslı Alaşımların Türleri

Kobalt esaslı süperalaşımlar üretim yöntemlerine göre dövme ve dökme kobalt olmak üzere iki türde incelenmektedir.

Dövme yöntemi ile üretilen kobalt esaslı süperalaşımlar kendi içinde de üç gruba ayrılmaktadır. İlk grupta $650-1150^{\circ}C$ aralığında kullanılan S-816, Haynes 25, Haynes 188, Haynes 556 alaşımları yer alır. İkinci grupta $650^{\circ}C$ 'de kullanılan MP-35 N ve MP-159 alaşımları ve son olarak üçüncü grupta da aşınma direnci yüksek Stellite 6B alaşımları yer almaktadır (Donachie, 1984).

Isıl işleme tabi tutulan bütün dövme kobalt alaşımların kristal yapısı yüzey merkezli kübik yapıdır. İstisna olarak bazı koşullarda bu durum geçerli değildir. Çalışma koşullarında kullanılmadan önce termomekanik işlem uygulanan MP-35 N ve MP-159 alaşımları az miktarda hegzagonal sıkı paket yapısını oluştururlar. Aynı şekilde 1000 saat ve daha fazla aralıkta kullanılan Stellite 6B alaşımında ve $650^{\circ}C$ 'de sıcaklıkta tutulan L605 alaşımında kısmen hegzagonal sıkı paket fazlarına rastlanabilir (Metals Handbook, 1980).

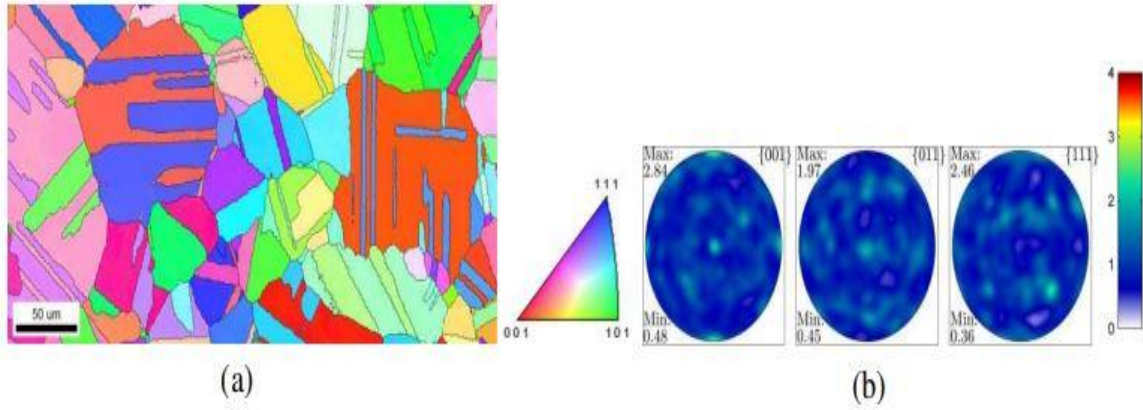
Çizelge 3.3. Bazı dövme kobalt esaslı alaşımların kimyasal bileşimleri
(Metals Handbook, 1980)

Malzeme	% Bileşim								
	Co ^a	Cr	Ni	Mo	W	Nb	Fe	C	Diğer
Haynes 25	51	20	10	-	15	-	3	0,10	1,5 Mn
Haynes 188	37,5	22	22	-	14,5	-	3,0*	0,10	0,90 La
S-186	43,6	20	20	4,0	4,0	4,0	4,0	0,38	-
Stellite 6B	62,5	30	1,0	-	4,5	-	1,0	1,0	-
MP-35 N	35	20	35	10	-	-	-	-	-
MP-159	36,2	19	25	7	-	0,6	9,0	-	3,0 Ti, 0,2 Al

*Maksimum, ^aDengeli

Dövme yöntem ile üretilen kobalt esaslı süperalaşımların hiçbiri tamamen katı çözültü halinde değildir. Bu alaşımların yapısında farklı türde birçok intermetelik fazlar vardır. $M_{23}C_6$, M_6C , M_7C_3 , MC karbürleri bu intermatik fazlara örnek oluşturur.

Dövme alaşımlar arasında en iyi bilenen alaşım türü Haynes 25 (L-605) alaşımıdır. Bu alaşım nükleer reaktörlerde, tıbbi gereçlerde veya gaz türbinleri gibi yüksek aşınma ve sıcaklık dayanımının gerekli olduğu koşullarda kullanılmaktadır (Metals Handbook, 1980).



Şekil 3.5. Haynes-25 alaşımının mikroyapısı

a) Mikroyapı haritası

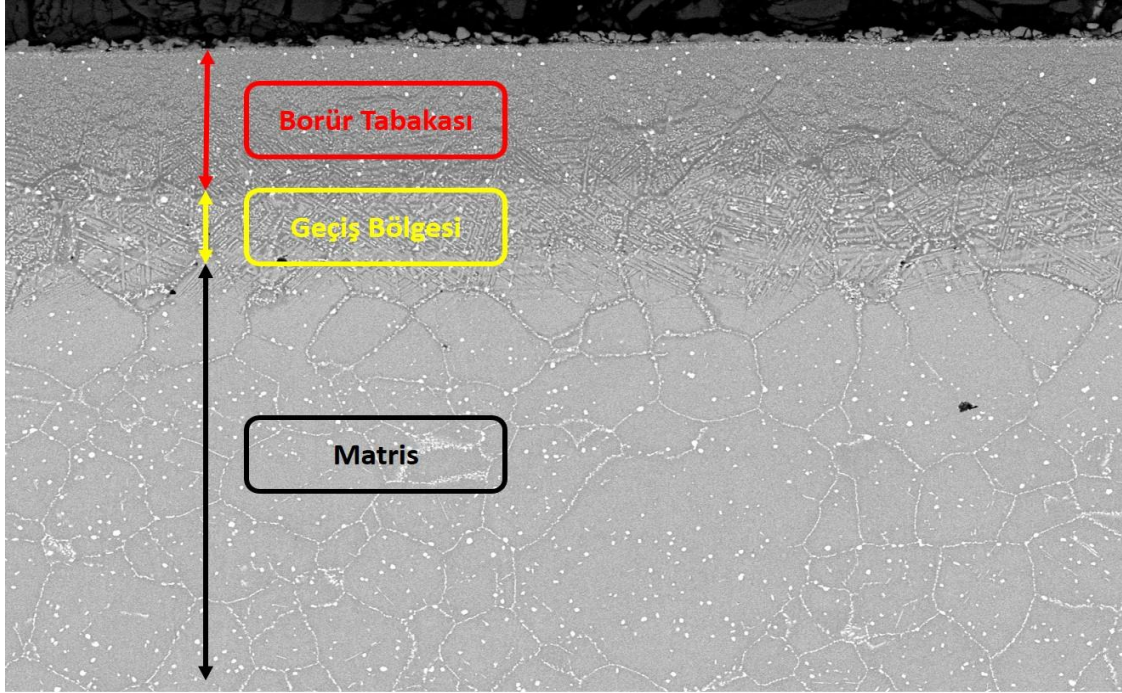
b) Haddelenmiş ve tavlanmış Haynes 25 alaşımının mikroyapısını ve dokusunu gösteren kutup çizgileri (Zecevic, M., McCabe, R. J., ve Knezevic, M., 2015)

Döküm yöntemi ile üretilen kobalt esaslı süperalaşımlar demir esaslı süperalaşımlar ile kıyaslandığında aralarında son derece dikkat çeken bir farklılık olduğu bilinir. Döküm kobaltlar demir esaslılara göre çok daha iyi aşınma direnci ve yüksek sıcaklık dayanımına sahiptirler. Kobalt esaslı süperalaşımlar belirli ortamlarda nikel esaslılara kıyasla mükemmel derecede korozyon direnci gösterirler. Ayriyeten döküm yöntemi ile üretilen kobalt esaslı süperalaşımların mukavemeti vakum yöntemiyle ergitilmiş nikel esaslıların mukavemeti kadar yüksek olmasa da yüksek sıcaklıklarda gösterdiği korozyon direnci ve kolay kaynak yapılabilme özellikleri sayesinde yüksek sıcaklıktaki uzun süreli çalışma koşullarında diğer alaşımlarla rekabet edebilecek düzeye sahiptir. Dökme kobalt esaslı süperalaşımların mukavemet artışı karbürlerin yanı sıra krom ve tungsten elementleri ile elde edilen katı eriyik sertleştiricileri vasıtasıyla gerçekleştirilir (Coutsouradis, Davin, Lamberigts, 1987).

4. BORLAMA

Endüstriyel çalışma koşullarında kullanılan malzemelerin yüzeylerinde iyileştirme yapılarak yüzey kararlılığının artırılması, malzemede oluşabilecek sürtünme, korozyon ve aşınma gibi olumsuz etkilerin minimum düzeye indirgenmesini ve malzeme ömrünün arttırılmasına olumlu etki sağlar. Günümüzde aşınma ve korozyon gibi tribolojik etkiler yüksek oranda malzeme kayıplarına yol açmaktadır. Bu kayıpların önlenmesi için malzeme yüzeyine bazı önemli işlemler uygulanarak malzeme dayanımı arttırılabilir ve malzeme kayıpları önlenebilir (Khoee, 1992).

Borlama geçmişinin tarihi oldukça uzundur. Borun difüzyonu ile gerçekleştirilen yüzey sertleştirme işlemi çelikler için ilk kez 1895 yılında Moissan tarafından yapılmıştır. Özellikle 1970 yılları itibariyle borlama üzerine çalışmalar hız kazanmıştır. Günümüz koşullarında teknolojinin gelişmesi de baz alınarak borlama yöntemlerinde yeni özelliklerin keşfedilmesi borlamayı vazgeçilmez bir yüzey sertleştirme işlemi haline getirmiştir. Diğer yüzey sertleştirme işlemlerinden olan nitrürleme ve karbürizasyon uygulanarak malzemede 600-1100 HV sertlik değerleri elde edilirken borlamada 1500-2000 HV değerinde çok daha yüksek sertlik oranları oluşturulur. Ayrıca yüksek sertlik değerlerinin yanında düşük sürtünme katsayısı da sağlayarak borlama, diğer yüzey sertleştirme yöntemlerinden ayrı bir konuma gelmiştir. Yüksek sıcaklıklarda borun difüzyonu ile malzeme içyapısında FeB ve Fe₂B gibi bileşiklerin oluşturulması borlama olarak tanımlanır ve çalışma koşullarında malzemeye daha az gevreklik sağlama aynı zamanda borlama sonrası ısıl işleme tabi tutulmasına olanak verdiği için malzeme yüzeyinde Fe₂B fazının oluşması istenir (Özsoy, 1991). Borür tabakasında, kalkma, yırtılma, çatlak oluşumu gibi durumların çift fazlı tabakaların yanı sıra FeB tabakasında da görülme olasılığı yüksektir. Bu tür oluşan çatlaklar mekanik yüke maruz kaldığında malzeme yüzeyinde dökülmelere sebebiyet vermektedir. Fe₂B ve FeB fazları birbirlerine uyguladıkları basma-çekme kuvvetleri sonucunda tabakalar arasında yüzeye paralel veya dik şekilde oluşan çatlakları oluşturur. Bu sebeple borür tabakasında olabildiğince az miktarlarda FeB fazı oluşması istenir (Delikanlı, Çalık, Uzun, 2003). Malzemelerde borlama işlemi sonucunda ana yapının dışında borür tabakası ve geçiş bölgesinden oluşan iki farklı yapı oluşmaktadır. Tabakada meydana gelen bu yapılar aşağıdaki şekilde (Şekil 4.1) verilmiştir.



Şekil 4.1. Borlanmış Haynes 25 alaşımında meydana gelen borür tabakasının görünümü

4.1. Borun Tanımı

Boratlar ve borosilikatlar halinde yer alan bor elementinin kimyasal gösterimi “B” şeklinde sembolize edilir ve periyodik cetvelin 3A grubundaki metal kabul edilmeyen tek elementidir. Çekirdek yükü 5, atom ağırlığı 10,81, özgül ağırlığı 2,30 ila 2,46 gr/cm³ ve erime noktası 2300°C olarak bilinir. Doğada tek başına serbest halde bulunamayan bor, her daim oksijene bağlı olarak tabiatta yerini alır. Toz halindeki amorf yapılı bor, koyu kahverenge sahip iken sert ve gevrek yapılı kristal durumunda ise sarı-kırmızı renk tonlarındadır (Smith, 1995).

Karbon ve silisyum elementlerine olan benzerliği ve oksijene olan ilgisi oldukça fazla olan borun doğada iki adet izotopu bulunmaktadır. B¹⁰ ve B¹¹ şeklinde olan bu izotopların varlığı bölgelere göre farklılık gösterir (Kistler ve Helvacı, 1994).

4.2. Saf Borun Fiziksel Özellikleri

Bor, periyodik tablonun 3A grubunda yer alan atom numarası 5, atom ağırlığı 10,81, atomik çapı 1,78 Å ve erime derecesi 2300°C olan bir elementtir. Kristal ve kararsız (amorf) olarak iki türü bulunmaktadır. Kristal borun yoğunluk değeri 2,33±0,002 gr/cm³ iken amorf borun yoğunluğu ise 2,3 gr/cm³ olarak bilinir ve çizelgelerde her iki türün özellikleri verilmiştir.

Çizelge 4.1. Kristal borun kafes yapısı ve değerleri (Taşçı, 1993)

Kristal yapısı	Kafes Parametreleri (Å)	
	b	c
Tetragonal	8,13	8,57
Hegzagonal	9,54	11,98

Çizelge 4.2. Bor ve ürünlerinin sertlikleri (Taşçı, 1993)

Malzeme	Mohs sertlik
Bor	9,3
Bor karbür (B ₄ C)	9,32
Bor nitrür (BN)	1,2
Elmas (standart)	10

4.3. Bor Ürünleri

Bor Oksit: Susuz borik asit olarak da bilinen bor oksidin kimyasal formülü B₂O₃'tür ve borik asidin yeterli sıcaklıkta su kaybettirilmesi sonucu elde edilir. %1 oranında su içerir ve renksizdir. Çoğu organik reaksiyonların katalizörü olarak davranan bor oksit aynı zamanda birçok bor bileşiğinin başlangıç maddesidir. Yüksek sıcaklıkta borik asitten su buharlaştırılması ile B₂O₃ oranı artmaktadır. Cam üretim sanayilerinde bor oksidin kullanılması enerji ve hammadde açısından önemli düzeyde avantaj oluşturmaktadır. (Kocakuşak, Yalaz, Kalafatoğlu, 1986).

Susuz Boraks: Na₂B₄O₇ (disodyum tetra borat) bileşiğinden oluşan renksiz ve çok sert bir kristaldir. Moleküler kütlesi 201,27 g/mol olarak bilinir. Özgül ağırlığı 2,3 g/cm³ ve oluşum entalpisi -782,2 kcal/mol aynı zamanda ergime derecesi 741°C olarak kabul edilir. Boraks hidratların yaklaşık 600°C ila 700°C arasındaki sıcaklık değerlerindeki dehidrasyonları sonucu elde edilirler.

Boraks Pentahidrat: Kimyasal formülü $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ (disodyum tetraborat pentahidrat) olup boraksın dehidrasyon ürünü olarak oluşan ikincil minerali tintalkonit olarak da bilinir ve doymuş boraks çözeltisinin 60°C 'nin üzerindeki sıcaklıklarda kristallenmesi ile elde edilirler. Moleküler ağırlığı $291,35 \text{ g/mol}$ olup özgül ağırlığı $1,88 \text{ g/cm}^3$ olarak bilinir. $0,316$ ise $\text{kcal/g}^\circ\text{C}$ değerinde özgül ısı ve oluşum ısı da $-1143,5 \text{ kcal/mol}$ 'dür.

Boraks Dekahidrat: Alkali metal boratların sınıfında bulunan kimyasal formülü $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$ (disodyum tetraborat dekahidrat) şeklinde olan bileşik, boraks dekahidrat olarak adlandırılır. Moleküler kütlesi $381,4 \text{ g/mol}$ 'dür. $1,71 \text{ g/cm}^3$ özgül ağırlığa sahip $0,385 \text{ kcal/g}^\circ\text{C}$ özgül ısı değerinde ve oluşum entalpisi $-1497,2 \text{ kcal/mol}$ 'dür. Doğada tintal minerali olarak da bilinen borakslar renksizdir ve monoklinik kristal yapısında bir tuzdur. Sulu çözeltileri konsantrasyondan ayrı bir biçimde hafif alkali (pH 9,2) reaksiyon sergiler. Doymuş boraks çözeltilerinin kaynama sıcaklığı yaklaşık 105°C sıcaklık değerindedir.

Sodyum Perborat: $\text{NaBO}_2 \cdot \text{H}_2\text{O} \cdot 3\text{H}_2\text{O}$ bileşiği sodyum perborat olarak isimlendirilir ve genellikle tetrahidrat yapısındadır. Bu madde yaygın olarak sabun ve deterjan sanayisinde kullanılır. Kozmetik ürünlerinin üretiminde, tekstil sanayisi, mum ve tutkal sanayilerinde katkı ürünü olarak kullanılır (Sönmez, 1991).

Borik Asit: H_3BO_3 (borik asit), moleküler ağırlığı $61,83 \text{ g/mol}$, $1,44 \text{ g/cm}^3$ değerinde özgül ağırlığa, $-10,89 \text{ kJ/mol}$ oluşum entalpisine, $22,2 \text{ kJ/mol}$ değerinde çözünme ısısına aynı zamanda ergime derecesi 169°C ve %56,3 B_2O_3 (Borik Oksit) içeriğine sahip kristal yapı bir bileşiktir. Bor mineralinin sülfürik asit ile asitlendirilmesi sonucu elde edilir. Oda sıcaklığındaki çözünürlüğü az olmakla birlikte sıcaklık değeri yükseldikçe çözünürlüğü de aynı oranda artmaktadır. Endüstride borik asit kristallendirilmek istenirse doymuş çözeltinin 80°C 'den 40°C 'ye soğutulması yeterli olacaktır.

Boridler: Borun metallere veya metaloksitlerle reaksiyonu sonucu oluşan boridler, metalik karakterli bor bileşikleridir. Metal karışımlarının karbon, alüminyum ve magnezyum elementleriyle indirgenmesi sonucu elde edilirler. İyi düzeydeki kimyasal stabiliteleri, yüksek sertliği, yüksek ergime noktasına, korozyona ve oksidasyona karşı gösterdiği direnç sebebiyle ısıya dayanıklı kazan yapımında, korozyona dayanıklı malzemelerin üretiminde ve metal yüzeylerin kaplanmasında yaygın olarak kullanılır.

Bor Karbür: Bor-karbon mekanizmasındaki tek bileşik olan saf bor karbür kristalleri parlak görünümlü, yoğunluğu $2,52 \text{ g/cm}^3$, ergime sıcaklığı 2450°C sıcaklık değerinde olup granür katı şeklinde üretilirler. $1800-2000^\circ\text{C}$ 'de granür kalıplarda preslenmesi ile masif ürün şeklinde üretilmesi de mümkündür. Seramik zırlı yüzeylerin yapımında, aşındırıcı parçalarda ve sertliği nedeniyle abrasiv malzeme yapımında kullanılır (Sönmez, 1991).

Bor Nitrit: Farklı tür kristal yapıda bulunan bor nitrit, hegzagonal ve kübik sistemde farklı davranış sergiler. Hegzagonal sistemde $2,27 \text{ g/cm}^3$ yoğunluğunda bir toz iken kübik sistemde oldukça sert bir yapıdadır. Kübik yapıdaki bor nitrit iyi düzeyde abrasiv malzeme olarak bilinir. Bu özelliğinden dolayı kesici alet takımlarında sıklıkla tercih edilir. Aynı zamanda iyi bir elektrik izolatörüdür (Sönmez, 1991).

Bor Halojenürler: F, Cl, Br, I gibi halojenürlerle borun bileşik oluşturması B (bor) halojenürlerini meydana getirmiştir. Genel olarak bor oksit, derişik sülfirik asit, florit, klorit, bromit, iyodit gibi bileşiklerle ısıtılarak bor halojenürleri oluşturulur (Sönmez, 1991).

4.4. Borun Kullanım Alanları

Bor mineralleri ve bileşikleri sahip olduğu özelliklerinden dolayı çok geniş bir kullanım alanına sahiptir. Özellikle metalik malzemelerin dayanımını arttırmak için üzerine yapılan kaplama işleminin geçmişi eskilere dayansa da günümüzde hala popülerliğini devam ettirmektedir. Bor türevlerinin özellikle dörtyüzün üzerindeki çalışma sanayisi alanlarında tercih edildiği bilinmektedir (Çalık, 2002). Aşağıda kullanım alanları çizelge şeklinde verilmiştir.

Çizelge 4.3. Bor (B) ve ürünlerinin başlıca kullanım alanları (Çalık, 2002)

Cam Sanayi	Otomobil Sanayi	Zımpara ve Aşındırıcılar
Seramik Sanayi	Tekstil Sektörü	Kompozit Malzemeler
Nükleer Sanayi	İlaç ve Kozmetik Sanayi	Manyetik Cihazlar
Uzay ve Havacılık Sanayi	Tıp	Mumyalama
Askeri ve Zırlı Araçlar	Kimya Sanayi	Fotoğrafçılık
Elektrik-Elektronik Sanayi	Tarım Sektörü	Spor Malzemeleri
İnşaat Çimento Sektörü	Kağıt Sanayi	Yapıştırıcılar
İletişim Araçları	Plastik Sanayi	Temizleme ve Beyazlatma
Metalurji	Koruyucu Malzemeler	Boya, Vernik Kurutucuları
Enerji Sektörü	Patlayıcı Maddeler	Dezenfektan Ürünleri

4.5. Borlama Yöntemleri

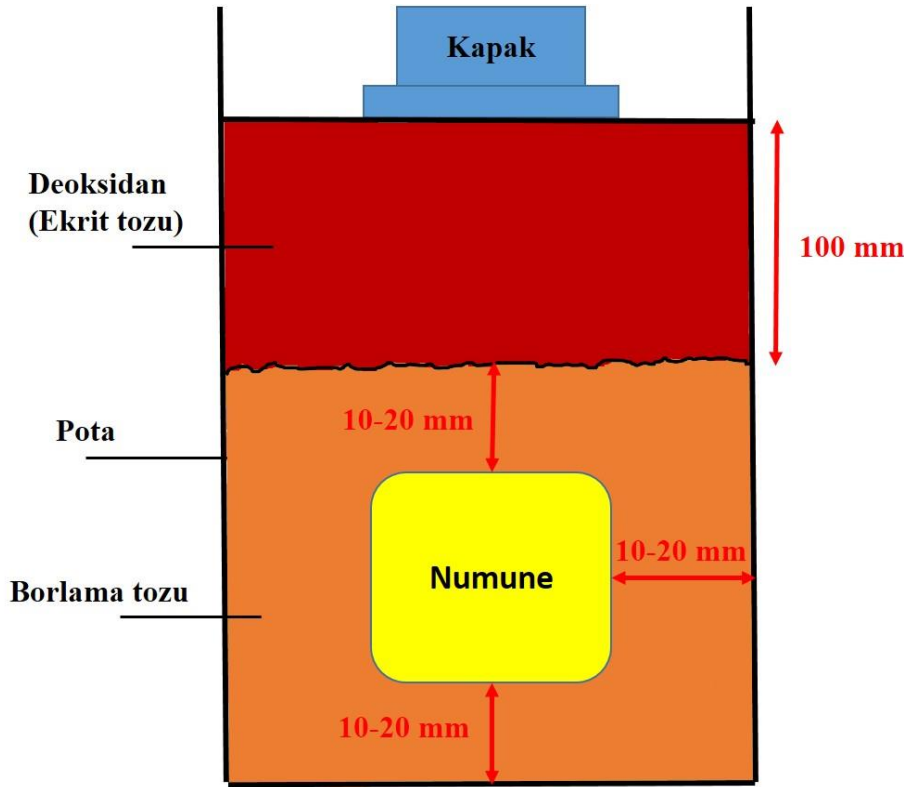
Difüzyon yöntemi ile borlama, termokimyasal bir yöntemdir ve yayınma işlemi esas alındığından karbürleme ve nitrürlemeye de benzerlik gösterir. Bor, metal malzemenin yüzeyinde metalle birlikte birkaç intermetalik bileşikten (faz) meydana gelen bir tabakanın oluşmasına olanak sağlar. Aslında borlama işleminin temeli, bor verici bir ortamda bor ile metalin bir arada bulunması ile gerçekleşen kimyasal veya elektrokimyasal reaksiyonlar sonucunda bor atomlarının malzeme yüzeyine yayınmasıdır. Borlama işleminin gerçekleştirileceği ortam, aktivatörler, bor veya bor bileşikleri, dolgu veya deoksidanlardan oluşur. Aktivatörler borür tabakalarının düzenli bir şekilde oluşmasını sağlarken dolgu ve deoksidanlar ise borlama sıcaklığında ortamdaki oksijeni tutarak redükleyici bir ortam oluşmasında etkilidirler. Aynı zamanda borlama maddelerinin ana malzemeye yapışmasına engel olurlar. Borlama yöntemi sonucu oluşturulan bu borür tabakaları, yüksek derecede sertlik, yüksek ısınma direnci, alt yüzeye iyi düzeyde tutunma özelliği ve yüksek sıcaklık dayanımı ile malzeme dayanımının artırılmasında önemli derecede yarar sağlar (Türktekin, 1998).

Borlama işlemi temel olarak termokimyasal yöntemler (kutu, pasta, sıvı ve gaz borlama) ve termokimyasal olmayan yöntemler (PVD, CVD, plazma sprey kaplama ve iyon biriktirme) olarak iki grupta incelenirler. Ayrıca bu işlemlerde kullanılan bor tetikleyici bileşikler; katı, sıvı veya gaz formlarında olabilirler (Sinha, 1991).

4.5.1. Katı borlama

Borlama işlemi uygulanacak numunelerin toz yapısındaki bor sağlayıcı ortamlarda yaklaşık 800°C ile 1000°C sıcaklık aralığında dört-on saat sürelerde bekletilmesi ile gerçekleştirilen bir yüzey sertleştirme yöntemidir. Yöntem özel bir teknik gerektirmeyen ve uygulanması kolay ucuz bir borlama tekniğidir. Borlama ortamının ana bileşenleri B₄C (bor karbür), FeB (ferrobor) ve amorf bordur. Bunlardan maliyet açısından daha elverişli olan B₄C olup kullanımı daha çok tercih edilir. Amorf borun saf hali oldukça pahalıdır. Saf ferroborun oluşturulması ise endüstriyel ortamlarda oldukça zordur. Bor karbür ucuz olmasının yanında zamana göre bileşimi stabildir. Elverişli tane boyutu ve etkin aktivatör düzeyi ile iyi sonuçlar vermektedir (Özsoy, 1991). Diğer borlama yöntemlerine kıyasla kutu borlama tekniği en kullanışlı olup kutu sementasyona benzemektedir (Güven ve Kanca, 2017).

Borlama işlemi uygulanacak numuneler alt ve üst katmanlarından 10-20 mm arasında bor tozu içerisine yerleştirilir. Numune yüzeyi bor tozu ile örtüldükten sonra üzerine örtü malzemesi olarak Ekrit tozu ilave edilir. Ekrit tozunun amacı yüksek sıcaklıklarda borlamaya bırakılan numunelere borlama süresince oksijen sızmasını aynı zamanda oksitlenme oluşmasını engellemektir. Bu işlemler dikkatli bir şekilde yapıldıktan sonra ısıya dayanıklı kutunun kapağı kapatılır ve borlama işleminin gerçekleştirileceği fırın için hazır hale getirilir (Azaklı, Tarakçı, Gençer, Çalık, 2012).



Şekil 4.2. Kutu borlama işleminin şematik gösterimi (Uluköy ve Can, 2006)

Borlama işleminin en yaygın olarak kullanıldığı bu yöntemde borlanacak numuneler ısıya dirençli kutu içerisinde bor kaynağına gömülmektedir. Isıya dirençli kutu olarak genellikle paslanmaz çelikten oluşan potalar kullanılmaktadır. Numune üzerindeki toz kalınlığı yaklaşık 0,5-2 mm arasında olacak şekilde ayarlanır. Bu şekilde üniform bir bor tabakası elde edilir ve bu tabakanın oluşumu ve içyapısı da sadece borlanacak malzemenin türüne, gerçekleştirilen işlem sıcaklığına ve bor sağlayıcı bileşiklerin aktivitesine bağlı kalması sağlanır (Davis, 2002). Daha sonra fırın, genellikle 800-1100°C arasındaki borlama sıcaklığına ısıtılır. Böylelikle bor atomlarının yüksek sıcaklıkta metal içerisine difüze olması sağlanarak borür tabakalarının oluşumu gerçekleştirilir. Isıya dayanıklı kutular borlama

sıcaklığında istenilen düzeyde tutulduktan sonra fırın dışına alınır ve oda sıcaklığında soğumaya bırakılır (Ersöz, 2007).

Aktif bor kaynaklarından amorf bor (B), ferro bor (FeB), bor karbür (B_4C) ; akışkanlık sağlayan dolgu malzemelerinden SiC, Al_2O_3 ve aktivatör sağlayıcı $NaBF_4$, KBF_4 , $(NH_4)_3BF_4$, NH_4Cl , Na_2CO_3 , BaF_2 ve $Na_2B_4O_7$ gibi bileşiklerden borlama tozu elde edilmektedir. Bunların yanı sıra endüstride Ekabor (BorTec, GmbH, Hürth, Almanya) gibi ticari tescilli borlama tozları da yer almaktadır (Davis, 2002; Ersöz, 2007).

Çizelge 4.4. Ticari olarak kullanılan borlama tozları (Davis,2002)

% 5 B_4C , % 90 SiC, % 5 KBF_4	% 79 B_4C , % 16 $Na_2B_4O_7$, % 5 KBF_4
% 85 B_4C , % 15 Na_2CO_3	% 60 B_4C , % 30 demir oksit, % 5 NaF, % 5 B_2O_3
% 95 B_4C , % 5 $Na_2B_4O_7$	% (40-80) B_4C , % (20-60) Fe_2O_3
% 84 B_4C , % 16 $Na_2B_4O_7$	% 50 Amorf Bor, % 1 $NH_4F.HF$, % 49 Al_2O_3
Amorf bor (% 95-97), % (3-5) KBF_4	% 100 B_4C
% 5 KBF_4 , % 95 Amorf Bor	% 75 Grafit, % 20 B_4C , % 5 KBF_4

4.5.2. Pasta (macunlama) ile borlama

Borlama işleminde kullanılmak amacıyla tozlar macun haline getirilerek malzeme yüzeyine 2 mm kalınlığında sürülür. Macununun kuruması için hiç beklemeden kurutma ortamında (ön ısıtma odası, sıcak hava akımı, kurutma fırını) en yüksek $150^\circ C$ sıcaklıkta bekletilmesi gerekmektedir. Kurutma işlemi bittikten sonra macunla kaplanmış parçalar istenilen düzeyde önceden ısıtılmış fırına konur. Fırın borlama sıcaklığına ayarlanır ve borlama süresi kadar fırında bekletilir. Isıtma işlemi bittikten sonra parça fırından alınır ve soğumaya bırakılır. Böylece pasta borlama işlemi gerçekleştirilmiş olur. Bor karbür (B_4C), kriyolit (Na_3AlF_6) ve bağlayıcı olarak hidrolize edilmiş etilsilikat karışımından macun yapılarak borlama işlemi için kaplayıcı madde hazır hale getirilir. Bu yöntemin mutlaka koruyucu gaz ortamında (Argon, Formier Gazı, NH_3 ve Saf Azot) yapılması şarttır. Bu şarta uyulmadığı takdirde borlama tabakası malzeme yüzeyi boyunca düzgün bir yayılım sağlamayacaktır (Uzun, 2002). Yöntemin en önemli avantajı numuneler üzerindeki istenilen kısımların kolaylıkla borlanabilmesi ve işlem süresinin kısa olmasıdır (Gissler ve Jehn, 2002). Bu yöntemin dezavantajı ise işlem sonrasında numune yüzeyine macun yapışmasıdır. Sodyum silikat (Na_2SiO_3) çözeltisi, organik yapılı çözeltiler, %3 oranında polivinil alkol ($[CH_2CH(OH)]_n$) veya %0,5 metil selülöz ($C_6H_7O_2(OH)_x(OCH_3)_y$) içeren sulu solüsyonlar (çözelti) kullanılarak etkinin en aza indirmesi amaçlanır (Çalık, 2005a).

Çizelge 4.5. Pasta borlama esnasında kullanılan koruyucu gaz türleri (Çalık, 2005a)

Koruyucu Gaz İsmi	Kimyasal Bileşimi
Ar (argon)	%99,996 Argon
Formier gazı (kalıp gazı)	%5-30 H ₂ geri kalanı N ₂
NH ₃ spalt gazı (amonyak)	%75 H ₂ , %25 N ₂
Saf azot	%99 N ₂ , %1 H ₂

4.5.3. Sıvı borlama

Borlama işleminin sıvı bulunan ortamda gerçekleştirilmesinin yöntemleri mevcuttur. Bu yöntemler tuz eriği içerisinde elektrolitli, daldırma ve derişik çözeltide gerçekleştirilen yöntemler olarak bilinir (Bozkurt, 1984).

Elektroliz yöntemi

Ergitilmiş boraksın oluşturduğu tuz banyosu içerisinde elektrolit numune (iş parçası) katot vazifesini üstlenirken grafit çubuk ise anot göreviyle işlem görür. Yöntemin ana bileşenleri boraks ve borik asittir. Banyonun akışkanlığının artırılması için ana bileşenlere NaCl ve NaF gibi aktivatörler ilave edilir. 800-1000°C sıcaklığında 0,5-5 saat süre ile işlem yapılır. Yapılan çalışmalarda elektroliz yönteminin laboratuvar koşullarında güzel sonuçlar verdiği anlaşılrsa da ergimiş boraks mineralinin akışkanlığa karşı direncinin (viskozite) oldukça yüksek seviyede olması sanayi alanındaki çalışma koşullarında sıcaklığın stabil kalmasını engellediğinden kullanım sonucunda iyi sonuçlar vermeyebilir.

Akım şiddetlerinin farklı düzeyde olması özellikle kompleks şekilli parçalarda borun yüzeye aynı oranlarda dağılmasını engeller ve farklı kalınlıklarda düzgün olmayan bor tabakasının oluşmasına sebebiyet verir. İşlem sonucunda parçaların yüzeyi istenmeyen tuz tabakası ile kaplanır. Oluşan bu tuz tabakasını temizlemenin maliyeti oldukça yüksektir. İşlem tercih edilirken bu hususa ayrıca dikkat edilir.

Tuz banyosu, sodyum klorür ve borasit anhidritin karışımı ile oluşturulduğunda viskozitenin azaldığı, parçaların banyoda daha kolay yıkandığı ve sıcaklık dağılımının homojen olduğu tespit edilmiştir. NaCl, B₄C ve NaBF bileşiklerinden oluşan tuz eriğinde ise istenilen sonuçlar alınamamış ve bazı problemlerin olduğu saptanmıştır (Selçuk, 1994).

Daldırma yöntemi

Daldırma yöntemi 800-1000°C sıcaklık aralığında, 2-6 saat borlama süresince gerçekleştirilir. Bu işlem esas olarak sodyum klorit (NaCl) ve bor karbürün katı bileşeni ile sağlanırken elektrolit şeklinde boraksın erimesi olayı esasına dayanır. Sıvı ortam borlaması ismiyle de ifade edilir. Sulu bölgenin/ortamın ana bileşeni boraktır ve B₄C, SiC, Zr, B aktivatör olarak kullanılır. Klorürler ile floritlerin karışımına veya erimiş boraks banyolarına bor karbür ilave edilerek yapılır (Selçuk, 1994).

Çizelge 4.6. Daldırma işleminde kullanılan bor tetikleyici kaynaklar (Matuschka, 1980)

Malzeme	Formül	Molekül Ağırlığı (gr/mol)	Teorik Bor Miktarı (%)	Erime Sıcaklığı (°C)	Açıklama
Borax	Na ₂ B ₄ O ₇ +10H ₂ O	381,42	11,35	-	Su miktarından dolayı eritmek için
Susuz Borax	Na ₂ B ₄ O ₇	201,26	21,50	741°C	20°C'de 25,2 gr/lit H ₂ O çözünür.
Metabor Asidi	HBO ₂	43,83	24,69	-	-
Sodyum Borflorit	NaBF ₄	109,81	9,85	-	-
Borik Asit	B ₂ O ₃	69,64	31,07	450°C	20°C'de 25,2 gr/lit H ₂ O çözünür.
Borkarbür	B ₄ C	55,29	78,28	2450°C	-

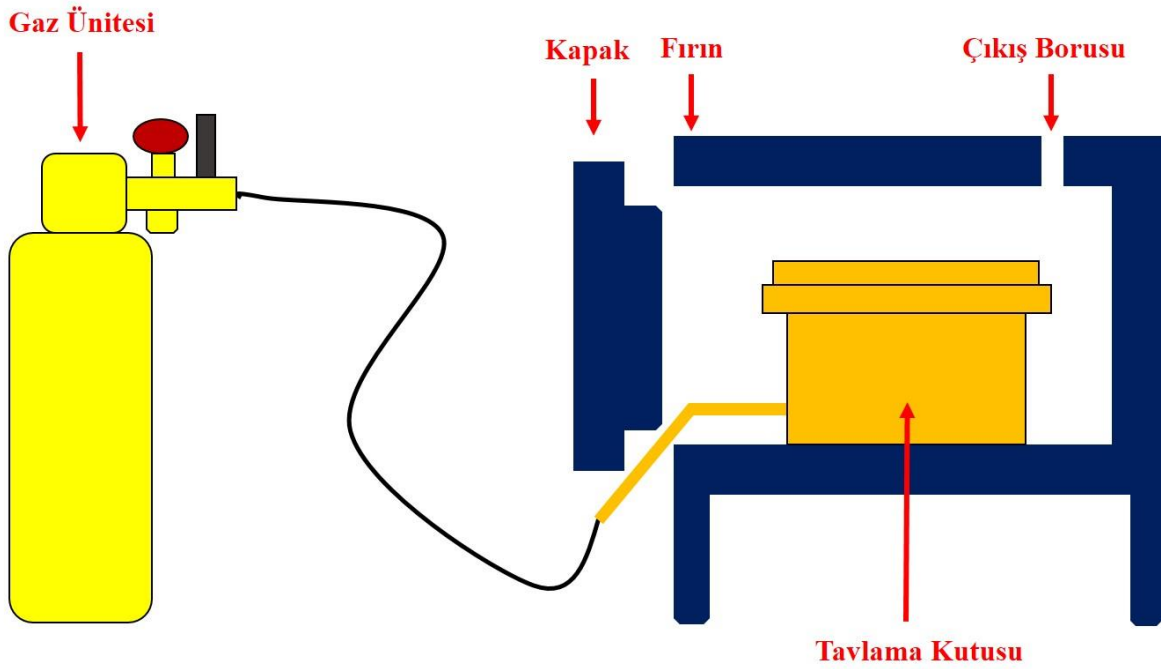
4.5.4. Gaz borlama

Gaz ortamda borlama işlemi birden fazla etkene bağlı olarak değişkenlik gösterir. Gazın basıncı, gazın tanktaki akış hızı ve bazın bileşenleri borlamaya etki edecek faktörler arasında yer alır. Bor halojenleri, B₂H₆ (diboran), organik bor bileşikleri bor verici ortamı oluşturan bileşenlerdir. Diboran ile bor halojenlerinin birlikte kullanılması borlama için iyi sonuçlar verir. Diboran kullanımına dikkat edilmesi gerekmektedir ki bu bileşik zehirli ve patlayıcı bir yapıdadır. Her ne kadar uygulamada güzel sonuçlar verse de yapım işlemi oldukça zahmetli ve diboranın hidrojen ile inceltmesi pahalı olduğundan işlemin maliyeti de yükselmektedir. Ayrıca 150°C gibi bir sıcaklıkta ayrıştığından dolayı sıcak parça üzerine uygulanmak istendiğinde önce soğutulması gerekir. Bütün bu karmaşık işlemlere rağmen çalışmalar yapılmaya devam etmektedir (Bozkurt, 1984).

Çizelge 4.7. Gaz ortamdaki borlayıcı bileşikler ve özellikleri (Kulka, Makuch, Pertek, Piasecki, 2012)

Gaz Bileşikleri	Moleküler Kütlesi (gr/mol)	% Bor Oranı	Donma Sıcaklığı (°C)
Bor Tri-Bromit (BBr ₃)	250,57	4,32	-46
Bor Tri-Florid (BF ₃)	67,82	15,95	-128,8
Bor Tri-Metil ((CH ₃) ₃ B ₃)	55,92	19,35	-161,5
Di-Boran (B ₂ O ₃)	26,69	39,08	-165,5
Bor Tri-Klorid (BCl ₃)	117,9	9,23	-107,3
Bor Tri-Etil ((C ₂ H ₅) ₃ B)	98,01	11,04	-94

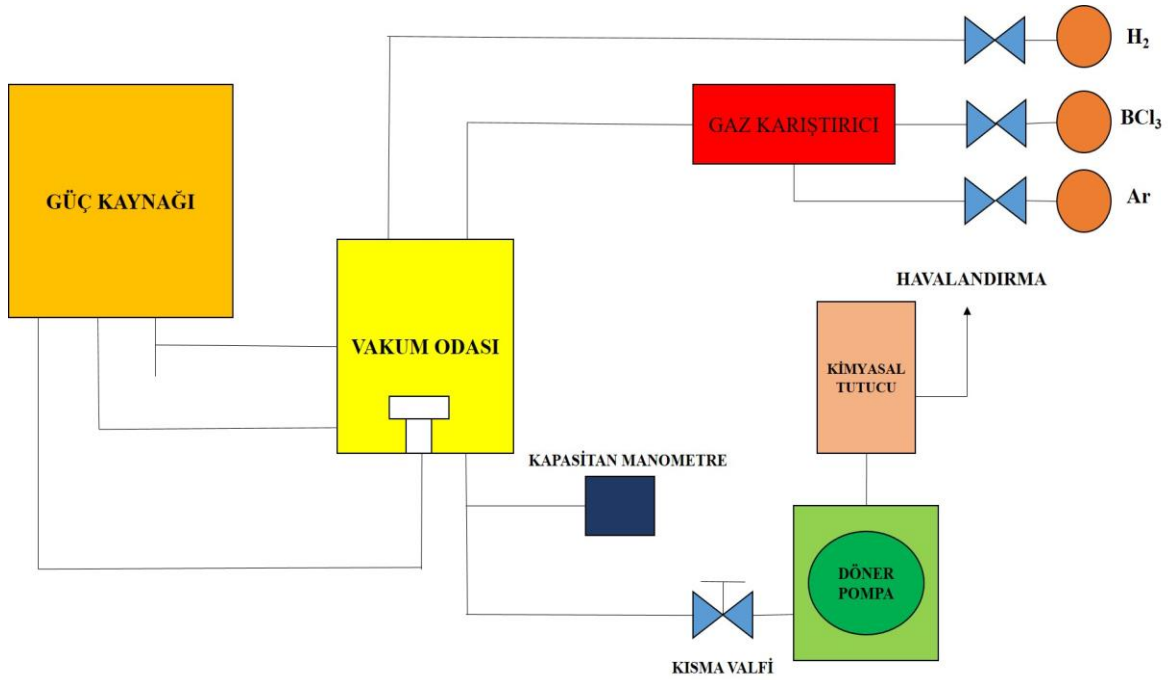
(C₂H₅)₃B ve (CH₃)₃B₃ organik gaz bileşikleri, yapılarında yüksek miktarda karbon (C) bulundurması sebebiyle borlama işlemi sonucunda borür tabakalarının yanı sıra yüksek karbonlu bir tabakanın oluşmasını sağlar. Böylelikle borlama esnasında karbonun yayılımı ile gerçekleşen ikinci bir tabaka malzeme yüzeyinde kalıntı oluşmasına ve malzeme yüzeyindeki tabakanın bozulmasına sebebiyet verir. Demir esaslı malzemede borlama işlemi bor triklorit ile yapıldığında bileşikten ayrılıp serbest kalan Cl, ortamdaki hidrojen ile tepkimeye girerek HCl bileşimini oluşturur. Gaz ile borlamadaki temel problemlerden biri klor ve HCl'nin uygun atmosfer ve sıcaklık koşulunda demir ile tepkimeye girmek istemesidir. Borlama demir esaslı malzemede yapıldığında demir klorit bileşiği oluşur ve bu bileşik demir borürün oluşumuna engel olarak malzeme korozyona neden olur (Uzun, 2002).



Şekil 4.3. Gaz ortamda borlama prosesi (Karaman, 2003)

4.5.5. Plazma (İyon) borlama

Plazma borlama diğer borlama yöntemlerine göre daha düşük sıcaklıklarda ve daha kısa sürelerde gerçekleştirilebilir. Bu yöntemde borlamayı 300-700 Pa basınç değerlerinde gaz ortamında yapmak mümkündür. Genellikle BCl_3 buharı ile hidrojenden oluşan gaz karışımında yapılır. Karışımında BCl_3 buhar kısmının artması malzeme yüzeyinde gevrek ve gözenekli yüzeylerin oluşmasına neden olduğunda BCl_3 oranı düzgün olmalıdır. BCl_3 buharı ile hidrojenden oluşan bu ortamda kloritin hidrojen ile indirgenmesi borür tabakasının oluşumunu sağlar. Gerçekleşen bu reaksiyon, indirgenme reaksiyonunun hızlandırıldığı katodik bölgede atomik hidrojenin varlığına bağlı olarak akkor ışık yayılımı ile oluşur. Reaksiyon sonucunda serbest kalan bor, katodik püskürtme ile malzeme yüzeyine difüze olması sağlanır (Uzun, 2002). Bu işlemin en önemli dezavantajı, kullanılan atmosferin aşırı zehirli olmasıdır (Tezcan, 1996).



Şekil 4.4. Plazma borlama tesisat şeması (Tezcan, 1996)

4.6. Borlamada Meydana Gelen Borür Tabakasının Mekanizması

Borlama işleminin başlangıcında Fe_2B fazı, tane sınırları, dislokasyonlar ve atom boşlukları gibi mikro hataların bulunduğu bölgelerde ve malzeme yüzeyinde oluşan pürüzler ve çizikler gibi makro çatlakların içerisinde de oluşum gösterir. Bor oranı daha yüksek bileşiklerin çekirdeklenmesi ile bu oluşum devam eder (Badini ve Mazza, 1988).

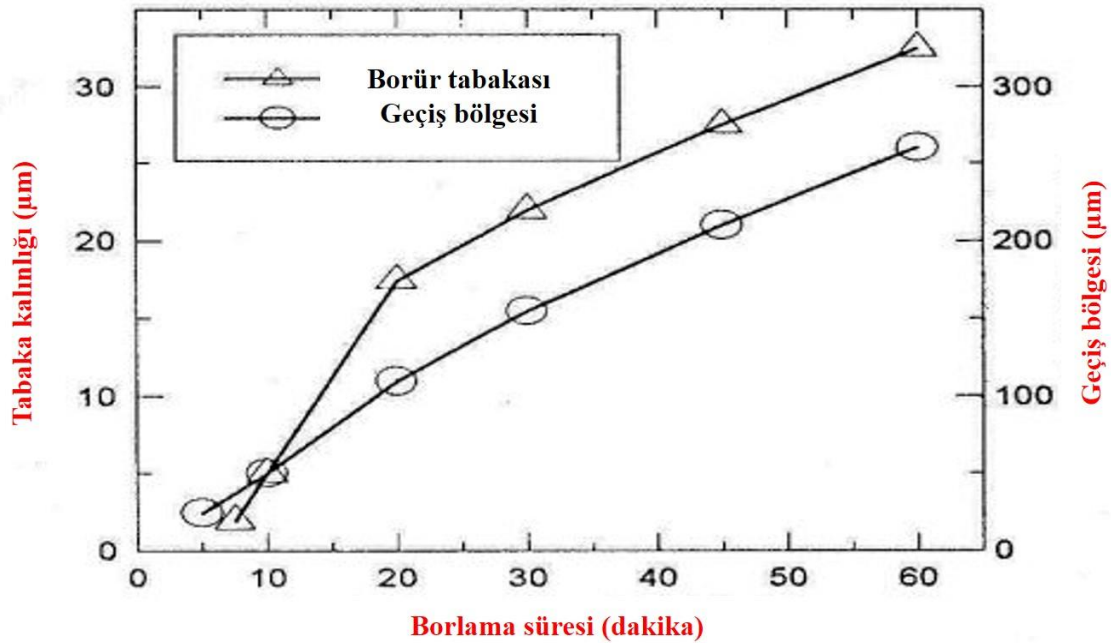
Borlama işlemi safhasında bor kristallerinin tercih yönü yayınma mekanizmasına bağlıdır. Borun yayınma mesafesi borür tabakasından uzun olmasına rağmen bor yoğunluğu borür tabakasında çok daha yüksek düzeydedir (Soydan, 1996).

Borlama işlemi uygulanan demir esaslı malzemelerde borür kristalleri FeB/Fe_2B ara yüzeylerinde dişe benzer yapılar oluşturarak büyür. Borürlerin kolonsal büyümesi hacim merkezli tetragonal yapıdaki Fe_2B kristallerinin yayınımları ile gerçekleştiği bilinir. İşlem koşullarına bağlı olarak ana malzeme ile tabaka yüzeyi arasında farklı yapılarda tek veya çok fazlı tabakalar oluşturulabilse de tek fazlı (Fe_2B) girintili-çıkıntılı borür tabakaların oluşması daha çok istenir. Bunun sebebi malzemenin daha sonraki süreçlerde ısıl işlem için uygun hale gelmiş olması ve diğer faza göre (FeB) daha az gevrek yapıda olması şeklinde açıklanabilir. Difüzyon kanalı ve uçtan büyüme mekanizması olmak üzere Fe_2B tabakasının iki büyüme mekanizması olduğu bilinmektedir. Difüzyon kanalı büyüme mekanizmasında

bor atomlarının daha iyi yayınmasını sağlayacak ve kolaylaştıracak büyük ara kesite sahip olan ortogonal prizma, Fe_2B kristalinde bor atomlarının yayınımlarını gerçekleştirecek bir yayınma kanalı oluşturur. Bor tabakasındaki borür ve metal yüzeyine difüze olan B (bor) atomları borlama tabakasına dikey mesafede Fe_2B kristallerini oluşturur ve bu kristal türleri kolonsal yapıda içeri yönde büyüme gerçekleştirir (Palombarini ve Carbucicchio, 1987). Bu mekanizmada Fe_2B kristalleri çok iyi yönlenme gösterse de Fe_2B/Fe ara yüzeylerde düşük kolonlaşma göstererek büyümeye engel bir durum oluşturduğundan oluşan kolonsal yapının tanımlanması yetersiz kalmıştır. Uçtan büyüme mekanizmasında ise durum biraz daha farklıdır. Fe_2B kristalleri bor gradyanı boyunca yönlendirilir ve iğnesel bir şekilde boyut artışı gösterir. Tabakanın büyümesinde Fe_2B çekirdeğinin oluşturduğu yüksek gerilme ve kafes gerginliği etkin rol oynar.

FeB 'nin büyüme mekanizmasının ana malzeme üzerinde oluşan Fe_2B 'nin uçtan büyüme mekanizmasıyla benzer yönleri vardır. Aynı tabaka üzerindeki fazların mekanik özelliklerindeki farklılıklardan dolayı FeB/Fe_2B arayüzeydeki kolonsallık Fe_2B /matris yüzeyinkinden çok daha az konumdadır. Fe_2B ile FeB fazlarının yapıları birbirlerinden farklıdır. Fe_2B ana matriste büyüyen sünek bir faz iken FeB ise Fe_2B 'nin üzerinde büyüme gösteren daha sert bir yapıdır. Bu tür farklılıklar bölgesel gerilmelerin oluşmasına ve kafes gerginliğine sebebiyet vermektedir. Tek fazlı tabakalarda oluşan tepkimeler Fe_2B /matris ara yüzeylerinde ve çok fazlı tabakalarda ise FeB/Fe_2B ara yüzeylerinde meydana geldiği bilinmektedir. Buradan da anlaşılacağı üzere oluşan bileşiklerin dış yüzeylerinin kristal yapıları mekanik olarak zayıf ve düzensiz bir yapı sergileyebilir.

Borlama işlemi süresince demir-karbon bileşiminde bulunan elementler yeniden dağıldıkları için aynı zamanda FeB ve Fe_2B tabakalarının karbon ve silisyumu çözündürememesinden dolayı işlem sırasında karbon ve silisyum atomları borür tabakasının içerisine doğru yerleşmeye çalışır. Bu oluşum sırasında borür tabakası ile matriks arasında geçiş bölgesi olarak adlandırılan bir yapı oluşur. Ana malzemedeki farklı bir yapıya sahip olan ve borür tabakasına kıyasla daha kalın yapıdaki geçiş bölgesi borür tabakasının karbonu içeriye doğru itmesi sonucu meydana gelir. Yapılan incelemeler sonucunda geçiş bölgesinin kalınlığı borür tabakasından çok daha yüksek düzeyde olduğu anlaşılmıştır (Berzina, Gusev, Fedina, Fedin, 1984).



Şekil 4.5. Fe₂B borür tabakası ve geçiş bölgesi kalınlığının borlama süresi ile değişimi (Lu, 1983)

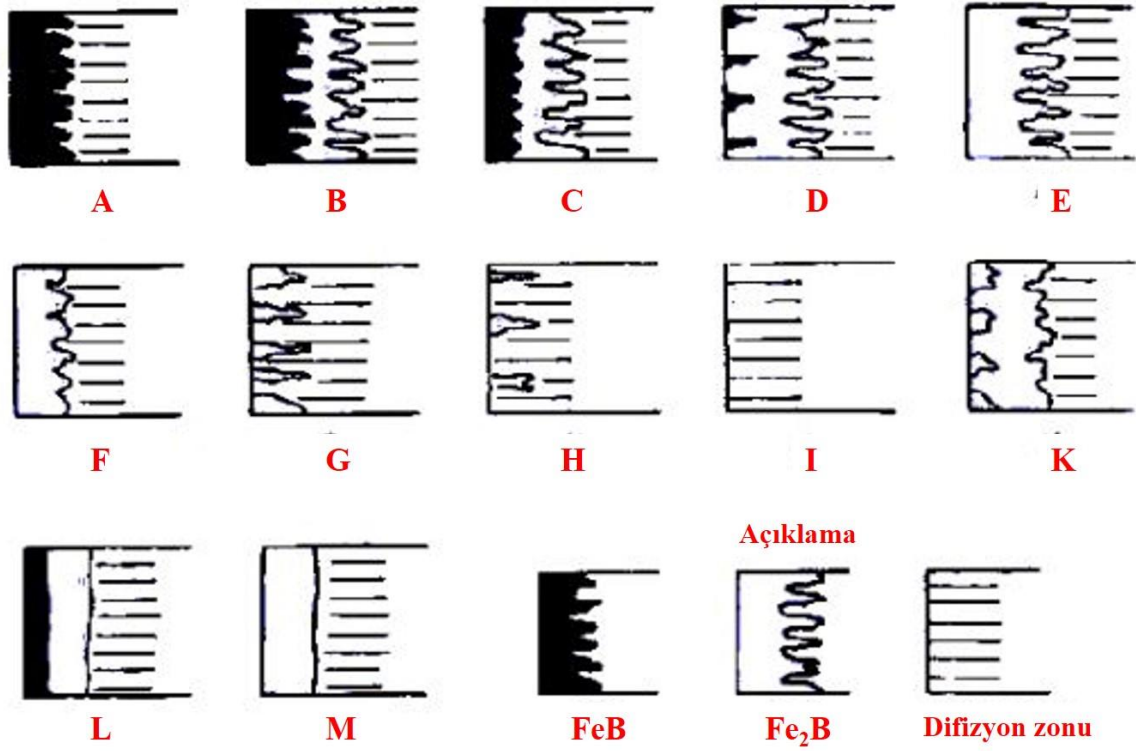
Çizelge 4.8. Borür fazları ve mikrosertlik değerleri (Özsoy, 2001)

Borlanacak alt tabaka	Borlama tabakasında oluşan yapılar	Borlanan tabakanın sertlik değeri
Nikel (Ni)	Ni ₄ B ₃	1600HV
	Ni ₂ B	1500HV
	Ni ₃ B	900HV
Demir (Fe)	FeB	1900-2100HV
	Fe ₂ B	1800-200HV
Kobalt (Co)	CoB	1850HV
	Co ₂ B	1500-1600HV
	Co ₃ B	700-800HV
Titanyum (Ti)	TiB	2500HV
	TiB ₂	3370HV
Niyobyum (Nb)	NbB ₂	2200HV
	NbB ₄	-
Molibden (Mo)	Mo ₂ B	1660HV
	MoB ₂	2330HV
	Mo ₂ B ₅	2400-2700HV
Tantalyum (Ta)	Ta ₂ B	-
	TaB ₂	2500HV
Vanadyum (W)	W ₂ B	2600HV
Zirkonyum (Zr)	ZrB ₂	2250HV
Hafniyum (Hf)	HfB ₂	2900HV
Renyum (Re)	ReB	2700-2900HV

4.7. Borür Tabakası Çeşitleri ve Tabaka Kalınlığı

Farklı borlama yöntemleri kullanarak 14 değişik yapıda borür tabakası elde etmek mümkündür. Bu farklı yapıdaki tabakalar Kunst ve Schaaber tarafından sistematik bir biçimde sınıflandırılmıştır (Matuschka, 1980)

Borlama işlemi sırasında oluşturulan borür tabakalarının yapıları işlem şartlarına, malzemenin bileşimine, borlama ortamına ve borlama yöntemine bağlıdır. Borür tabakaları ya düz bir biçimde veya parmaklı formda olabilir.



(A: Tek fazlı (FeB) bor tabakası, B: FeB ve Fe₂B yapılı ikili tabaka, C: Çift fazlı borür tabakası, (FeB fazı B'den daha ince yapılı), D: Çift fazlı tabaka (sadece dış biçimindeki izole FeB tabakası), E: Tek fazlı borür tabakası (Fe₂B yoğunluklu), F: Fe₂B yoğunluklu tek fazlı borür tabakası, G: Fe₂B fazlı dış yapılı borlu tabaka, H: Yüksek izole dış yapılı Fe₂B fazı, I: Geçiş bölgesi, K: Bozulmuş tabaka, L: İkili FeB, Fe₂B borür tabakası, M: Tek fazlı FeB, Fe₂B bor tabakası)

Şekil 4.6. Borlama sonrası oluşabilecek borür şekilleri (Matuschka, 1980)

Düşük kırılma katsayısına sahip olmalarının yanı sıra işlem sonrasında borlu tabakanın yapısını negatif yönde etkilemeden ana malzemenin ısı ile işleme tabi tutulmasına olanak sağladığından endüstride E ve F tipi tek fazlı borür tabakalarının (Fe_2B) oluşumu istenmektedir (Matuschka, 1980).

Çoğunlukla aşınma türlerinden erozif aşınma biçimine uğrayan tabakaların kalın yapıda, adhezif aşınmaya uğrayan tabakaların da ince yapılı olması istenir. Adhezif aşınmayı önlemenin koşulu malzeme yüzeyinde $5 \mu m$ 'lik bir tabaka kalınlığı oluşturmakla mümkündür. Bazı alaşımlarda gözlemlenen tabaka geometrisinin parmaklı olduğu durumlarda bu koşul geçerli olmaz. Yüksek alaşımlı çeliklerde tabaka kalınlığı $15-20 \mu m$ aralığında olması uygunken takım çeliklerinde $75-100 \mu m$ 'yi geçmemesi istenir. Tabaka kalınlığı arttığı için aynı oranda tabakanın gevrekliği de artacağından tabakanın çok kalın düzeyde olmaması önerilir. Bu kurala özellikle çift fazlı tabakalarda (Fe_2B+FeB) dikkat edilmelidir. Alaşım elementlerinin oranı arttıkça çelik içerisine borun difüzyonu zorlaşacaktır (Fichtl, Trausner, Matuschka, 1987). Tabaka kalınlığı, tabakanın dış yapısı ile bor dışlarının düzlem üzerindeki ortalama değerleri alınarak hesaplanmaktadır.

4.8. Borür Tabakasının Karakteristik Özellikleri

FeB ve Fe_2B fazlarının farklı ısı genleşme katsayılarına sahip olmaları malzeme yüzeyinde çatlakların oluşmasına neden olur. FeB ve Fe_2B fazları arasında kalan bölgede yüzeye paralel çatlaklar görüldüğü gibi yüzeye dikey doğrultuda devam eden çatlaklara da rastlanır. Borlama işlemi takım çeliklerine uygulandığında işlem sonrası darbeli gerilme koşullarında çalışılması durumunda çatlaklar meydana gelmektedir. FeB ve Fe_2B ara yüzeylerinde FeB fazı çekme gerilmelerine ve Fe_2B fazı basma gerilmelerine maruz kalır. (Matuschka, 1980).

Malzemelerin sertlik ve dayanımında artış sağlamak amacıyla borlama işlemi sonucu malzeme yüzeyinde oluşturulan bor kaplamaların sertliği Vickers mikrosertlik deneyleri ve Knoop sertlik ölçümleri ile belirlenmektedir. Faz yapısının türü ve tabakanın kalınlığına göre değişkenlik gösteren sertlik ölçümleri, $25-200 \text{ gr}$ yüklerle gerçekleştirilir. FeB ve Fe_2B fazları kaplama tabakalarının yapılarında bulunur ve her ikisinin yapısı birbirinden farklıdır. FeB oluşumlu faz diğerine göre gevrek ve çok daha sert bir yapıya sahiptir. Bundan dolayı FeB tabakasının sertlik ölçümünde düşük yükler tercih edilir. Birçok çalışma neticesinde borür tabakalarının sertlik ölçümü için iki farklı yöntem önerilir. Bunlardan biri sertlik

deneylerinde sabit yük kullanarak ölçüm yapılması diğeri ise malzeme yüzeyine dik veya büyüme yönünde artan yük kullanılarak deneylerin gerçekleştirilmesidir (Goeriot, Fillit, Thevenot, Driver, Bruyas, 1981). Sertlik ölçümleri metalografik olarak çok iyi hazırlanmış numuneler üzerinde gerçekleştirilmelidir. Çelikler üzerine yapılan deneyler sonucunda borür tabakasının sertlik ölçümleri 2000 kg/mm^2 vickerks değerinin üzerine çıktığı gözlemlenmiştir. Borlama işlemi sonucunda borür tabakası ısıl işleme tabi tutulmak istendiğinde sertliğini 900°C 'ye kadar koruduğu bilinir (Matuschka, 1980).

Kırılma tokluğu deneyleri malzemelerin deney için uygun boyutta olması koşuluyla uygulanabilmektedir. Ayrıca bu deney için önemli olan diğer parametreler de malzemenin istenilen kalınlıkta olması, plastik bölgenin boyutunun uygun olması ve malzemenin gevrek bir yapıda olmamasıdır. Boyut olarak küçük ve gevrek yapıda olan malzemelere kırılma tokluğu deneylerinin yapılması mümkün olmadığından bu malzemeler için "indentasyon" adı verilen yeni bir yöntem geliştirilmiştir. Malzemelerin kırılma tokluğunun bağlı olduğu bileşenler vardır. Numunenin geometrik şekli, uygulanan yükün miktarı ve çatlak boyu kırılma tokluğuna etki eden parametreler olarak bilinir (Bindal, 1991; Ozbek ve Bindal, 2002). Borür tabakalarının yapıları yüksek sertlik ve gevrek karakteristik özellik gösterir. FeB tabakanın sertliği, Fe₂B tabakasına kıyasla daha sert ve gevrek yapıdadır. Bunların yanı sıra borür tabakasında çift fazlı bir tabakanın oluşması ortaya çıkabilecek çekme ve basma gerilmeleri neticesinde malzemede çatlaklara sebebiyet verecektir. Bundan dolayıdır ki malzeme yüzeylerinde genellikle tek fazlı borür tabakasının olması istenir (Üçışık ve Bindal, 1997)

Kırılma tokluğu için etkili olan diğer parametre alaşım elementlerinin dağılımlarıdır. Bu elementlere bağlı olarak kaplama tabakası içerisinde (Fe, M)B ve (Fe, M)₂B fazlarının dağılımları kaplamalar için değişkenlik gösterir. Çeliklere Mn ilavesi kırılma tokluğunu artırır, Cr ilavesi ise tokluk değerinde düşüşe neden olur. Bunlar haricinde borlama süresi de kırılma tokluğunu etkileyen diğer bir etkidir (Bindal ve Üçışık, 1999). Borun oksijene olan afinitesi yüksek olmasından ötürü malzeme yüzeyinde oksit filmi şeklinde bir koruyucu yapı oluşturur. Yüzeyde yağlayıcı vazifesini üstlenen bu oksit filmi sürtünmeli aşınmalarda sürtünme kuvvetini düşürerek farklı yüzeylerin birbirine birleşmesini önler. Kaymalı sürtünme sonucunda ortaya çıkan ısı değeri sementasyona uğramış tabakanın yapısını yumuşatır ve borür tabakası için bir etkisi yoktur (Yapar, 2003).

4.9. Borlanmış Malzemelerin Aşınma Özellikleri

Aşınma, çoğu makine elamanlarının kullanım ömrünü etkileyen önemli faktörlerden biridir. Aşınmanın meydana geleceği sistemlerde kullanılan malzemeler, aşınmaya karşı dirençli hale getirilerek kullanılması istenir ve bu amaçla çeşitli önlemlerin alınması malzemelerin aşınmaya karşı korunmasını sağlayacaktır. Bu hem malzemenin dayanım ve ömrünü arttıracak hem de işletme açısından maliyeti düşük düzeyde tutacaktır. Her ne kadar bu tür önlemler aşınma açısından fayda sağlasa da aşınma problemini kökten çözüme kavuşturmayacaktır. Aşınma hızını olabildiğince düşürmek için sürtünmeyi etkileyen faktörlere ve aşınmanın türlerine bağlı kalınarak gerçekleştirilmesi mümkündür (Nair, Karamış, Taşdemirci, 2000).

Aşınma, malzeme yüzeyinde oluşan ve istenmeyen bir yüzey problemi olduğundan bu problemin giderilmesi için çok değişik çalışmalar yapılmış ve sonuç olarak aşınmayı tamamen ortadan kaldıramasa da aşınmayı yavaşlatıcı yöntemler geliştirilmiştir. Bu yöntemler malzeme yüzeyine uygulanan termal ve termokimyasal ısıl işlemler ile kimyasal ve fiziksel buhar biriktirme yöntemleri şeklindeki kaplama teknolojileridir (Karamış, 1991).

Termokimyasal işlem olarak bilinen borlama, malzeme dayanımını arttıran önemli yüzey sertleştirme yöntemlerinden biridir. Temeli, bor atomlarının malzeme yüzeyine difüze olması sağlanarak yüzeyde sert bir borür tabakası oluşturulmasına dayanır (Nair, 1996). Borlama işlemi sonucunda oluşan borür tabakalarının çok sert bir yapıda özellik göstermesi, sürtünme değerinin düşük miktarda olması ve işlem sonucunda tekrar ısı işleme ihtiyacı duyulmadan kullanımına olanak vermesi borlamayı diğer yüzey sertleştirme işlemlerinden ayrıcalıklı hale getirmiştir. Bu işlem aynı zamanda yüksek mertebe abrasiv ve adhesiv aşınmaya, kavitasyon-erozyon aşınmalarına karşı dayanım sağlar, malzeme ömrünün uzatılmasında etkin rol oynar.

4.9.1. Abrasiv aşınma özellikleri

Abrasiv aşınma, sürtünen yüzeyin sertliği ile orantılıdır (Özmen ve Çetincan, 1992). Borlama sonucunda yüzey sertliği ve akma dayanımındaki artış, sürtünen yüzeyler arasındaki temas yüzeylerini azaltarak aşınma hızını yavaşlatır. Borür tabakasının kalınlığı işlem şartlarına da bağlı olarak 20-300 µm arasında gerçekleştirilir.

Borlama işleminde alaşım elementlerinin varlığı aşınmayı etkileyen diğer bir etkidir. Örneğin, abrasiv aşınma dayanımı borlama işlemine tabi tutulan alaşımlı çeliklere kıyasla alaşımsız çeliklerin dayanımı daha düşük seviyededir. Özellikle borlama işlemi uygulanmış çeliklerde krom, molibden ve vanadyum elementlerinin varlığı abrasiv aşınma direncine olumlu yönde etki bıraktığı yapılan deneyler sonucunda anlaşılmıştır.

4.9.2. Adhesiv aşınma özellikleri

Adhesiv aşınma deneylerinin özellikle vakum altında yapıldığı bilinmektedir. Bu durumun sebebi temas bölgelerinde meydana gelen yığıntıların ve aynı zamanda oksidasyon ürünlerinin aşınmanın özelliğini etkilemesidir. Atmosfer koşullarında yağlama işlemi uygulanmadan deneyler yapılırsa sürtünen bölgelerde tribo-oksidasyon ürünlerinden kaynaklı tepkime tabakası oluşur. Oluşan tabaka borür tabakalarını muhafaza ederken nitrürleme işlemi ile oluşan tabakalara zarar vermektedir.

Borun oksijene olan afinitesi yüksek düzeyde olmasından dolayı borlanmış tabaka yüzeyinde ince yapılı oksit film tabakası meydana gelir. Metal-metal erişimini geciktiren bu tabaka, katı yağlayıcı görevi yaparak sürtünme katsayısında düşüğe neden olur. Sürtünen yüzeylerin kimyasal kararlılığı temas yüzeyleri arasındaki yüzey çekim kuvvetini azaltarak aşınma dayanımının artmasını sağlar. Borlanmış yüzeylerin iyi aşınma özellikleri; borlanmış yüzeylerde daha az yağ kullanılmasını veya hiç yağ kullanılmaması gibi etkiler sağlar. Yağ kullanım miktarının minimum düzeyde olması veya hiç olmaması ekonomik ve çevre temizliği açısından oldukça önemlidir. Borlu tabaklarda aşınmayı önlemek için yağlama işlemi yapılması şart değildir. Bu pozitif etki adhesiv aşınmanın önlenmesinde önemli derecede fayda sağlar (Selçuk, 1994).

4.9.3. Kavitasyon aşınma özellikleri

Sıvı ortam içerisinde göreceli hareket sonucu boş küçük hacimler meydana gelir. Bu boş hacimlerin içerisi bir sıvı tarafından doldurulur. Ani doldurma esasına dayanan tekrarlı zorlamalar neticesinde malzemenin yüzey bölgesinde yorulmalar meydana gelir. Bu durum kavitasyon tahribatı olarak ifade edilir. Malzemelerin kavitasyon direnci; şekil değiştirme derecesine, sertlik ve elastik gibi mekanik özelliklere bağlıdır. Kısa süreli kavitasyon zorlamalarında borlanmış numunelerin borlanmamış numunelere göre çok daha yüksek

kavitasyon direncine sahip olduğu yapılan deneyler sonucunda anlaşılmıştır. Fakat uzun süreli kavitasyon zorlamalarında ise yüksek frekanslı basınç dalgasının etkisi ile malzemenin yüzey bölgesinden sert borür tabakalarının kopmaya başladığı ve kavitasyon direncinin giderek düştüğü gözlemlenmiştir (Demirci, 1996).

4.9.4. Eroziyon aşınma özellikleri

Katı veya sıvı haldeki aşındırıcı parçacıkların hava veya sıvı bir ortam içerisinde malzemeye yüzeyine çarparak yüzeyden parça kaldırması olayına eroziyon aşınma denir. Eroziyon aşınma birden çok aşınma mekanizmasını barındırır. Bu mekanizmalar parçacık malzemesi, çarpma açısı, çarpma hızı veya parçacık boyutu ile kontrol altına alınabilir (Karl-Heinz vd., 1987).

Malzemelere uygulanan borlama işlemi ile yüzeyde oluşabilecek eroziyon aşınmanın etkisi azaltılabilmektedir. Örneğin; 1050°C’de ısıtılıp havada soğutulmaya bırakılan ve 590°C’de temperleme işlemi uygulanıp 850°C’de 2 saat borlama yapılmış sıcak iş takım çeliği H(13) numunelerinin eroziyon aşınma dirençleri araştırılmıştır. Deney sonucunda borlanmış numunelerin aynı şartlarda nitrürlenmiş numunelere kıyasla çok yüksek eroziyon aşınma direncine sahip olduğu gözlemlenmiştir (Uzun, 2002).

4.10. Borlanmış Malzemelerin Korozyon Dayanımları

Kimyasal veya elektrokimyasal reaksiyonlar sonucunda malzeme yüzeyinde meydana gelen hasara korozyon denir. Diğer bir ifadeyle malzemelerin rutubetli ortamla kimyasal reaksiyon oluşturması korozyon, kuru hava ile reaksiyona girmeleri oksidasyon olaylarını meydana getirir. Koruyucu kaplamaların yapılması malzemeyi korozyondan koruyacak önemli işlemler arasındadır. Örneğin demir esaslı malzemelerin borlanması, bu malzemelerin bazı asit veya sıvı metallere karşı korozyon direncini arttıracaktır. Borlu malzemelerin korozyon dayanımları HCl asit çözeltisi ile Al, Pb ve Zn metallere karşı oluşan sıvı banyolarda oldukça yüksektir (Taşçı, 1993).

5. MATERYAL VE METOT

Bu tez çalışmasında malzeme olarak nükleer reaktörler, tıbbi gereçler ve gaz türbinleri gibi yüksek aşınma ve sıcaklık dayanımının gerekli olduğu koşullarda tercih edilen kobalt esaslı Haynes 25 süperalaşımı kullanılmıştır. Deneyde kullanılan Haynes 25 süperalaşımının kimyasal kompozisyonu aşağıdaki çizelgede detaylı olarak belirtilmiştir.

Çizelge 5.1. Haynes 25 süperalaşımının kimyasal bileşimi (Kramer vd., 1998)

Co ^a	Ni	Cr	W	Fe	Mn	Si	C
51	10	20	15	3*	1,5	0,4*	0,1

*Maksimum, ^aDengeli

Amaca uygun olarak 40x40x5 mm ebatlarında numuneler kesilmiş ve metalografi numuneleri yüzey sertleştirme işlemlerine geçmeden önce parça yüzeylerinde bulunan kir, pas ve istenmeyen tabakaların giderilmesi için kademeli olarak 180-1200'lük SIC zımparalar ile yüzey temizliği yapılmış ve parlatma işlemlerine tabi tutulmuştur. Borlama toz harmanı olarak %90 B₄C (bor karbür) ve %10 NaBF₄ (sodyum tetraflorborat) tozları kullanılmıştır. Borlama için hazırlanan numuneler belirli süre ve farklı sıcaklıklarda borlama işlemine tabi tutulmuştur. Borlanan numunelerden kesitler alınıp metalografik olarak hazırlanan optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu altındaki mikroyapıları incelenerek tabaka kalınlığı ölçümleri yapılmıştır. Ölçülen bu değerlerle borlama süresi ve zamanı ile ilgili optimizasyonlar araştırılmıştır. Borür tabakasının, geçiş bölgesinin ve ana malzemenin sertlikleri mikrosertlik cihazı ile ölçülmüş X-ışını difraktometresi (XRD) ile borür tabakasının bileşimi ortaya çıkarılmıştır.

Kobalt esaslı süperalaşımlarda bor verici kaynak kullanılarak çok daha iyi mekanik ve metalürjik özellikler elde edebilmek amacıyla bu çalışma gerçekleştirilmiştir. Bor sağlayıcı kaynak kullanılarak farklı sıcaklık değerleri ile farklı sürelerde borlama işlemine tabi tutulan kobalt esaslı süperalaşımların özellikleri araştırılmıştır.

Kobalt ve kobalt alaşımları çok yüksek mekanik özelliklere sahip olmasına rağmen agresif koşullarda aşınma ve korozyon dirençleri istenilen düzeyde etkiyi gerçekleştirilemeyip bu tür durumlarda kullanım alanı sınırlı kalmaktadır. Bu olumsuz etkiyi minimum düzeye indirmek

amacıyla kobalt alaşımlarına farklı yüzey işlemleri uygulanabilmektedir. Bu işlemler arasında yer alan borlama tekniği, termokimyasal bir kaplama yöntemi olup malzeme yüzeyinin sertleştirilmesinde kullanılan önemli bir yüzey sertleştirme işlemidir.

Yapılan literatür taramasında demir ve nikel esaslı süperalaşımlar için çok fazla araştırma yapılmasına rağmen kobalt esaslı süperalaşımların borlanması konusundaki çalışmalar yetersiz kalmıştır. Bu sebepten dolayı kobalt esaslı Haynes 25 süperalaşımına termokimyasal borlama işlemi uygulanmıştır.

5.1. Haynes 25 / L-605

Yapılan deneysel çalışmalarda kullanılan malzeme, kobalt esaslı Haynes 25 diğer bir adıyla L-605 süperalaşımıdır. Kobalt-nikel-krom ve tungsten elementlerinin kombinasyonları ile oluşturulan Haynes 25 alaşımı yüksek sıcaklıklarda iyi derecede dayanım göstererek yapısal özelliğini korumakta ve 950°C sıcaklıklarında dahi oksidasyon direnci sağlamaktadır. Geleneksel yöntemlerle üretilen ve döküm parçalarında kullanılan Haynes 25 alaşımının kaynak yapılabilme kabiliyeti oldukça yüksektir. Bu özelliklere sahip olması zor çalışma koşullarında dahi tercih edilme sebebi olmuştur. Örneğin; nükleer reaktörler, havacılık ve uzay sanayisi ve gaz türbin motorları gibi yüksek sıcaklık uygulamalarında yaygın olarak kullanılmaktadır. Dayanımlarından dolayı bilyalar için yatak malzemesi olarak da tercih edilirler. Katı çözeltili ile güçlendirilmiş bir kobalt esaslı süperalaşım çeşidi olan Haynes 25 alaşımı yüksek sıcaklıklardaki dayanımı ile bilinirler ve soğuk çalışma koşullarında bile sertliğini ve dayanımını muhafaza etmektedirler. 650-980°C sıcaklıklarındaki uzun süreli çalışma koşullarında özelliğini kaybetmeden muhafaza eden bu alaşım katı çözeltili ile güçlendirilmiş nikel esaslı süperalaşımlardan ve hatta kobalt esaslı diğer süperalaşımlardan daha güçlüdürler. Deneyde kullanılan Haynes 25 süperalaşımı aşağıdaki resimde gösterilmiştir.



Resim 5.1. Deneyde kullanılan Haynes 25 süperalaşımının görünümü

5.2. Borlama İşleminin Uygulanması

Deneylerde kullanılan 40x40x5 mm ölçülerinde kesilmiş Haynes 25 numuneleri 180-1200'lük SIC zımpara kağıtları ile zımparalanarak yüzeylerinde bulunan kalıntılar giderilmiş ve alümina ile parlatılmıştır. Ardından borlama işlemine hazır hale gelmesi için borlama öncesi etil alkol ile temizlenmişlerdir. Borlama işlemleri paslanmaz çelikten imal edilmiş potolar içerisinde gerçekleştirilmiştir. İlk olarak uniform bir bor tabaka elde etmek için Haynes 25 numuneleri alt ve üst katmanlarından en az 10 mm mesafesinde toz kalınlığı olacak şekilde %90 B₄C (bor karbür) ve %10 NaBF₄ (sodyum tetrafloraborat) karışımından oluşan bor tozu içerisine yerleştirilmiştir. Numuneler bor tozuna gömüldükten sonra üzerleri yüksek sıcaklıklarda borlama süresi boyunca oksijen sızmasını engelleyen ve oksitlenme oluşumunu önleyen Ekrit tozu ile örtülmüştür. Daha sonra ısıya dayanıklı potoların kapakları kapatılmış ve borlama işleminin gerçekleştirileceği fırın için hazır hale getirilmiştir. Tüm numuneler 850, 950 ve 1050°C sıcaklıklarında ısıtılan fırın içerisinde 4 saat süre boyunca bekletilmişlerdir. Bor atomlarının yüksek sıcaklıkta Haynes 25 numuneleri içerisine difüze olması sağlanmış ve bor tabaklarının oluşumu beklenmiştir. Deney parametrelerine bağlı olarak 4 saat süre boyunca fırında bekletilen potolar işlem sonucunda fırın dışına alınmıştır ve daha sonra oda sıcaklığında soğumaya bırakılmışlardır. Soğuyan pota içerisinde numuneler pota dışına alınmış ve üzerlerinde biriken toz kalıntıları bir fırça yardımıyla giderilmiştir.



Resim 5.2. Borlama işleminin gerçekleştirildiği fırın



Resim 5.3. 4 saat fırında bekletilen potaların işlem sonunda fırın dışına alınma görüntüsü



Resim 5.4. Borlama işlemi sonunda soğumaya bırakılan potanın görüntüsü

5.3. Numune Hazırlama İşlemleri

Borlama işlemine tabi tutulmuş numuneler metalografik inceleme (mikroyapı analizleri, XRD analizleri ve aşınma testleri) için 20x20x5 mm ebatlarında olacak şekilde kesme cihazında dikdörtgen kesite dönüştürülmüştür. Daha sonra mikroyapı incelemeleri için numuneler bakalite alınmıştır. Ardından mekanik zımparalama yoluyla Haynes 25 parçalarının her yüzeyi 180-1200 grid aralığındaki SiC zımpara ile zımparalanmış ve 1 µm gümüş pasta ile parlatılmıştır. Metalografik olarak parlatılmış yüzeyler dağlama ayırıcı olarak $\text{HNO}_3/\text{CH}_3\text{COOH}/\text{H}_2\text{O} = 1:2;17$ oranlarından oluşan asidik karışım ile dağlanarak mikroyapılar ortaya çıkarılmıştır. Numuneler damıtılmış su ile temizlenip havada kurutmaya bırakılmıştır.

5.4. SEM (Taramalı Elektron Mikroskobu)

Mikroyapı incelemeleri ve kaplama tabakalarının görüntüleri için taramalı elektron mikroskobu kullanılmıştır. Haynes 25 numunelerinin SEM analizleri, İskenderun Teknik Üniversitesi Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Merkezi Laboratuvarında bulunan Thermo Fisher Scientific Apreo S (SEM) cihazıyla gerçekleştirilmiştir. Kaplama tabakasının görünümü, difüzyon bölgesinde oluşan fazlar, alaşım elementlerinin dağılımı SEM cihazı üzerindeki EDS attachmanı ile belirlenmiştir. Aşınma deneyleri sonrasında aşınma mekanizmaları SEM ve EDS analizleri sonucunda elde edilmiştir.



Resim 5.5. SEM (Taramalı Elektron Mikroskobu) cihazı

5.5. XRD (X-Işımları Difraksiyon Tekniği)

Borlanmış Haynes 25 süperalaşımlarının yüzeylerinde oluşan fazlar X-ışınları difraksiyon tekniği kullanılarak belirlenmiştir.

850, 950 ve 1050°C sıcaklıklarında 4 saat süre ile borlama işlemine tabi tutulan Haynes 25 süperalaşım numunelerinde oluşan borür fazları Malvern Panalytical EMPYREAN marka x-ışınları difraktometresi kullanılarak tespit edilmiştir. Analiz sırasında $K\alpha$ ($\lambda=1.540598 \text{ \AA}$) ışın demeti ve 20-90° açı aralığında kırınım deseni kullanılmıştır.



Resim 5.6. Malvern Panalytical EMPYREAN cihazı

5.6. Mikrosertlik ve Aşınma Testleri

Borlama işlemi sonucunda Haynes 25 süperalaşımında oluşan kaplama tabakalarının ve matrisin sertlik dağılımları TURKYUS marka mikrosertlik cihazı kullanılarak incelenmiştir. Sertlik ölçme işlemleri numune yüzeyinden başlayıp matrise kadar belirli mesafelerde gerçekleştirilmiştir. Yüzey ve matris arasındaki sertlik dağılımları birçok parametreye bağlı olarak belirlenmiş olup bunlar, malzemenin bileşimi, borlama sıcaklığı, borlama süresi gibi etkenler olarak ifade edilebilir. Sertlik ölçümleri tüm borlama sıcaklığı ve süresi için uygulanmıştır. Deneylere geçmeden önce tüm numuneler hassas terazide tartılarak kütleleri belirlenmiştir.



Resim 5.7. Aşınma test düzeneği

Borlama işlemi yapılmamış numunelere ve 850, 950 ve 1050°C sıcaklıklarında 4 saat süre ile borlama işlemi uygulanan numunelere oda sıcaklığında ve 500°C sıcaklıkta 20 N yük uygulanarak aşınma testi uygulanmıştır. Deneyler 1000 s süreyle, 15 mm strok boyunda, 250 mm/sn hızla ve 250000 mm uzunluğunda gerçekleştirilmiştir. Aşınma testleri uygulanırken aşındırıcı top olarak 1650 MPa sertlikteki alümina (Al_2O_3) toplar kullanılmıştır. Aşınma deneylerinde kullanılan parametreler Çizelge 5.2’de verilmiştir.

Çizelge 5.2. Aşınma deneyi parametreleri

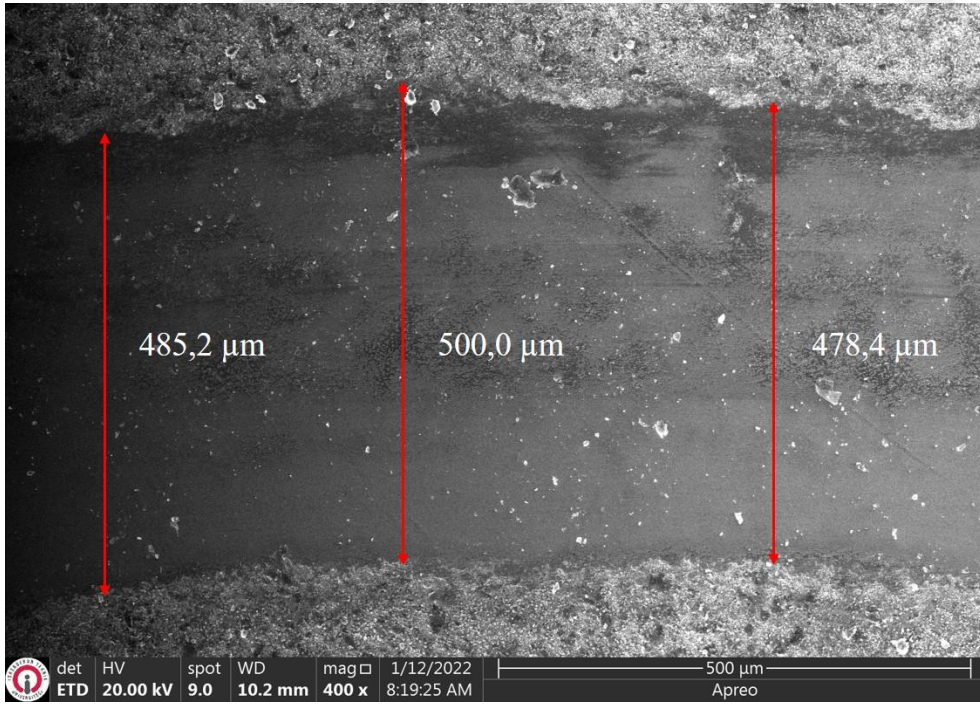
İz çapı	Kayma hızı	Süre	Kayma mesafesi	Yük
10 mm	250 mm/s	1000 s	250000 mm	20 N

Deney düzeneğinde bulunan yazılım sayesinde sürtünme katsayıları deney boyunca anlık olarak hesaplanmıştır. Sürtünme kuvveti, 20 N kapasiteli yük hücresi ile deney süresince ölçülmüştür. Sürtünme katsayısı aşağıdaki formülle elde edilir;

$$\mu = F_S / F_N \quad (5.1)$$

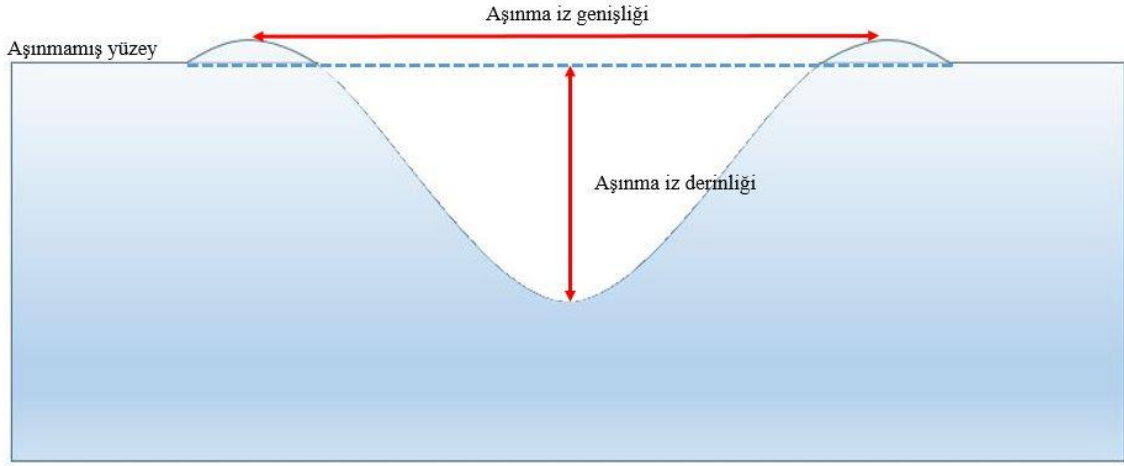
Burada, F_S sürtünme kuvveti (g) ve F_N normal kuvveti (deney ağırlığını) (g) temsil etmektedir.

Aşınma deneyi uygulanan numunelerde aşınma hızı hesabı yapabilmek için birden çok parametrenin bilinmesi gerekmektedir. Öncelikle Şekil 5.8’de görüldüğü gibi işlemsiz ve işlem görmüş tüm numunelerden aşınma deneyi sonrasında ölçüm alınmış ve böylelikle aşınma iz genişliği verileri oluşturulmuştur. Her bir aşınma iz genişliği için 3 farklı bölgeden ölçüm alınarak ortalaması alınmıştır. 950°C sıcaklık ve 4 saat süre ile borlanmış Haynes 25 numunesinin aşınma deneyi sonrasında iz genişliği ölçümü Şekil 5.1’de verilmiştir.



Şekil 5.1. Aşınma deneyi sonrası numunenin aşınma iz genişliği ölçümü

Aşınma hızı hesabı için gerekli olan diğer bir parametre ise aşınma iz derinliğidir. İşlemsiz ve borlama işlemi uygulanan tüm Haynes 25 numunelerinin aşınma iz derinliği aşınma testi cihazında bulunan program ile yüzey pürüzlülüğü grafiği oluşturularak hesaplanmıştır. Bir veri kaydedici sayesinde grafikler alınmış ve bu grafiklere bağlı kalınarak numunelerin aşınma iz derinliği ölçümü yapılmıştır. Haynes 25 numunesinin aşınma deneyi sonrasında kaydedilen yüzey pürüzlülüğü grafiği ile aşınma iz derinliği ve genişliği Şekil 5.2’de verilmiştir.



Şekil 5.2. Aşınma testi sonrası numunelerin aşınma iz derinliği ve genişliğinin şematik görünümü

Bu veriler elde edildikten sonra aşınma hızı 5.2 numaralı formül kullanılarak hesaplanmıştır.

$$\text{Aşınma hızı} = \frac{\text{Aşınma iz hacmi}}{\text{Kayma mesafesi} \times \text{Uygulanan yük}} \quad (5.2)$$

Bu formülde bulunan aşınma hacmi parametresinin hesabı 5.3 numaralı formülde verilmiştir.

$$\text{Aşınma iz hacmi} = \text{Aşınma iz alanı} \times \text{çevre} \quad (5.3)$$

Aşınma iz alanı ve çevre denklem 5.4 ve 5.5 ile hesaplanmıştır.

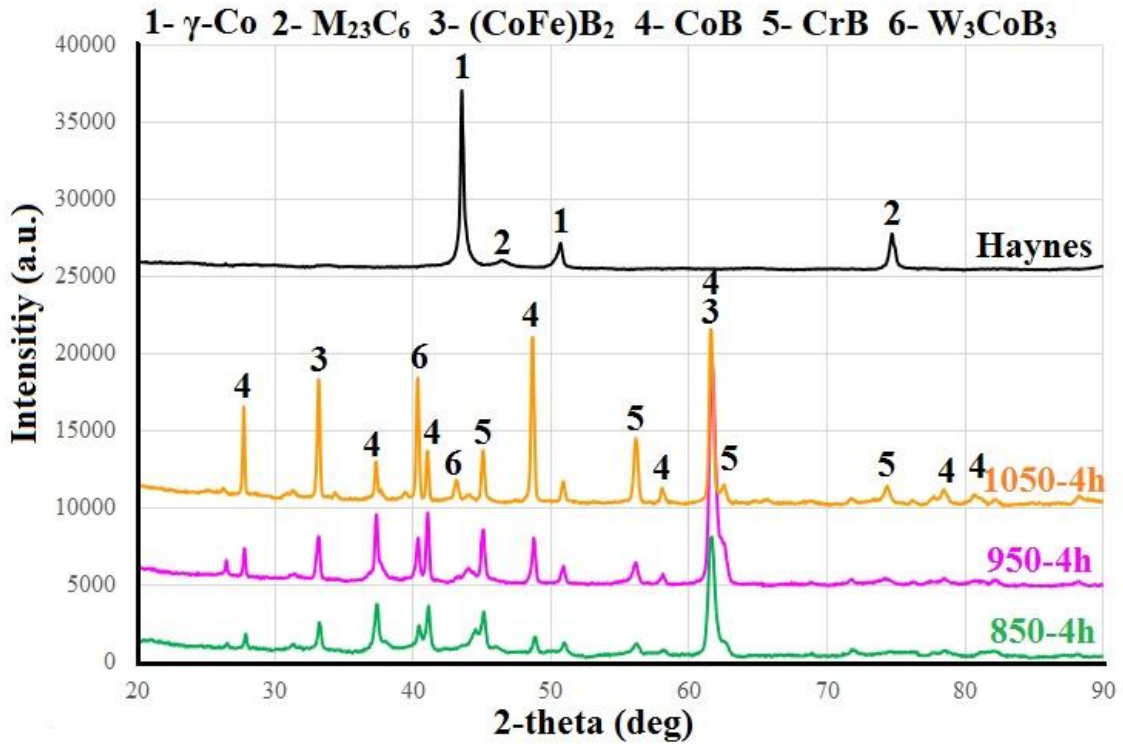
$$\text{Aşınma iz alanı} = \text{İz genişliği} \times \text{İz derinliği} \times \text{Pi} (\pi) \times \text{Kayma mesafesi} \quad (5.4)$$

$$\text{Çevre} = \pi \times d \quad (5.5)$$

6. DENEYSEL BULGULAR VE SONUÇLAR

6.1. XRD Analizleri

850, 950 ve 1050°C sıcaklıklarında 4 saat süre ile borlama işlemine tabi tutulan Haynes 25 süperalaşım numunelerinde oluşan borür fazları Malvern Panalytical EMPYREAN marka x-ışınları difraktometresi kullanılarak tespit edilmiştir. Analiz sırasında $K\alpha$ ($\lambda=1.540598 \text{ \AA}$) ışın demeti ve 20-90° açı aralığında kırınım deseni kullanılmıştır. Haynes 25 numunelerinin X-ışınları kırınım deseni Şekil 6.1’de gösterilmiştir.



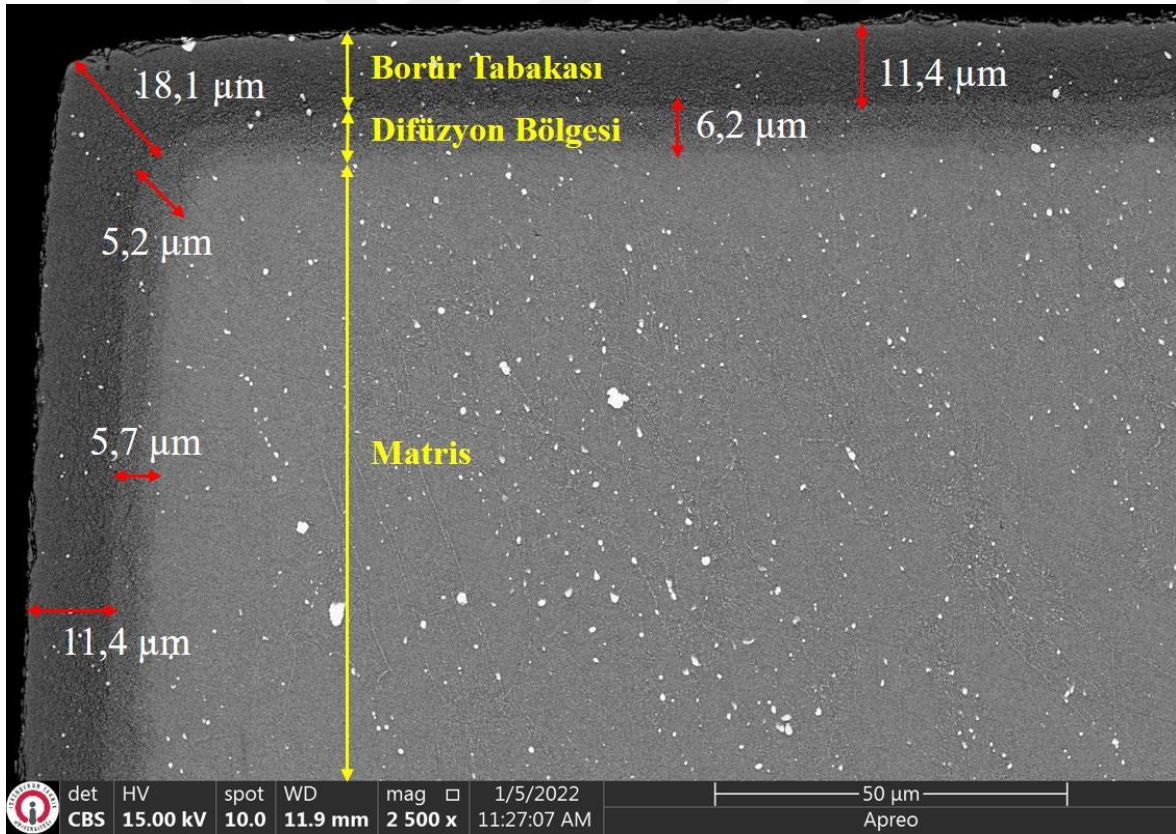
Şekil 6.1. Borlanmış Haynes 25 alaşımının X-ışınları difraksiyon analizleri

XRD paternleri incelendiğinde farklı borlama parametrelerinde borlanmış Haynes 25 numunelerinde γ -Co, $M_{23}C_6$, $(CoFe)B_2$, CoB, CrB, W_3CoB_3 fazlarının yapıya hakim olduğu görülmektedir. 850°C sıcaklıkta 4 saat borlanan numunelerde piklerin düşük şiddette olduğu görülmüştür. Bunun nedeni düşük sıcaklıkta oluşan tabaka kalınlığının az olması, bununla birlikte tabakada oluşan faz miktarlarının düşük seviyede olması olarak açıklanabilir. Borlama işleminde sıcaklık değeri arttırıldıkça kaplama tabakası miktarında artış gerçekleşmiş ve buna bağlı olarak da oluşan faz miktarlarının artışıyla borür fazlarının pik şiddetleri yüksek seviyeye çıkmıştır. Haynes 25 numunesinin yapıya ait en şiddetli piki 62°

açısız konumda CoB ve (CoFe)B₂ fazlarının oluştuğu görülmektedir. Kobalt esaslı Haynes 25 süperalaşımının kimyasal yapısında yüksek oranda kobalt elementi ihtiva ettiği için bu fazların yüksek oranda oluşması beklenen bir durumdur. 850-950-1050°C sıcaklıkta 4 saat gerçekleştirilen borlama işlemi sonucunda numunelerde oluşan fazlar XRD analiziyle tespit edilmiş olup analiz sonuçlarına göre borlama sıcaklığı arttırıldıkça borür fazlarının pik şiddetinde artış gerçekleştiği ve oluşan faz miktarlarının arttığı sonucuna varılmıştır.

6.2. Mikroyapı Analizleri

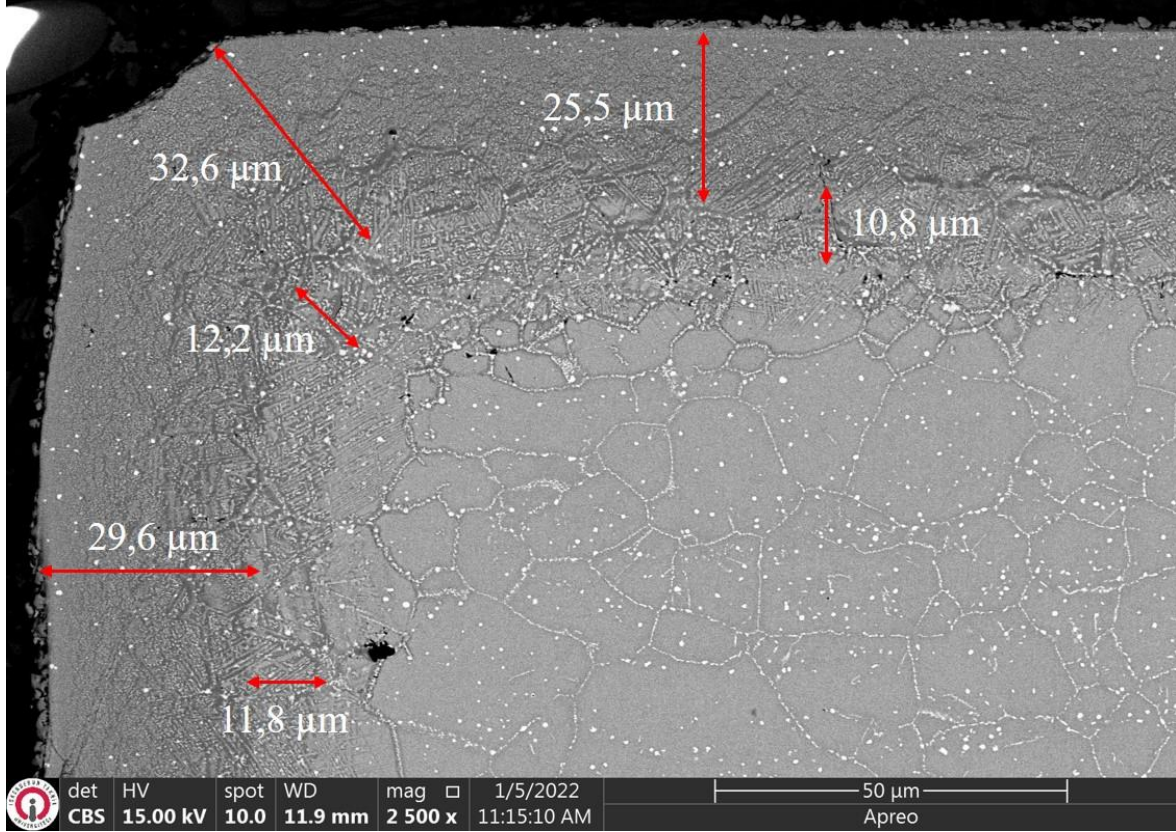
Farklı sıcaklık değerlerinde (850, 950 ve 1050°C) 4 saat süre ile borlama işlemine tabi tutulan Haynes 25 süperalaşımının SEM mikroyapı görüntüleri Şekil 6.2 ile Şekil 6.4 arasında verilmiştir.



Şekil 6.2. 850°C'de 4 saat borlanmış Haynes 25 süperalaşımının mikroyapı görüntüsü

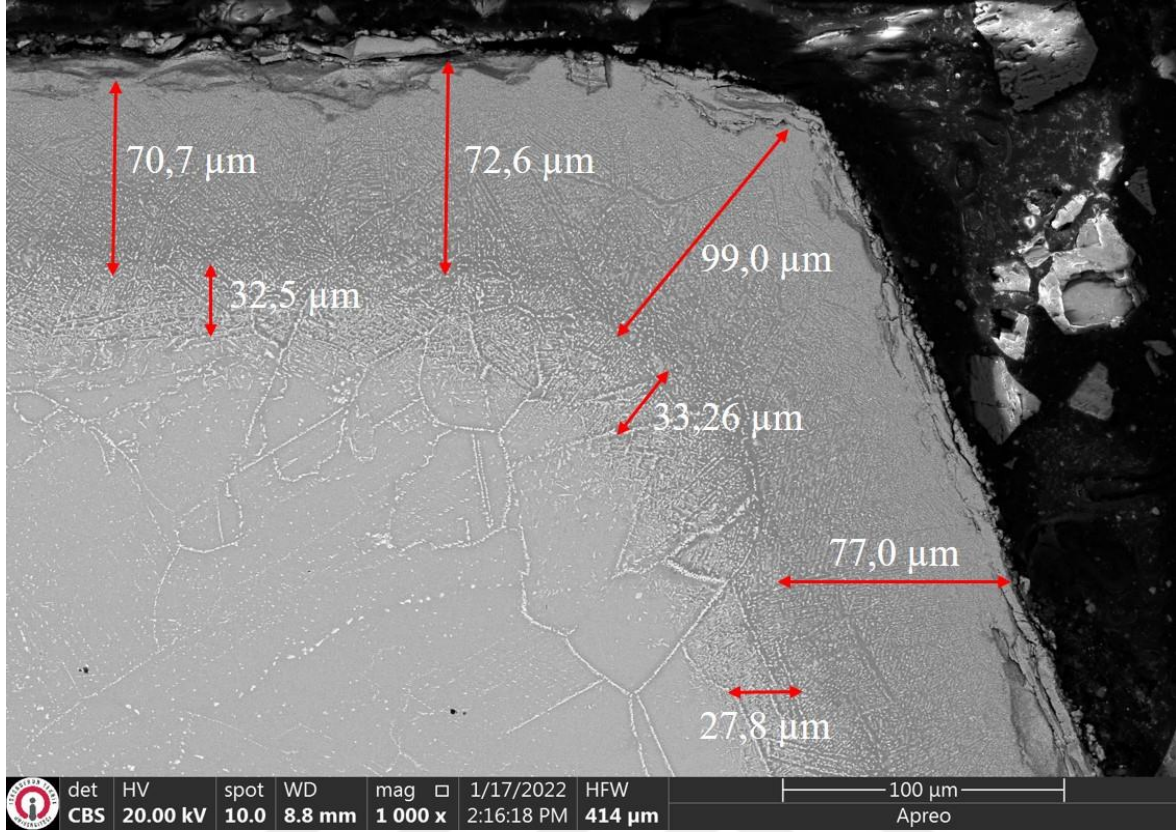
850°C'de 4 saat borlanmış Haynes 25 süperalaşımının SEM mikroyapı resminde görüldüğü üzere yüzeyde borlama tabakası yüzey boyunca uniform yapıda olup herhangi bir çatlak, porozite vb. olumsuzluk içermemektedir. Mikroyapı resminde borür tabakası, geçiş bölgesi ve matris birbirlerinden gözle görünür şekilde ayrılmıştır. Borlama tabakası, geçiş bölgesi

ve matris içerisinde beyaz partiküller şeklinde bir yapının varlığı gözlemlenmiştir. Bu yapının detaylarına EDS analizleri kısmında değinilmiştir.



Şekil 6.3. 950°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 süperalaşımının mikroyapı görüntüsü

950°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 süperalaşımının SEM mikroyapı resminde ise 850°C yapısında olduğu gibi yüzey boyunca uniform yapıda bir borür tabakası onun altında geçiş bölgesi ve en altta matris yapısının oluşumu tespit edilmiştir. 950°C sıcaklıkta 4 saat süreyle elde edilen borlanmış tabakanın 850°C’de oluşan borür tabakasından farkı, kaplama kalınlıklarının daha yüksek olması ile birlikte geçiş bölgesi altındaki tane sınırlarının daha belirgin olarak gözükmesidir. EDS analizleri kısmında tane sınırlarının içerikleri ile ilgili bilgiler sunulmuştur.



Şekil 6.4. 1050°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 süperalaşımının mikroyapı görüntüsü

1050°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 süperalaşımının SEM mikroyapı resminde oluşan borür tabakası 850°C’de oluşan borür tabakasından ziyade 950°C’de oluşan borür tabakasına benzemekte olup borlama parametreleri arasında en yüksek borür kaplama tabakasının oluştuğu numunedir. Bu durum borlama işleminin difüzyon kontrollü olması nedeniyle beklenen bir durumdur.

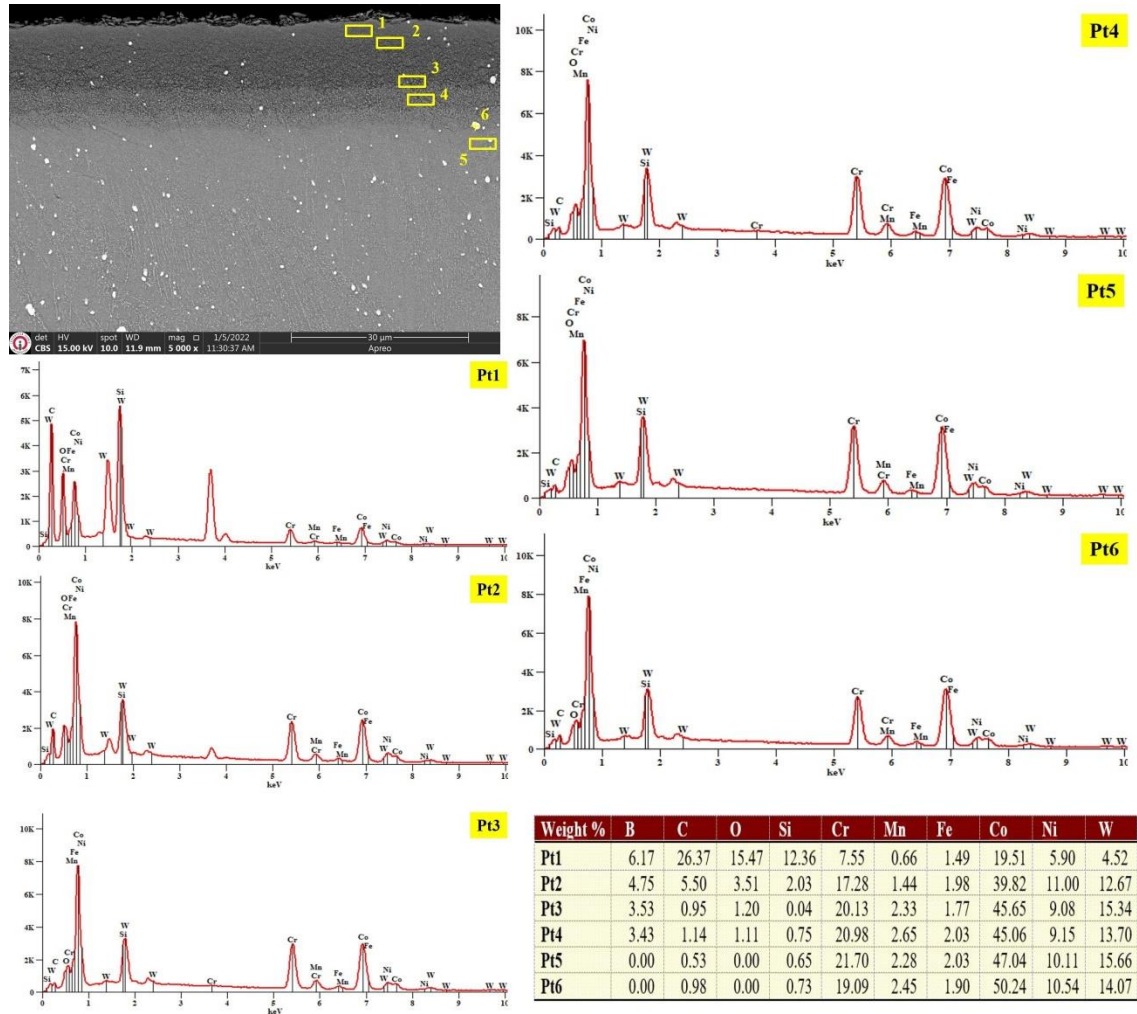
Elde edilen kaplamaları genel olarak değerlendirmek gerekirse şu hususlar söylenebilir: SEM mikroyapı görünümünde çıkarılan sonuçlara göre öncelikle borlama işlemi esnasında borlanmış her bir numunede borür tabakası (kaplama bölgesi), geçiş bölgesi veya diğer bir ifadeyle difüzyon bölgesi ve ana yapı olmak üzere 3 ayrı bölgenin olduğu görülmüştür. Ayrıca bu bölgelerin birbirinden belirgin bir şekilde ayrıldığı SEM görüntülerinden anlaşılmıştır. Borlama işlemi sonucunda borür tabakaları düz ve homojen bir yapı oluşturmuştur. Borlanmış tabakayla ana matris arasında kalan bölge bazı kaynaklarda geçiş zonu, geçiş bölgesi şeklinde ifade edilirken bazı kaynaklarda ise difüzyon bölgesi olarak adlandırılmaktadır. Geçiş bölgesi mikroyapı itibari ile esas malzemeden farklı bir görünüme sahiptir. Her ne kadar yapılan birçok çalışmada geçiş bölgesinin kaplama tabakasından daha kalın bir yapıda olduğu (özellikle çelikler için) açıklanmış olsa da (Çalık

&Özsoy, 2004) süperalaşımların uygulandığı borlama çalışmalarında kaplama tabakasından daha düşük bir kalınlıkta olduğu ortaya çıkmıştır (Güven, vd., 2017). Bu çalışmada da geçiş bölgesinin kaplama bölgesinden kalınlık olarak daha az bir değerde olduğu anlaşılmıştır. Bu durum, süperalaşımların yapısında birçok alaşım elementlerini ihtiva etmesi bu elementlerin bor atomlarının difüzyonunu yavaşlatarak matris bölgesine doğru ilerleyişine engel oluşturması olarak açıklanabilir. Bu yüzden alaşımsız çeliklerde daha kalın borür tabakaları ve geçiş bölgesi oluşurken alaşımlı çelikler, yüksek entropili alaşımlar ve süperalaşımlarda daha düşük kalınlıkta geçiş bölgeleri elde edilmektedir. Yapılan araştırmalarda geçiş zonunun ana malzeme için çeşitli yarar sağladığı bilinir. Bunlardan biri ısıtma ve soğutma işlemlerinde kaplama ile altlık arasındaki farklı termal genleşme katsayılarından dolayı köprü vazifesi görmesidir. Diğer bir yararı ise kaplama tabakası ile altlık malzeme arasındaki adhezyon kuvvetini artırıyor olmasıdır.

Şekil 6.2, Şekil 6.3 ve Şekil 6.4'ten de anlaşılacağı üzere 850°C'de 4 saat süreyle borlanmış numunelerde oluşan borür tabakası kalınlıkları diğerlerine göre daha düşük seviyededir. Sıcaklığın düşük olması sonucunda bor atomlarının malzeme yüzeyine difüzyonun az olması bu durumu tetiklemiştir. 850°C sıcaklıkta numune kenarlarında ortalama 11.4 µm ve köşesinde ise 18.1 µm kalınlık elde edilmiştir. Her ne kadar düşük seviyede bir kaplama tabakası oluşmuş olsa da numune yüzeyinde porozite ve çatlak gibi yüzey hasarları içermeyen gayet düz ve homojen bir yapı olduğu görülmektedir. Borlama işlemi 950°C'de gerçekleştirildiğinde tabakaların kalınlıklarında artış gözlemlenmiştir. Borlama işleminin difüzyonel esaslı bir yöntem olmasından dolayı bu durum olağan bir sonuçtur. Dolayısıyla artan sıcaklıkla birlikte kaplama tabakaları da büyümektedir. Aynı şekilde Haynes 25 numuneleri 4 saat sürelerle 1050°C sıcaklıkta borlama işlemlerine tabi tutulmuş ve 850-950°C'de olduğu gibi yine yüzey hasarları olmayan düzgün bir kaplama tabakası olduğu görülmüştür. 1050°C'deki işlemlerde borür tabakalarının ve geçiş bölgesinin kalınlıklarında artış olmuş ve en yüksek değerdeki kaplama kalınlığı 1050°C'deki sıcaklıkta oluşmuştur.

6.3. Borlanmış Numunelerin SEM ve EDS analizleri

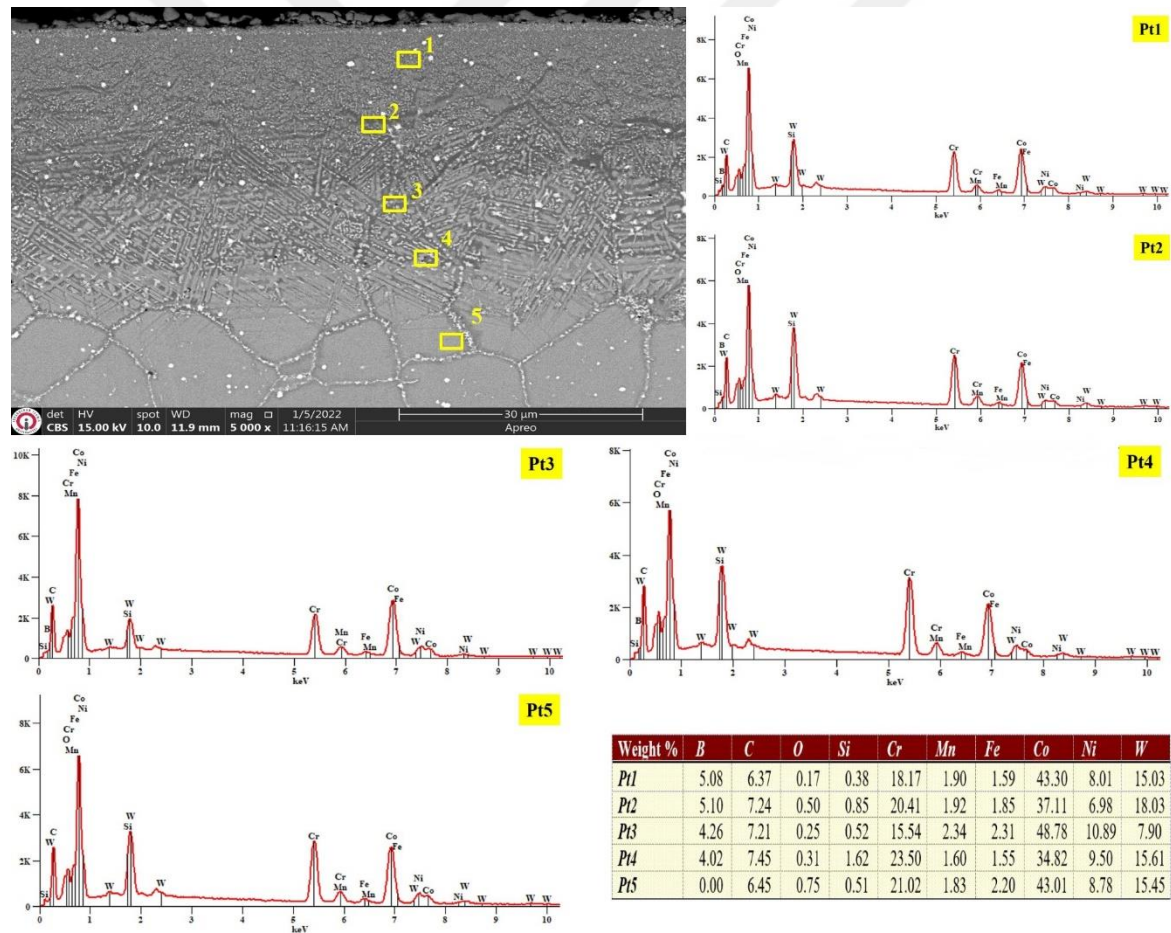
850, 950 ve 1050°C’de 4 saat süreyle borlanmış numunelerin mikroyapı görüntüleri arasında farklılık olması dolayısıyla bu üç numune üzerinden EDS analizleri gerçekleştirilmiştir. 850°C’de 4 saat süreyle borlanmış numunenin yüzeyinden iç kısımlara doğru alınan EDS nokta analizi Şekil 6.5’te sunulmuştur.



Şekil 6.5. 850°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 süperalaşımının SEM ve EDS nokta analizi

Şekil 6.5’te görüldüğü üzere resim üzerinden alınan bölgelerde Pt5 ve Pt6 dışındaki tüm bölgelerde yüksek oranda bor’un varlığı tespit edilmiştir. Pt5, Pt6 bölgesinde ise bor tespit edilmemiş olup bu bölge matris olarak adlandırılan bölge olması sebebiyle beklenen bir sonuçtur. Ancak, bor’un EDS ile net tespiti mümkün olmadığından borlanmış malzemeler üzerinden ayrıca XRD analizleri de gerçekleştirilmiştir.

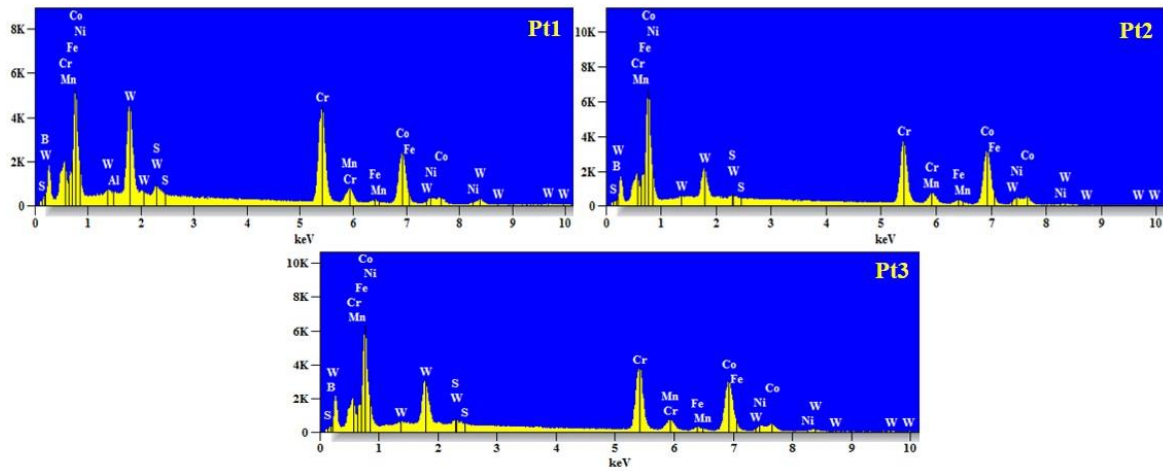
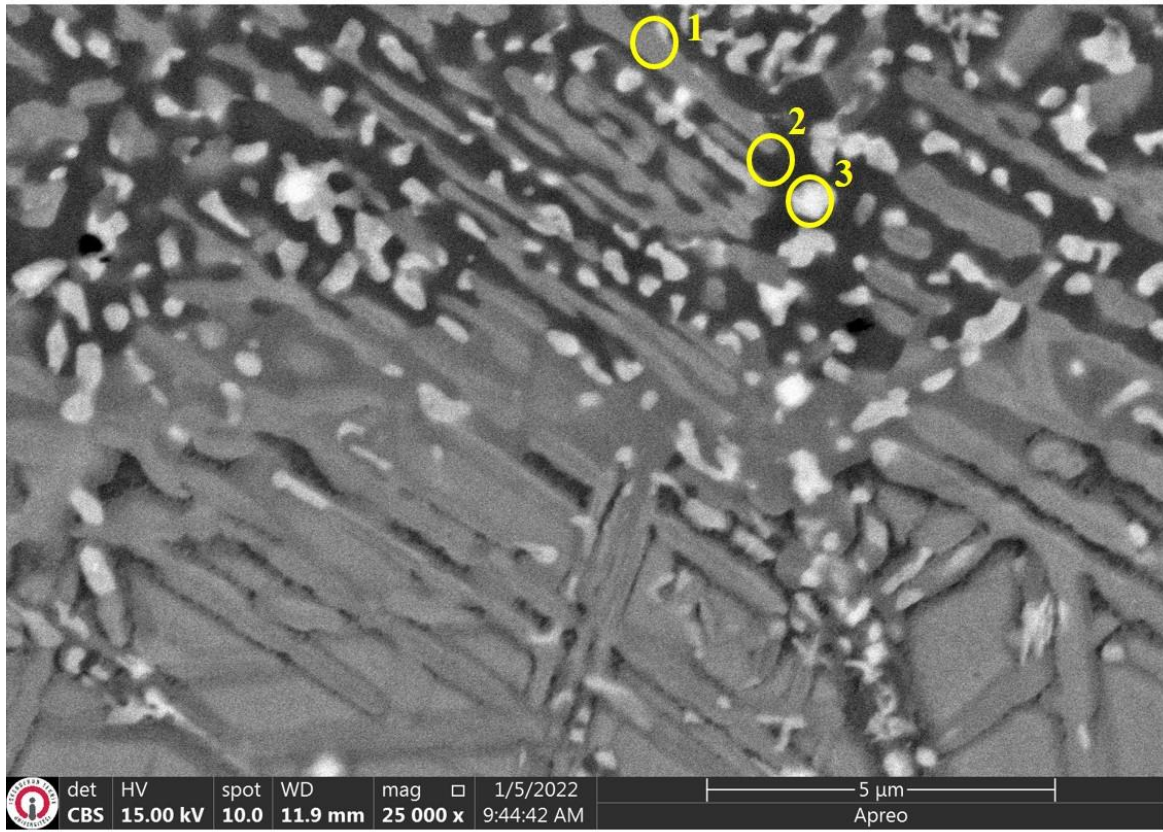
850°C’de 4 saat borlanmış numunede (Şekil 6.5) meydana gelen yaklaşık $13,63 \pm 3,86 \mu\text{m}$ kalınlığındaki borür tabakası yüzey boyunca uniform bir yapıya sahiptir. Ayrıca tabakada (Şekil 6.5) herhangi bir yüzey hasarının (porozite, çatlak, vb.) meydana gelmediği SEM görüntülerinden anlaşılmaktadır. Mikroyapı resmi incelendiğinde borür tabakası, geçiş bölgesi ve matris olmak üzere 3 bölgeden oluşan bir yapının meydana geldiği görülmektedir. Borür tabakası olan Pt1 ve Pt2 bölgelerinde bor oranı ağırlıkça %6,17 , %4,75 olarak tespit edilirken geçiş bölgesi veya difüzyon bölgesi olarak adlandırılan Pt3 ve Pt4 bölgelerinde bu oran sırasıyla %3,53 , %3,43 olarak bulunmuştur. Pt5 ve Pt6 olarak gösterilen geçiş bölgesinin altındaki matris bölgesinde ise tane sınırları yoluyla bor difüzyonunun olmadığı tespit edilmiştir. Dolayısıyla borun yüzeyden iç kısımlara doğru kademeli bir şekilde azaldığı saptanmış ve matris bölgesinde beklenildiği gibi borun varlığı tespit edilememiştir.



Şekil 6.6. 950°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 süperalaşımının SEM ve EDS nokta analizi

950°C’de 4 saat borlanmış numunelerin SEM mikroyapı görüntüleri incelendiğinde (Şekil 6.6) 850°C’de oluşan borür tabakalarından daha kalın bir kaplama tabakası meydana geldiği ve bu tabakaların daha homojen bir yapıya sahip olduğu tespit edilmiştir. Borlama işleminin

difüzyonel esaslı bir yöntem olmasından dolayı bu durum olağan bir sonuçtur. Dolayısıyla artan sıcaklıkla birlikte kaplama tabakaları da büyümektedir. 950°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesinde $29,23 \pm 3,56$ µm kalınlığında borür tabakası, borür tabakasının hemen alt kısmında oluşan $11,6 \pm 0,72$ µm kalınlığındaki geçiş bölgesi ve onun altında da matris bölgelerinin meydana geldiği mikroyapıda gözlemlenmiştir. Şekil 6.6’da 950°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesinde oluşan borür tabakası, geçiş bölgesi ve matris bölgeleri net bir şekilde görülmektedir. Ayrıca bu bölgelerin birbirinden belirgin bir şekilde ayrıldığı SEM görüntülerinden anlaşılmıştır. Borür tabakası olan Pt1 ve Pt2 bölgelerinde bor oranı ağırlıkça %5,08 ve %5,10 olarak tespit edilmiştir. Geçiş bölgesi olarak gösterilen Pt3 ve Pt4 bölgelerinde ise %4,26 ve %4,02 oranında bor bulunmuştur. Pt5 olarak gösterilen matris bölgesinde bor difüzyonunun gerçekleşmediği ve buna bağlı olarak da borun varlığına rastlanılmamıştır. 850°C’de olduğu gibi tabakadan matrise doğru gelindikçe bor miktarının kademeli olarak azaldığı ve bor oranının en az seviyeye indiği noktada Co miktarının arttığı saptanmıştır. Kaplama tabakalarının yanı sıra özellikle 950°C’de geçiş bölgesi ve geçiş bölgesinin altındaki tane sınırlarının belirgin olduğu bölgelerin ne tür bir kimyasal bileşime sahip olduklarının belirlenmesi amacıyla ayrıca EDS analizleri gerçekleştirilmiştir.

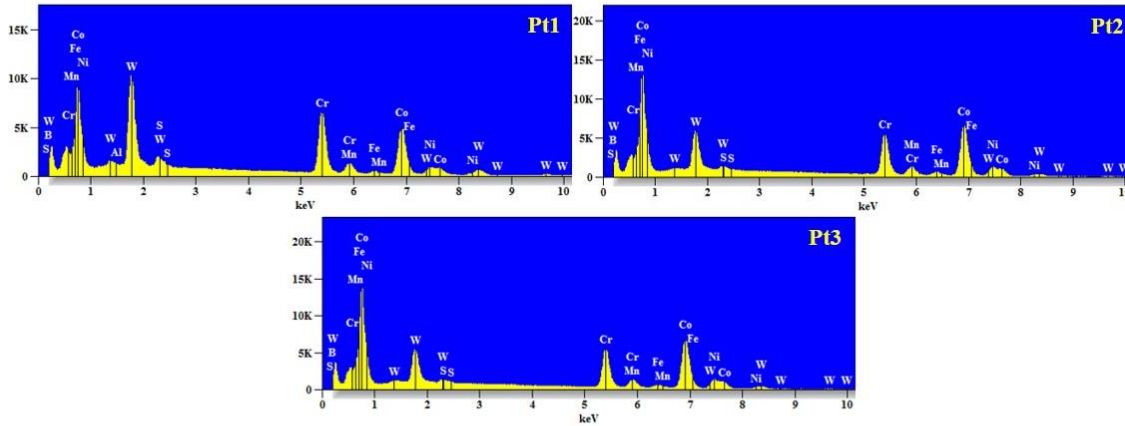
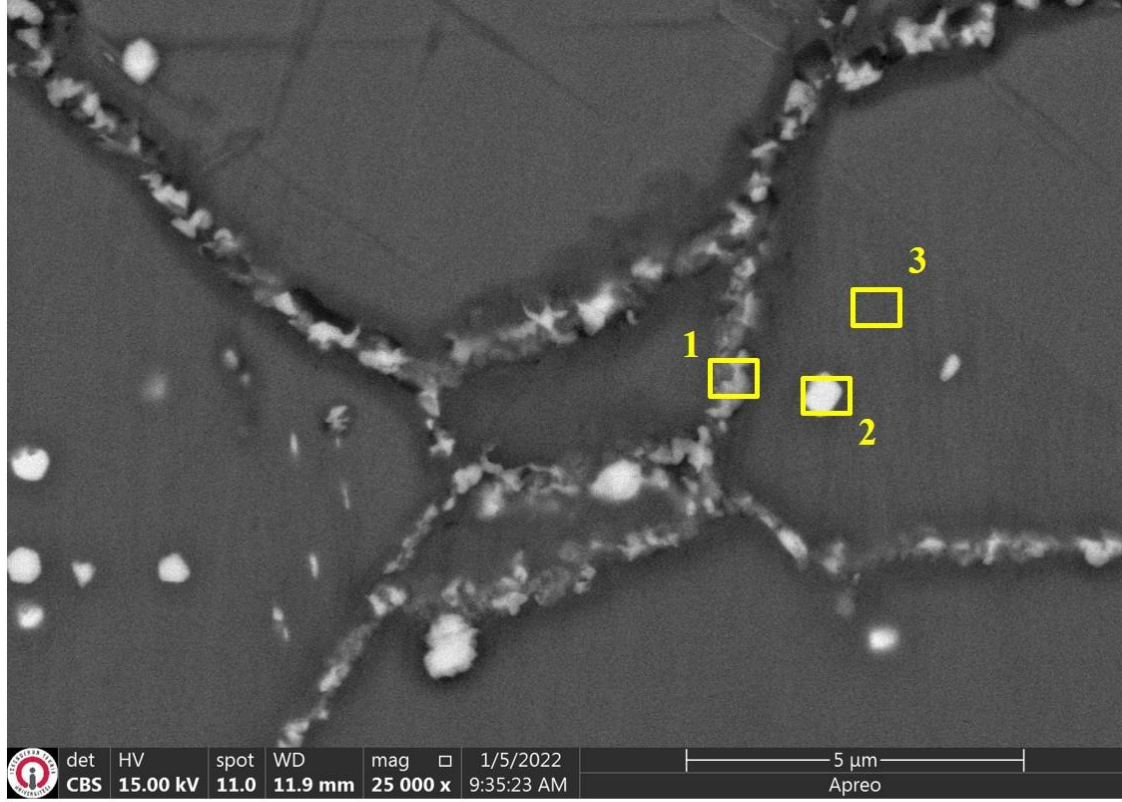


Atom %	B-K	S-K	Cr-K	Mn-K	Fe-K	Co-K	Ni-K	W-M
950-4 gecis(1) pt1	18.28	1.80	33.06	1.49	1.11	33.19	4.81	6.26
950-4 gecis(1) pt2	6.55	0.62	28.96	2.23	2.38	48.83	7.49	2.94
950-4 gecis(1) pt3	5.11	1.26	30.45	2.42	2.04	47.78	6.45	4.48

Şekil 6.7. 950°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 süperalaşımının geçiş bölgesi SEM ve EDS nokta analizi

950°C'de 4 saat borlanmış Haynes 25 alaşımın geçiş bölgesinde (Şekil 6.7) 3 farklı renk (Gri, siyah ve beyaz) konsanstrasyonu dikkat çekmektedir. Gri bölgeden alınan EDS nokta analizinde görüldüğü üzere bu bölgenin diğer bölgelere göre B, W ve Cr bakımından daha zengin olduğu buna karşın Co, Ni, Fe, Mn bakımından ise daha fakir olduğu anlaşılmaktadır. Bu durum geçiş bölgelerinde elde edilen sertlik değerlerindeki standart sapmaları açıklamaktadır. Çünkü bu bölgelerde oluşması muhtemel Cr-B, W-B fazlarının sertlik değerleri 30 GPa civarında iken Ni-B (9-16 GPa), Co-B (16-18 GPa), Fe-B (16-20 GPa) gibi daha düşük sertlik değerlerine sahiptir. Siyah ve beyaz bölgelerde ise W hariç diğer elementlerin birbirlerine yakın oldukları tespit edilmiştir.

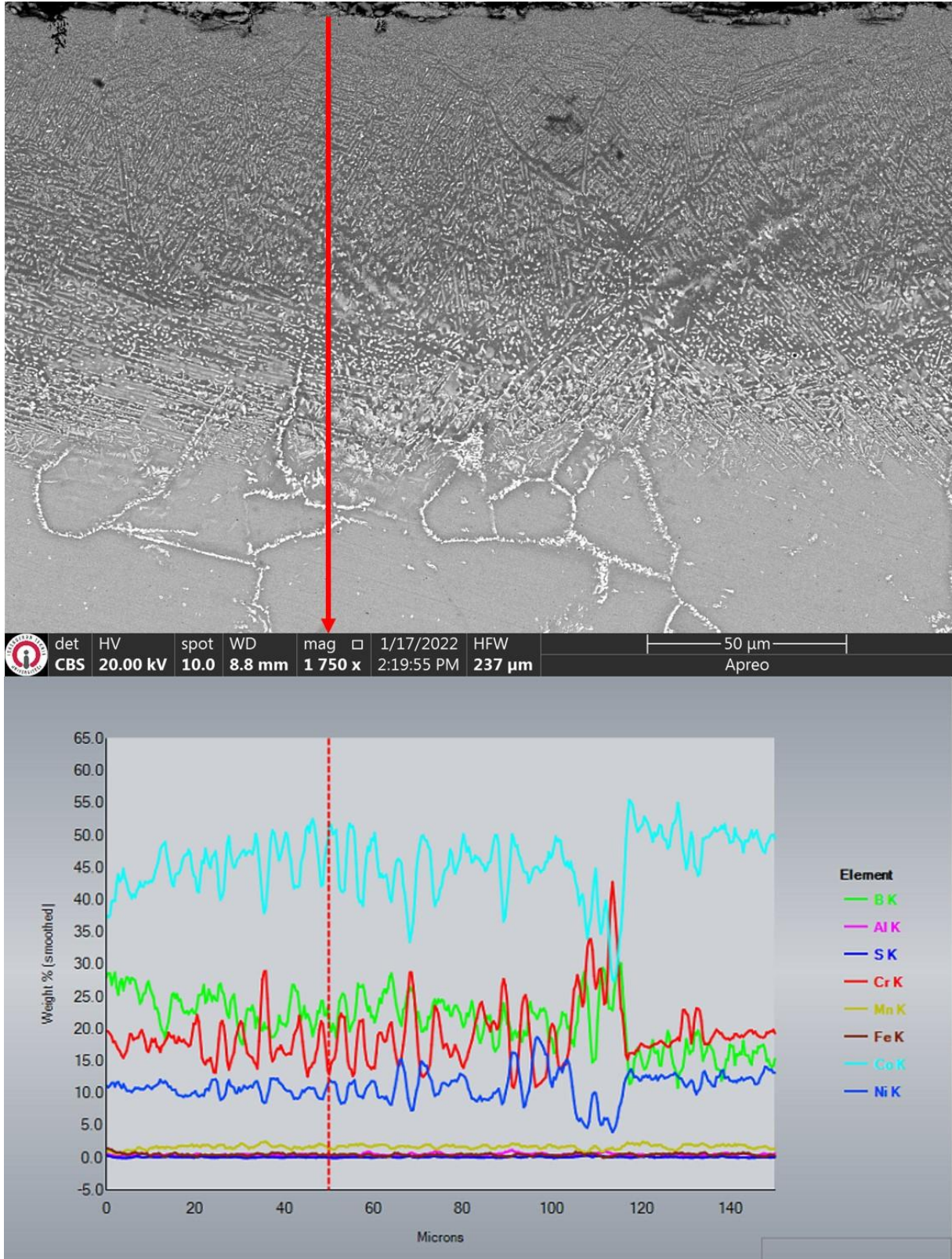




Atom %	B-K	S-K	Cr-K	Mn-K	Fe-K	Co-K	Ni-K	W-M
950-4 <i>bm</i> (1)_pt1	0.00	3.71	30.90	1.88	1.96	43.01	8.94	9.59
950-4 <i>bm</i> (1)_pt2	0.00	1.39	22.88	2.49	2.07	53.05	13.12	4.99
950-4 <i>bm</i> (1)_pt3	2.62	1.28	21.63	2.62	1.77	52.20	13.38	4.50

Şekil 6.8. 950°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 süperalaşımının geçiş bölgesi 25000x boyutundaki SEM ve EDS nokta analizi

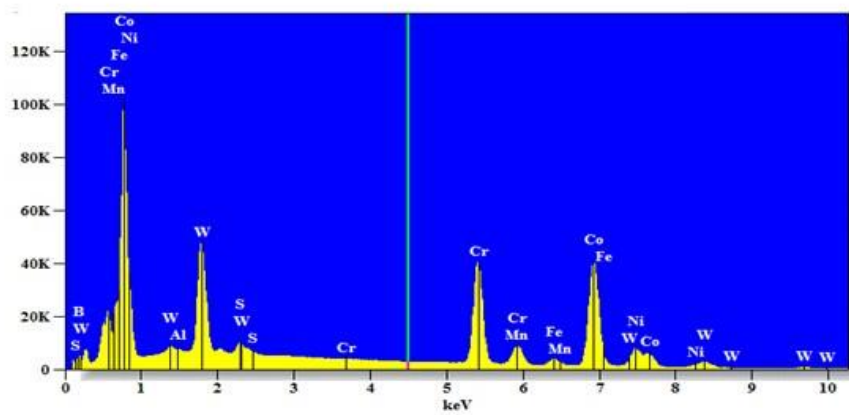
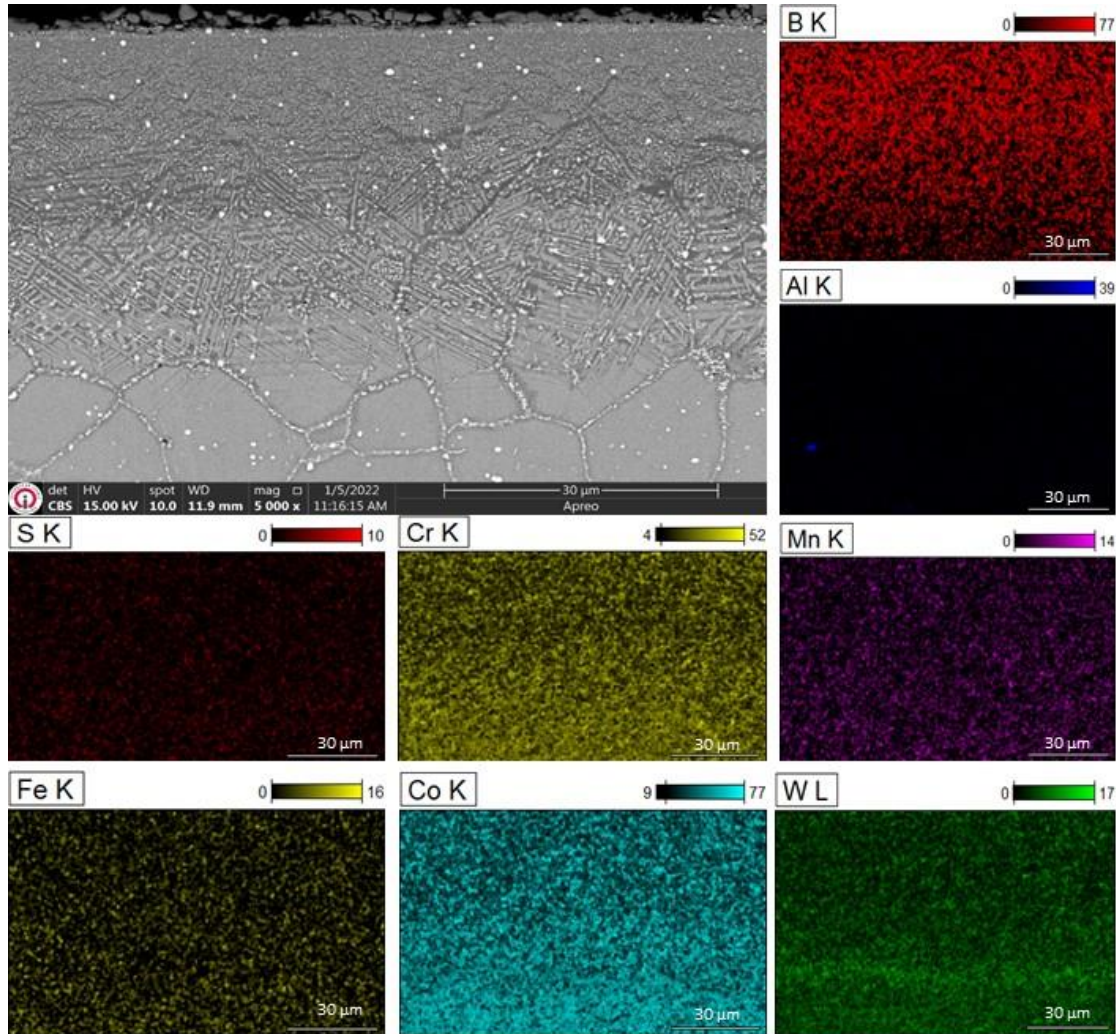
Geçiş bölgesi altından alınan SEM ve EDS analizlerinde (Şekil 6.8) ise tane sınırları içerisindeki yapıların beklenilen aksine bor olmadığı, tane sınırlarının Cr ve W bakımından daha zengin oldukları dolayısıyla geçiş bölgesinin altındaki bölgede tane sınırları yoluyla bor difüzyonunun olmadığı anlaşılmıştır. Matris bölgesinden alınan EDS analizinde ise %2 oranında bor tespit edilmiş olması EDS analizindeki hata payı olmasından kaynaklandığı düşünülmelidir.



Şekil 6.9. 1050°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 süperalaşımının SEM ve EDS analizi

Süre sabit tutularak borlama sıcaklığı 1050°C’ye çıkarıldığında Şekil 6.9 ve Şekil 6.10’da görüldüğü üzere yine yüzey hasarları olmayan düzgün bir kaplama tabakası oluştuğu aynı zamanda borür tabakalarının ve geçiş bölgesinin kalınlıklarında yüksek oranda artış

gerçekleştiği gözlemlenmiştir. Kaplama tabakasının kalınlığı $79,82 \pm 13,05 \mu\text{m}$ değerinde ölçülürken geçiş bölgesinin kalınlığı ise $31,18 \pm 2,95 \mu\text{m}$ olarak ölçülmüştür. Şekil 6.9 incelendiğinde en yüksek bor miktarının yaklaşık %29 oranında kaplama yüzeyinde meydana geldiği ve bu oranın malzeme yüzeyinden iç kısımlara doğru azaldığı görülmüştür.



Şekil 6.10. 1050°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 alaşımının borlama sonrası SEM-EDS elementel haritalama mikroyapısı

Alaşım elementlerinin borlama işlemi sonrası dağılımı kaplama tabakasındaki dağılımları EDS haritalama ile gösterilmiştir (Şekil 6.10). Mn ve Cr elementleri borür tabakasında yer almış iken W'nin ise borür tabakasında daha az yer aldığı anlaşılmaktadır. Yapılan analiz sonucunda bor dağılımının borlama sonucu oluşan tabaka etrafında yoğun olduğu tespit edilmiştir. Tabakadan matrise doğru gelindikçe bor oranının sürekli azaldığı, bor oranının en az seviyeye indiği noktada da Co oranında artış gerçekleştiği görülmüştür.

SEM mikroyapı görüntülerinden görüldüğü üzere literatürle uyumlu olarak artan borlama sıcaklığının tabaka kalınlığı değerlerinde artış meydana getirdiği tespit edilmiştir. Numunelerde oluşan borür tabakalarının yanı sıra artan sıcaklıkla birlikte geçiş bölgelerinin kalınlığında da artış gerçekleştiği görülmüştür. En düşük geçiş bölgesi 850°C'de oluşurken en yüksek geçiş bölgesi oluşumu ise 1050°C'deki işlem sıcaklığında gerçekleşmiştir. Borlama sıcaklığı ve süresinin geçiş bölgesine olan etkisi, işlem sıcaklığı ve süresinin artışı ile birlikte numune yüzeyine daha çok bor atomlarının difüze olması, buna bağlı olarak da yüzeyde bulunan bor atomlarının diğer bileşikleri geçiş bölgesine itmesinden kaynaklanmaktadır (Kulka, 2019; Kulka&Castro, 2019; Steward, 1997).

6.4. Borlanmış Numunelerin Tabaka Kalınlığı ve Mikrosertlik Değerleri

Borlama işlemi uygulanan numunelerinin yüzeyinde oluşan borür tabakalarının kalınlığı, borlama yöntemi, borlama sıcaklığı, borlama süresi ve malzemenin kimyasal kompozisyonu gibi etkenlere bağlı olarak değişmektedir (Kayalı, 2013). Borlama işlemi üzerine yapılan birçok çalışma dikkate alındığında artan sıcaklık ve süre ile doğru orantılı olarak tabaka kalınlıklarında artış meydana geldiği bilinmektedir. Bu bilgilerden yola çıkılarak yapılan deneyler sonucunda elde edilen veriler kaydedilmiş olup Çizelge 6.1'de işlemsiz Haynes 25 alaşımının ve borlanmış numunelerin tabaka kalınlıkları, mikrosertlik değerleri verilmiştir.

Çizelge 6.1. Borlanmış Haynes 25 alaşımının kaplama özellikleri

Numune	Borür tabakası kalınlığı (μm)	Geçiş bölgesi (μm)	Mikrosertlik (HV)
İşlemsiz Haynes 25	-	-	531,33±51
850°C-4h	13,63±3,86	5,7±0,5	1898±210
950°C-4h	29,23±3,56	11,6±0,72	1948±221
1050°C-4h	79,82±13,05	31,18±2,95	2340,33±299

Çizelge 6.1'den çıkarılan sonuca göre süre sabit tutularak borlama işlem sıcaklığının artırılması borür tabaka kalınlığında artış sağlamış olup bu durum literatürde borlama işlemi üzerine gerçekleştirilen çalışmalarla uyum sağlamaktadır. 850, 950 ve 1050°C sıcaklıklarda 4 saat süreyle borlanan numunelerin yüzeyinde oluşan borür tabakalarının kalınlıkları kıyaslandığında en düşük tabaka kalınlığı 850°C'deki işlem sıcaklığında gerçekleşmiştir. İşlem sıcaklığının düşük tutulması borür tabaka kalınlığını da etkilemiştir. Borlama işlem sıcaklığı 950°C'ye çıkarıldığında borür tabaka kalınlığının bir miktar daha arttığı görülmüştür. Borlama işlemi, en yüksek deney sıcaklığı olarak bilinen 1050°C'de gerçekleştirildiğinde ise en yüksek tabaka kalınlığının bu sıcaklıkta elde edildiği sonucuna varılmıştır. En yüksek tabaka kalınlığının 1050°C'de oluşması artan sıcaklıkla birlikte borün yüzeye daha fazla difüze ettiği ve böylelikle yüzeyde oluşan tabaka kalınlığının artışına da etki ettiği sonucu çıkarılmıştır. Deneyler sonucunda artan sıcaklıkla birlikte borür tabaklarında artış gerçekleşmesi literatür çalışmaları da baz alınarak beklenen bir sonuç olmuştur. Kaplama tabaka kalınlıklarının 13,63±3,86 - 79,82±13,05 μm arasında değiştiği görülmektedir.

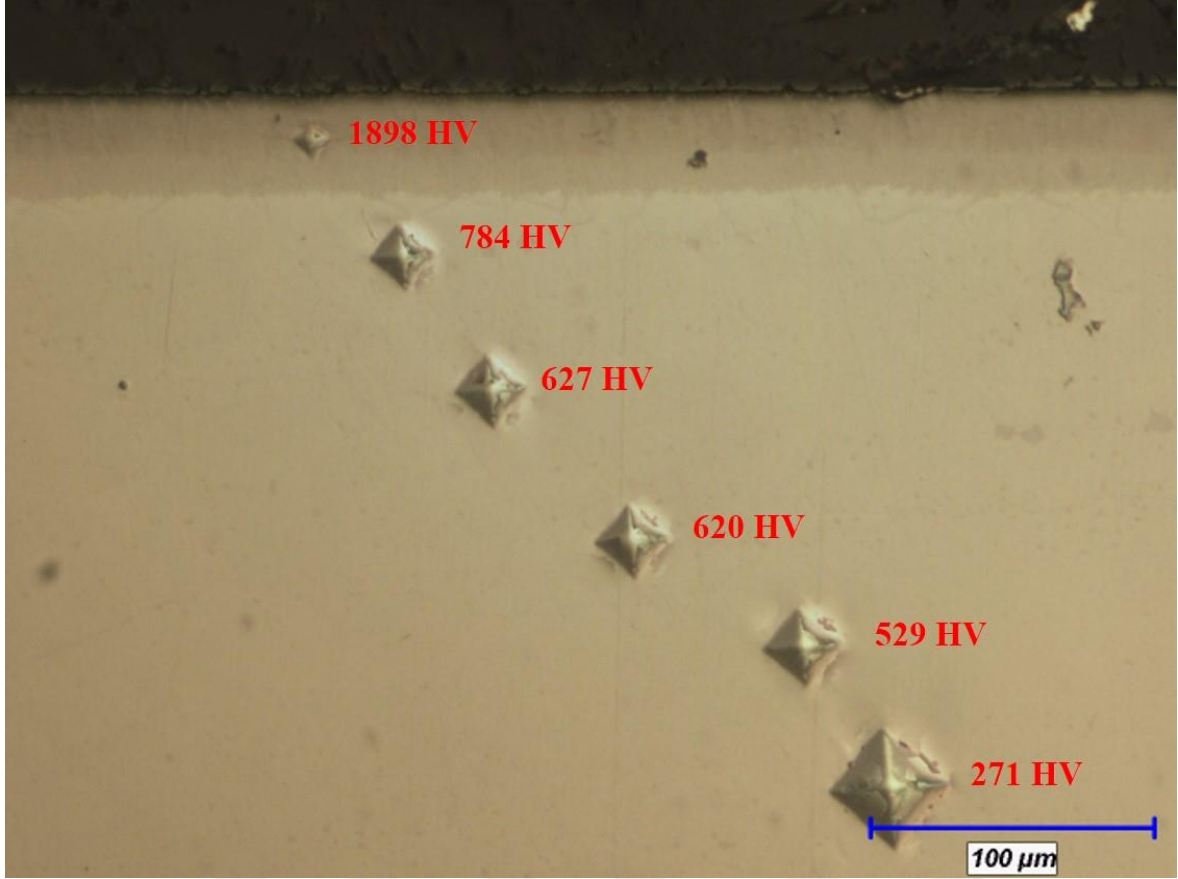
Numunelerde oluşan borür tabakalarının yanı sıra artan sıcaklıkla birlikte geçiş bölgelerinin kalınlığında da artış gerçekleştiği görülmüştür. En düşük geçiş bölgesi 850°C'de oluşurken en yüksek geçiş bölgesi oluşumu ise 1050°C'deki işlem sıcaklığında gerçekleşmiştir. Borlama sıcaklığı ve süresinin geçiş bölgesine olan etkisi, işlem sıcaklığı ve süresinin artışı ile birlikte numune yüzeyine daha çok bor atomlarının difüze olması, buna bağlı olarak da

yüzeyde bulunan bor atomlarının diğer bileşikleri geçiş bölgesine itmesinden kaynaklanmaktadır (Bayca ve Şahin, 2004).

Çizelge 6.1’de ayrıca işlemsiz Haynes 25 numunesinin ve 850-950-1050°C sıcaklıklarda 4 saat borlama işlemi uygulanmış Haynes 25 numunelerinin mikrosertlik değerleri verilmiştir. Çizelgeden de anlaşılacağı üzere borlama işlem sıcaklığı arttırıldıkça numunelerin sertlik değerlerinde artış gerçekleştiği görülmüştür. Buradan çıkarılacak olan sonuç, artan sıcaklığa bağlı olarak yüzeyde oluşan borür tabakası kalınlığının yüzey sertliğiyle olan ilişkisidir. Borlama işlemi üzerine yapılan çalışmalarda işlem sonucunda yüksek tabaka kalınlığına sahip numunelerden çok daha yüksek sertlik değerleri elde edildiği bilinmektedir (Ülker, Güneş, Taktak, 2011; Günen, vd., 2017; Günen, 2020). İşlemsiz numunenin sertlik değeri yaklaşık 531,33 HV değerinde saptanmıştır. 850-950-1050°C sıcaklıklardaki borlama işlemi uygulanan Haynes 25 numunelerinin yaklaşık sertlik değerleri ise sırasıyla 1898 HV, 1948 HV ve 2340,33 HV olarak ölçülmüştür. Borlama işlemi sonucunda en düşük sertlik değeri (1898 HV) 850°C sıcaklıkta elde edilirken en yüksek sertlik değeri (2340,33 HV) 1050°C’de olduğu sonucuna varılmıştır. Borlanmış numunelerinin ayrıca yüzey görüntüleri alınarak yüzey-matris sertlik değişimleri de ölçülmüştür.

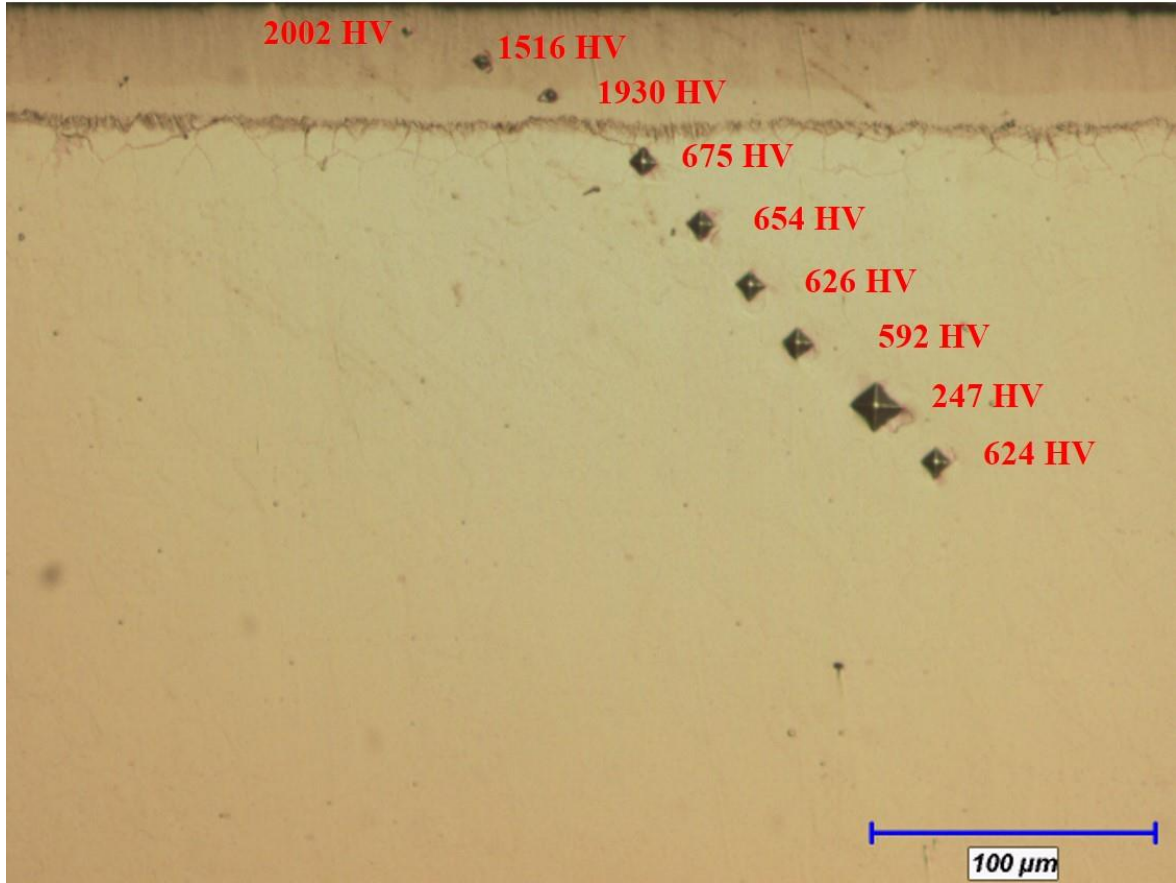
Şekil 6.11 ve Şekil 6.13 arasında farklı sıcaklıklarda borlanmış Haynes 25 numunelerinin kutu borlama işlemi sonucunda malzemenin yüzeyinden matrise doğru belirli mesafedeki mikrosertlik değişimleri verilmiştir. Sertlik değerlerindeki değişimler uygulanan farklı borlama sıcaklığı sonucunda oluşan borür fazına göre değişecektir (Kayalı, 2013).

Sertlik ölçümlerinden sonra numunelerden elde edilen veriler incelendiğinde yüzeyden matrise doğru sertliğin azaldığı sonucuna varılmıştır. Sertlik değerindeki bu azalmanın sebebi, malzemenin kimyasal bileşimdeki farklılığına bağlı olarak değişim göstermesi ve malzemenin üst yüzeyinde bütünüyle bir borür tabakası oluşurken matrise doğru gidildikçe baz metalin yapısında bulunan alaşım elementlerine temas ile sertlik değerinde düşüş gözlemlenmiştir. Borür tabakasından difüzyon bölgesine geçildiğinde sertlik değerindeki düşüşte belirgin bir fark oluşurken malzemenin matris bölgesindeki sertlik düşüşlerinde çok fazla değişiklik olmadan kademeli bir şekilde azaldığı ortaya çıkmıştır. Şekil 6.11’de 850°C’de 4 saat süre ile borlanmış Haynes 25 alaşımının yüzey-matris bölgesi mikrosertlik değişimleri verilmiştir.



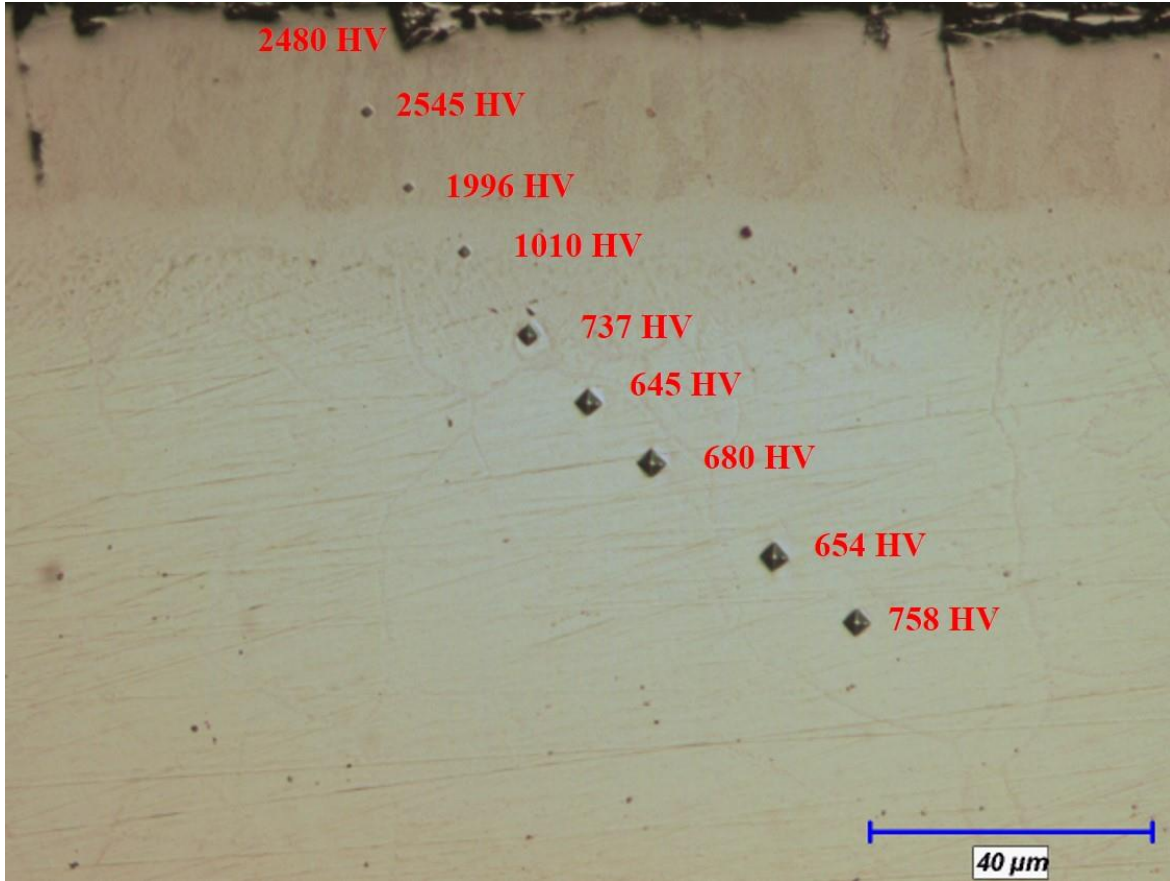
Şekil 6.11. 850°C’de 4 saat süre ile borlanmış Haynes 25 alaşımının yüzey-matris bölgesi mikrosertlik değerleri

Şekil 6.11’de 850°C’de 4 saat süre ile borlanmış Haynes 25 alaşımının yüzey-matris bölgesi sertlik değişimi incelendiğinde en yüksek sertlik değeri borür tabakasında meydana gelmiştir. Bunun sebebi tabakada oluşan CoB ve CrB fazlarından kaynaklandığı düşünülmektedir. En düşük sertlik değeri ise matris bölgesinde ölçülmüştür. Sertlik değerleri tabakadan matrise doğru azalma gösterdiğinden bu beklenen bir sonuçtur. Şekil 6.11’de borür tabasından matrise geçişte sertlik düşüşünün belirgin olduğu anlaşılrsa da matris bölgesindeki sertlik düşüşlerindeki farklar daha az düzeyde gerçekleştiği söylenebilir.



Şekil 6.12. 950°C’de 4 saat süre ile borlanmış Haynes 25 alaşımının yüzey-matris bölgesi mikrosertlik değerleri

Şekil 6.12’de 950°C’de 4 saat süre ile borlanmış Haynes 25 alaşımının yüzey-matris bölgesi mikrosertlik değişimleri verilmiştir. Şekil incelendiğinde 850°C’de olduğu gibi yine en yüksek sertlik değeri borür tabakasında meydana gelmiştir. Fakat 850°C’den farklı olarak 950°C’de oluşan sertlik değerinde bir miktar daha artış gerçekleştiği ortaya çıkmıştır. Bu durum sıcaklık artışıyla birlikte borun yüzeye biraz daha yayınımla açıklanmaktadır. 950°’de borlanmış numunenin yüzey-matris bölgesinde bakıldığında sertlik değerlerinin matrise doğru ilerledikçe düştüğü görülmüştür. 850°C’de olduğu gibi yine en düşük sertlik değeri malzemenin matris bölgesinde meydana gelmiştir.



Şekil 6.13. 1050°C’de 4 saat süre ile borlanmış Haynes 25 alaşımının yüzey-matris bölgesi mikrosertlik değerleri

Şekil 6.13’te 1050°C’de 4 saat süre ile borlanmış Haynes 25 alaşımının yüzey-matris bölgesi mikrosertlik değişimleri verilmiştir. Şekilden anlaşılacağı üzere en yüksek sertlik değeri 850 ve 950°C’de olduğu gibi yine borür tabakasında meydana gelmiştir. En düşük sertlik değeri matris bölgesinden ölçülmüş olup yüzeyden matrise doğru gidildikçe sertlik değerlerinde azalma meydana gelmiştir. Borür tabakasının yüzeye yakın bölgesinde sertlik değerinin düşük olmasındaki sebep, yüzeye yakın yerlerde tabaka kaybı meydana gelmiş olması ve bunun sonucunda oluşan gözeneklerden ötürü kaynaklandığı düşünülmektedir.

Tüm sıcaklık değerlerindeki mikrosertlik sonuçları incelendiğinde en yüksek sertlik değeri deney için en yüksek sıcaklık parametresi olarak seçilen 1050°C’de elde edilmiştir. İşlemsiz Haynes 25 numunesinin yaklaşık mikrosertlik değeri $531,33 \pm 51$ ölçülmüş olup bu değer borlama işlemi sonucunda $2340,33 \pm 299$ değerlerine kadar çıkarılmıştır. Yaklaşık 4,5 kat daha fazla yüzey sertliği elde edilmiştir.

6.5. Aşınma Deneyi Sonuçları

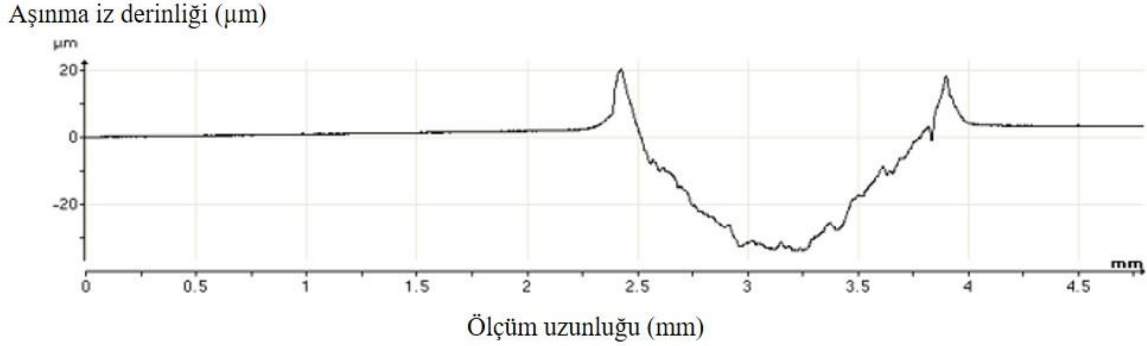
Sürtünme katsayısı ve aşınma direnci malzemelerin karakteristik özelliklerini etkileyen önemli etkenler olarak bilinmektedir. Yüksek aşınma dirençleri elde etmek amacıyla numunenin aşındırıcı toptan daha dayanıklı, sert aynı zamanda sürtünme kuvvetinin oldukça düşük seviyede olması istenir. Yüzey sertleştirme yöntemlerinden biri olan borlama ile bu özelliklere büyük oranda sahip olmak mümkündür (Atik, 1997). Borun oksijene karşı olan afinitesi oldukça yüksektir. Bu yüzden borlama işlemi esnasında yüzeyde koruyucu ve ince bir oksit tabakası oluşturmakla birlikte oluşan bu oksijen filmi, yüzeyde yağlayıcı olarak vazife görmektedir. Sonuç olarak bu film, sürtünme katsayısını düşürüp sürtünen yüzeyler arasındaki temas yüzeylerini azaltarak aşınma hızını yavaşlatır.

Termokimyasal borlama işlemi sonucunda elde edilen borür tabakaları yüksek sertlikleri ile bilinmelerinin yanı sıra yüksek aşınma dirençleriyle de ön plana çıkmaktadır. Bu sebeple işlemsiz ve farklı sıcaklıklarda borlanan Haynes 25 numunelerine oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklık ortamında aşınma deneyleri uygulanarak hem borür tabaka kalınlıklarının hem de değişen ortam sıcaklığının aşınma davranışlarına etkisi incelenmiş ve bu etkilere yorum getirilmeye çalışılmıştır. İşlemsiz, 850-950-1050°C'de 4 saat borlanmış numunelere aşınma testi uygulanmıştır. Deney sıcaklıkları oda sıcaklığı ve 500°C sıcaklık olarak belirlenmiştir. Deneyler 20 N yük altında, 1000 s süreyle, 15 mm strok boyunda, 250 mm/sn hızla ve 250000 mm uzunluğunda gerçekleştirilmiştir. Aşınma testleri uygulanırken aşındırıcı top olarak 1650 MPa sertlikteki alümina (Al_2O_3) toplar kullanılmıştır. Deney sonucunda borür tabakalarının sürtünme katsayı verileri oluşturulmuş ve aşınma izleri profilometre cihazında incelenmiştir.

6.5.1. 2B aşınma izi profili

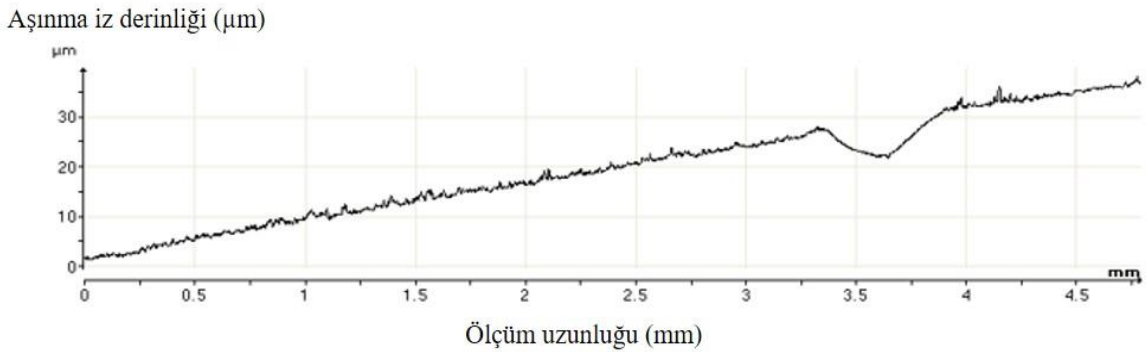
Oda sıcaklığında ve 500°C'deki ortam sıcaklıklarında aşınma testi uygulanan işlemsiz ve borlanmış Haynes 25 numunelerine ait aşınma izi profilleri 2B temaslı profilometre ile ölçülmüştür. Şekil 6.14 ve Şekil 6.21 arasında aşınma testi sonucunda elde edilen aşınma izlerinin yüzey profilleri gösterilmiştir.

Oda sıcaklığında aşınma testine tabi tutulan numunelerin test sonucundaki aşınma izlerine ait yüzey profilleri Şekil 6.14 ve Şekil 6.17 aralığında verilmiştir.



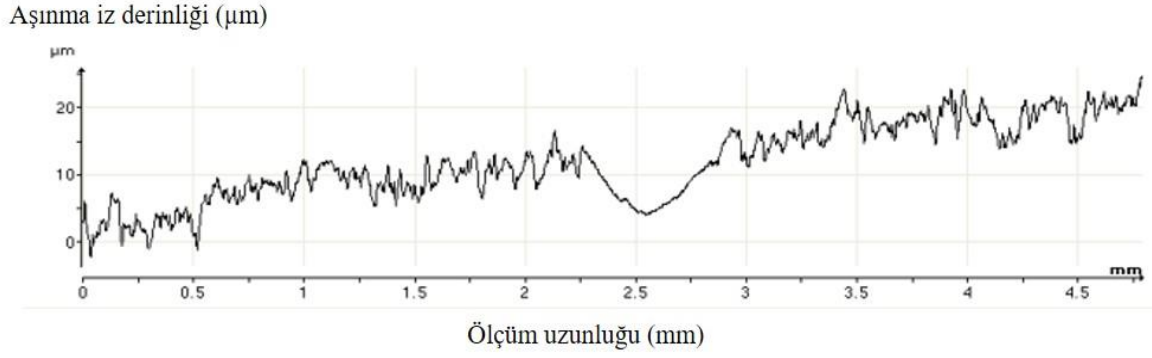
Şekil 6.14. Oda sıcaklığında aşınma testi uygulanan işlemsiz Haynes 25 numunesinin aşınma yüzey profili

Şekil 6.14'te oda sıcaklığında aşınma testi uygulanan Haynes 25 alaşımının aşınma yüzey profili kaydedilmiştir. Bu grafikten işlemsiz Haynes 25 numunesine ait aşınma iz derinliği ve genişliği değerlerine ulaşılarak bu değerler aşınma hız hesabında kullanılmıştır. İşlemsiz Haynes 25 numunesine ait aşınma iz derinliği yaklaşık 30 µm ve aşınma iz genişliği ise $1532,3 \pm 18,7$ µm değerlerinde ölçülmüştür.



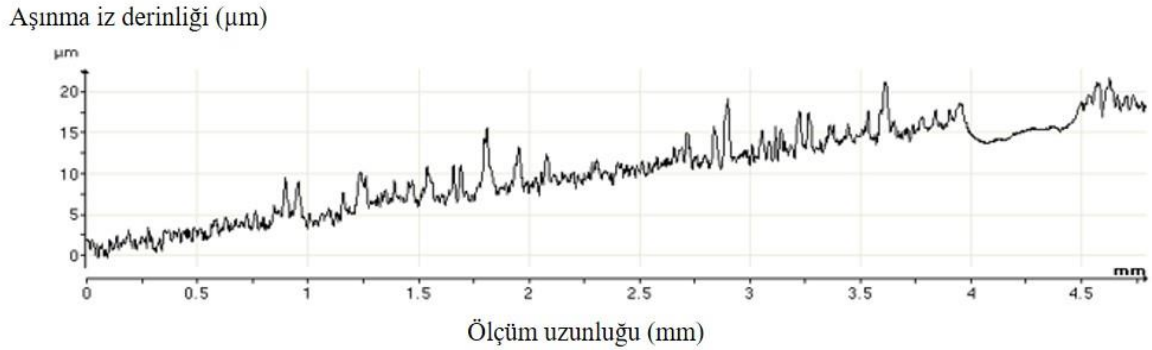
Şekil 6.15. Oda sıcaklığında aşınma testi uygulanan 850°C'de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesinin aşınma yüzey profili

Şekil 6.15'te oda sıcaklığında aşınma testi uygulanan 850°C'de 4 saat borlanmış Haynes 25 alaşımının aşınma yüzey profili kaydedilmiştir. Bu grafikten Haynes 25 numunesine ait aşınma iz derinliği ve genişliği değerlerine ulaşılmıştır. 850°C'de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesine ait aşınma iz derinliği yaklaşık $7,5 \pm 0,5$ µm ve aşınma iz genişliği ise $540,23 \pm 10,14$ µm değerlerinde ölçülmüştür.



Şekil 6.16. Oda sıcaklığında aşınma testi uygulanan 950°C 'de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesinin aşınma yüzey profili

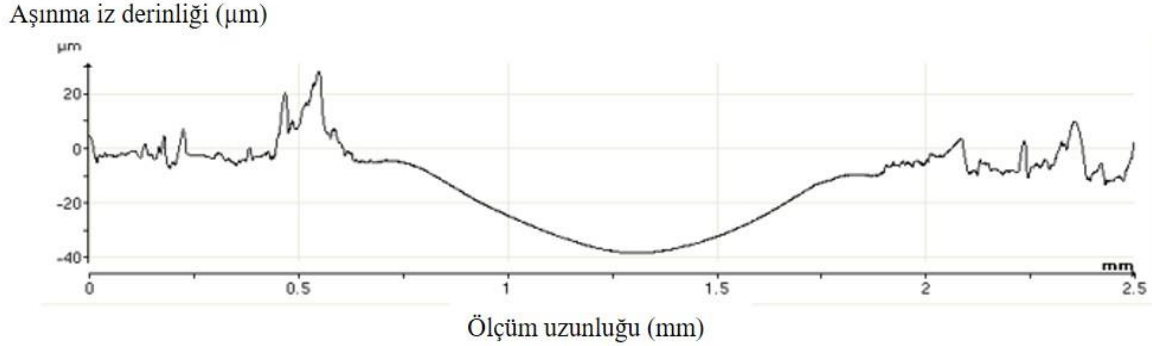
Şekil 6.16'da oda sıcaklığında aşınma testi uygulanan 950°C 'de 4 saat borlanmış Haynes 25 alaşımının aşınma yüzey profili kaydedilmiştir. Bu grafikten 950°C 'de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesine ait aşınma iz derinliği yaklaşık $5\pm 1 \mu\text{m}$ ve aşınma iz genişliği ise $577,1\pm 66,75 \mu\text{m}$ değerlerinde ölçülmüştür.



Şekil 6.17. Oda sıcaklığında aşınma testi uygulanan 1050°C 'de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesinin aşınma yüzey profili

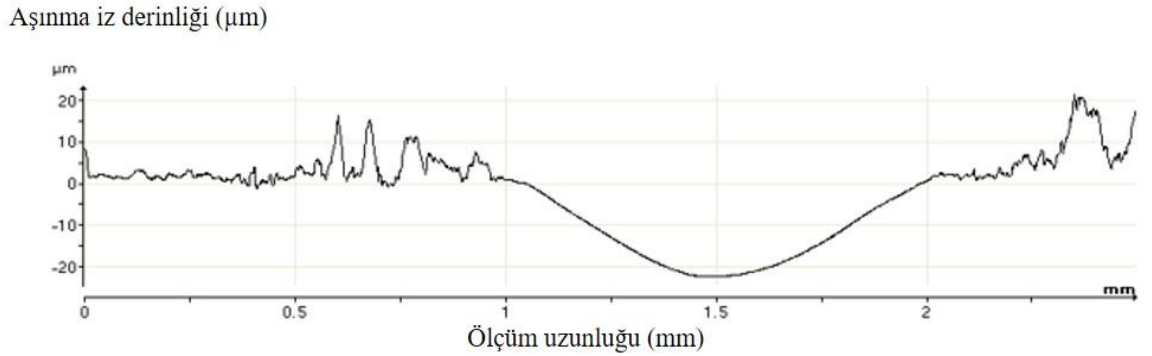
Şekil 6.17'de oda sıcaklığında aşınma testi uygulanan 1050°C 'de 4 saat borlanmış Haynes 25 alaşımının aşınma yüzey profili kaydedilmiştir. 1050°C 'de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesine ait aşınma iz derinliği yaklaşık $5,6\pm 0,57 \mu\text{m}$ ve aşınma iz genişliği ise $454,5\pm 12,42 \mu\text{m}$ değerlerinde ölçülmüştür.

500°C'deki ortam sıcaklığında aşınma testine tabi tutulan numunelerin test sonucundaki aşınma izlerine ait yüzey profilleri Şekil 6.18 ve Şekil 6.21 aralığında verilmiştir.



Şekil 6.18. 500°C'deki ortam sıcaklığında aşınma testi uygulanan işlemsiz Haynes 25 numunesinin aşınma yüzey profili

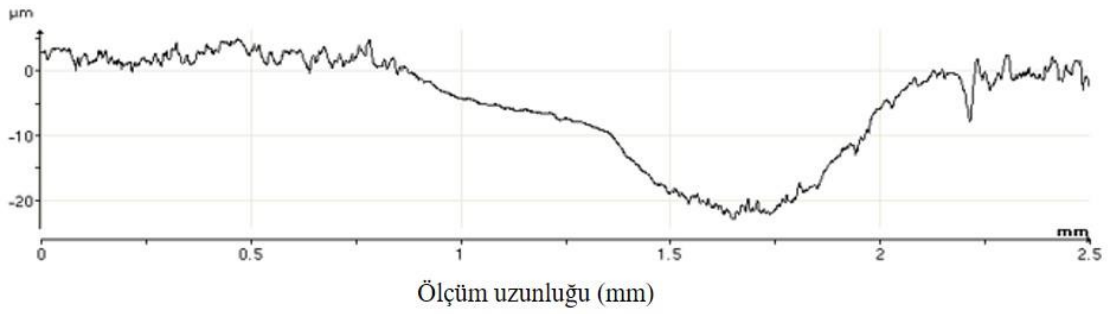
Şekil 6.18'de 500°C'deki ortam sıcaklığında aşınma testi uygulanan Haynes 25 alaşımının aşınma yüzey profili kaydedilmiştir. Bu grafikten işlemsiz Haynes 25 numunesine ait aşınma iz derinliği ve genişliği değerlerine ulaşılarak bu değerler aşınma hız hesabında kullanılmıştır. İşlemsiz Haynes 25 numunesine ait aşınma iz derinliği yaklaşık 35 µm ve aşınma iz genişliği ise $1339,8 \pm 6,92$ µm değerlerinde ölçülmüştür.



Şekil 6.19. 500°C'deki ortam sıcaklığında aşınma testi uygulanan 850°C'de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesinin aşınma yüzey profili

Şekil 6.19'da 500°C'deki ortam sıcaklığında aşınma testi uygulanan 850°C'de 4 saat borlanmış Haynes 25 alaşımının aşınma yüzey profili kaydedilmiştir. Bu grafikten Haynes 25 numunesine ait aşınma iz derinliği ve genişliği değerlerine ulaşılmıştır. 850°C'de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesine ait aşınma iz derinliği yaklaşık 17,5 µm ve aşınma iz genişliği ise $1108,6 \pm 19,08$ µm değerlerinde ölçülmüştür.

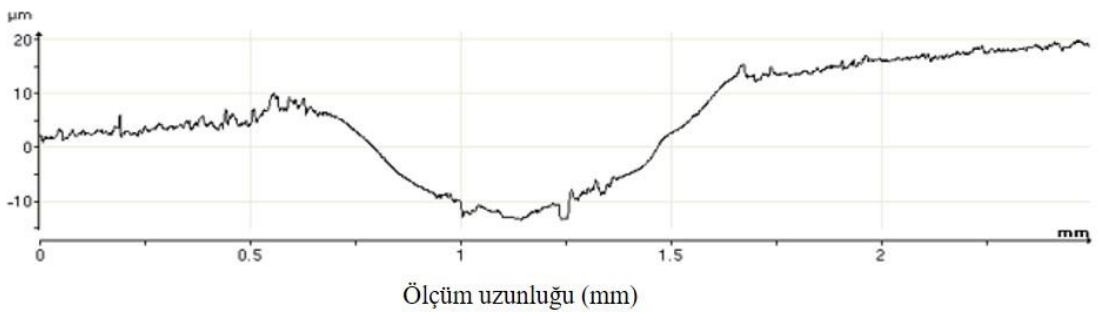
Aşınma iz derinliği (μm)



Şekil 6.20. 500°C'deki ortam sıcaklığında aşınma testi uygulanan 950°C'de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesinin aşınma yüzey profili

Şekil 6.20'de 500°C'deki ortam sıcaklığında aşınma testi uygulanan 950°C'de 4 saat borlanmış Haynes 25 alaşımının aşınma yüzey profili kaydedilmiştir. Bu grafikten 950°C'de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesine ait aşınma iz derinliği yaklaşık $17,33 \pm 0,28 \mu\text{m}$ ve aşınma iz genişliği ise $1092,33 \pm 37,16 \mu\text{m}$ değerlerinde ölçülmüştür.

Aşınma iz derinliği (μm)



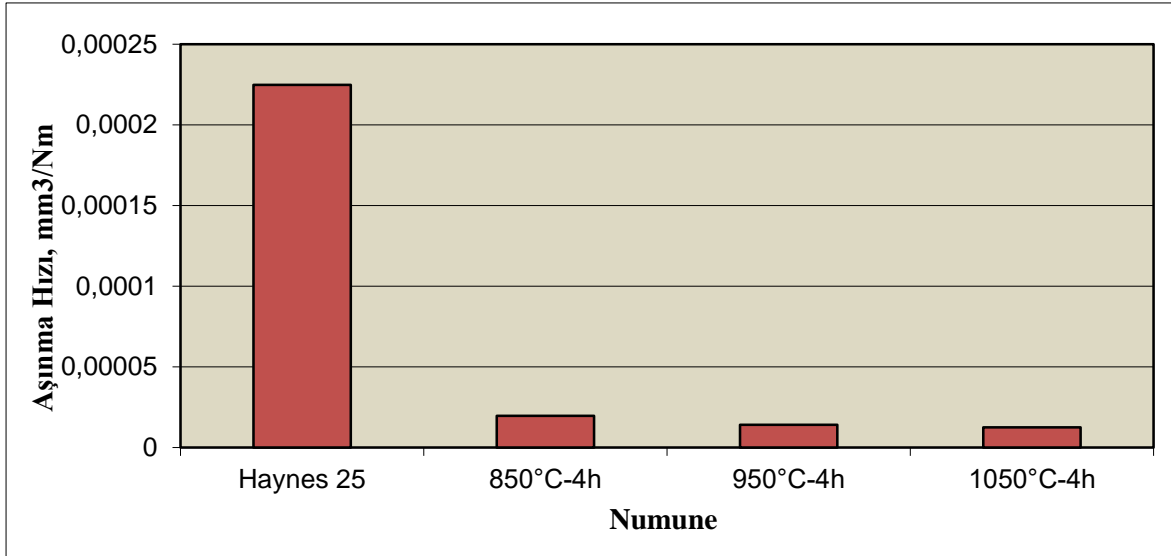
Şekil 6.21. 500°C'deki ortam sıcaklığında aşınma testi uygulanan 1050°C'de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesinin aşınma yüzey profili

Şekil 6.21'de 500°C'deki ortam sıcaklığında aşınma testi uygulanan 1050°C'de 4 saat borlanmış Haynes 25 alaşımının aşınma yüzey profili kaydedilmiştir. 1050°C'de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesine ait aşınma iz derinliği yaklaşık $10 \mu\text{m}$ ve aşınma iz genişliği ise $1201 \pm 35,08 \mu\text{m}$ değerlerinde ölçülmüştür.

Grafiklerden edilen yüzey izleri incelendiğinde oda sıcaklığında aşınma testine tabi tutulan numuneler arasında en geniş aşınma yüzeyi işlemsiz Haynes 25 numunesinden elde edilmiştir. En dar iz genişliği ise 1050°C'de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesinde olduğu anlaşılmıştır. Borlanmış numunelerin iz derinlikleri de işlem görmemiş numunelere kıyasla daha düşük seviyelerde olduğu tespit edilmiştir. Bu durum Haynes 25 alaşımının

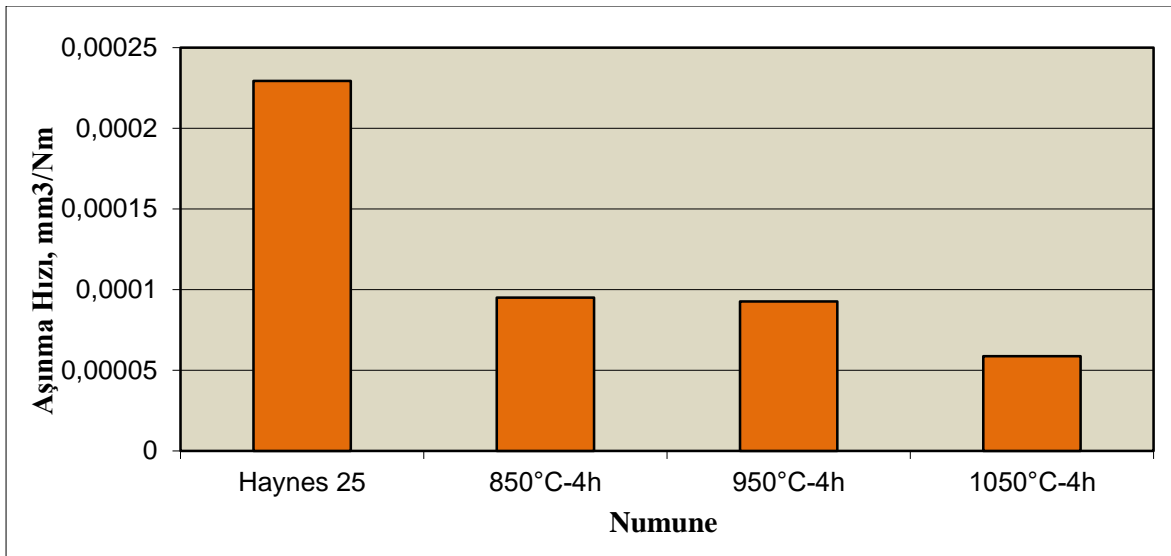
yüzeyinde oluşturulan borür tabakasının kendisine batmaya çalışan aşındırıcı Al_2O_3 bilyaya karşı iyi direnç gösterdiği dolayısıyla daha iyi aşınma direnci gösterdiğinin kanıtıdır. Süre sabit tutularak farklı sıcaklık değerlerinde borlanmış Haynes 25 numuneleri kıyaslandığında sıcaklık değerlerindeki artışa bağlı olarak sertlik değerlerindeki artış alayımın aşınma direncine olumlu yönde etki sağlamış olduğu görölmektedir. Oda sıcaklığında gerçekleştirilen aşınma deneyleri değerlendirildiğinde işlem görmemiş numunelerde aşınma iz ve derinlik değerlerinin yüksek olduğu ve bu değerlerin borlama yöntemi ile düşürülebileceği anlaşılmıştır. Süre sabit tutularak farklı sıcaklık değerlerinde borlanmış Haynes 25 numuneleri kıyaslandığında sıcaklık değerlerindeki artış alayımın aşınma direncine olumlu yönde etki sağlamış olup yüksek sıcaklıkta borlama işlemi uygulanan Haynes 25 alayımının daha yüksek aşınma direncine sahip olduğu tespit edilmiştir.

Aynı numunelere $500^{\circ}C$ 'deki ortam sıcaklığında aşınma testi uygulandığında elde edilen veriler oda sıcaklığındaki test sonuçlarıyla farklılık göstermektedir. Yüksek sıcaklık aşınma sonrası numunelerin aşınma iz genişlik ve derinliklerinden alınan 2D profilometre görüntülerinde ise oda sıcaklığına göre hem borlanmış hem de borlanmamış numunelerin daha geniş ve daha derin aşınma izleri olduğu görölmektedir. Bu durum beklenen bir sonuçtur. Çünkü sıcaklık artışı ile beraber numunelerde bir miktar yumuşama meydana gelmesi aşındırıcı bilyanın altlık malzemeye daha fazla batması anlamına gelmektedir. Nitekim Şekil 10'da gösterilen 2D profilometre görüntüleri bu hususu destekler niteliktedir. Her iki ortam sıcaklığında borlanmış numunelerin işlemsiz numunelere kıyasla daha düşük aşınma iz derinlikleri ve genişliklerine sahip olduğu aynı zamanda daha yüksek aşınma direnci gösterdikleri alınan deneysel verilerle ortaya konulmuştur.



Şekil 6.22. Oda sıcaklığında aşınma testi uygulanan Haynes 25 numunelerinin aşınma hız değerleri

Şekil 6.22’de oda sıcaklığında aşınma testine tabi tutulan Haynes 25 numunelerinin aşınma hız değerleri verilmiştir. Borlanmış Haynes 25 numunelerinin işlem görmemiş numuneye göre aşınma hızında 18 kat aralığında bir iyileşme meydana gelmiştir. Ayrıca 850-950-1050°C’de 4 saat borlanan numuneler içerisinde 1050°C’de işlem görmüş Haynes 25 numunesinin daha yüksek aşınma direnci sergilediği tespit edilmiştir.



Şekil 6.23. 500°C’deki ortam sıcaklığında aşınma testi uygulanan Haynes 25 numunelerinin aşınma hız değerleri

Şekil 6.23’te 500°C’deki ortam sıcaklığında aşınma testine tabi tutulan Haynes 25 numunelerinin aşınma hız değerleri verilmiştir. Borlanmış Haynes 25 numunelerinin işlem görmemiş numuneye göre aşınma hızında 4 kat aralığında bir iyileşme meydana gelmiştir.

Ayrıca 850-950-1050°C’de 4 saat borlanan numuneler içerisinde 1050°C’de işlem görmüş Haynes 25 numunesinin daha yüksek aşınma direnci sergilediği tespit edilmiştir.

Aşınma testlerinden sonra bütün numunelerin yüzey pürüzlülük değerleri ölçülmüştür. Malzemelerin yüzeyinde gerçekleştirilen kaplama işlemine göre pürüzlülük değerleri değişmektedir. Çizelge 6.2’de 500°C işlem sıcaklığında aşınma deneyi uygulanan işlemsiz ve 850-950-1050°C ‘de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunelerinin 20 N yük altındaki aşınma izlerinden elde edilen ortalama yüzey pürüzlülük (Ra) ve 10 nokta ortalama yüzey pürüzlülük (Rz) değerleri verilmiştir.

Çizelge 6.2. Aşınma deneyi sonrası aşınma izi ortalama yüzey pürüzlülük değerleri

Numune	Borür tabakası kalınlığı (µm)	Geçiş bölgesi (µm)	Mikrosertlik (HV)	Yüzey pürüzlülüğü (Ra, µm)	Yüzey pürüzlülüğü (Rz, µm)
İşlemsiz Haynes 25	-	-	531,33±51	0,05	0,40
850°C-4h	13,63±3,86	5,7±0,5	1898±210	0,34	2,44
950°C-4h	29,23±3,56	11,6±0,72	1948±221	0,64	3,38
1050°C-4h	79,82±13,05	31,18±2,95	2340,33±299	0,77	5,06

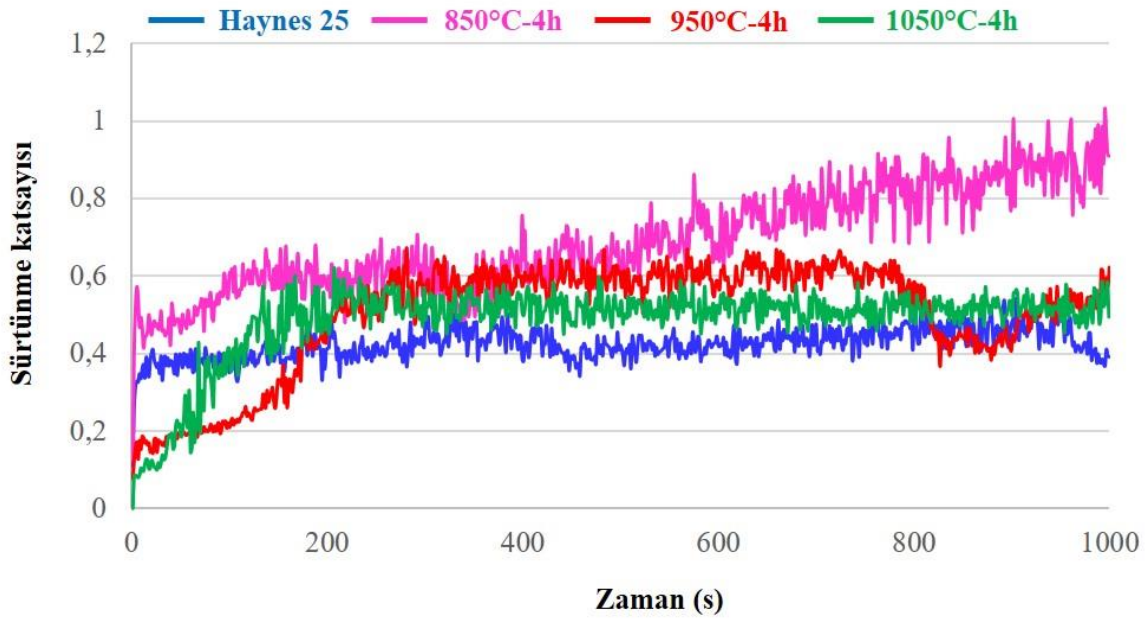
500°C işlem sıcaklığında aşınma deneyi uygulanan işlemsiz ve borlanmış numuneler arasında en düşük yüzey pürüzlülük değeri işlemsiz Haynes 25 numunesinden elde edilmiş olup Ra 0,05 µm değerinde ölçüm sağlanmıştır. 4 numune içerisinde en fazla pürüzlülük değerine sahip numunenin 0,77 µm olarak ölçülen 1050°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesinde olduğu görülmüştür. Borlama işlemi ile yüzü pürüzlülüğü arasında bağlantı kurmak gerekirse borlama işleminin Haynes 25 numunelerinde yüzey pürüzlülüğünü arttırdığı sonucuna varılabilir. Numunelere uygulanan borlama sıcaklık değeri arttırıldıkça yüzey pürüzlülük değerlerinde artış gerçekleştiğini söyleyebiliriz.

6.5.2. Sürtünme sonuçları

İşlemsiz ve farklı sıcaklıklarda borlanmış Haynes 25 numunelerinin 20 N yük altındaki aşınma testi esnasında bilgisayar programı aracılığıyla tespit edilen sürtünme katsayısı grafiği Şekil 6.22 ile Şekil 6.24 arasında verilmiştir. Bazı literatür kaynaklarında sürtünme katsayısı ile yüzey pürüzlülüğü arasındaki ilişki farklı şekillerde ifade edilmiştir. Kimi çalışmalar artan yüzey pürüzlülüğü ile sürtünme katsayısının azaldığını ifade ederken kimilerinde ise artan yüzey pürüzlülüğünün beraberinde sürtünme katsayısını da arttırdığı belirtilmiştir. Sürtünme kat sayısının sadece yüzey pürüzlülüğüne bağlı olarak değişkenlik göstermediği ve yüzeydeki faz dağılımı, yüzey sertliği, kaplamanın adhezyon kuvveti gibi etkenlere de bağlı olarak değiştiği bilinmelidir.

Grafiklere bakıldığında hareket çizgilerinin pik noktaları ile dip noktaları arasındaki farkların gözle görülür şekilde değiştiği anlaşılmıştır. Asperit adı verilen yüzey çıkıntılarının varlığı zigzag hareketlerinin derin vadiler şeklinde olmasıyla tespit edilmiştir. Aşındırma topu, sert olan bu çıkıntılar üzerinden geçerken oluşan tabakanın sertlik değeri yüksek olduğundan dolayı burada daha fazla zorlanacaktır. Bu zorlama hareketleri grafikte yüksek pik noktalarını oluşturmaktadır. Tabaka kırılıp engel aşıldığında hareket için gerekli olan kuvvet azalacak ve sürtünme katsayı değeri azalacaktır. Buna bağlı olarak da grafikte dip noktaları meydana gelecektir. Hareket devam ettikçe bu oluşum sürekli devam eder.

Kuru kayma koşulları altında yapılan aşınma deneyleri sonucunda sürtünme katsayı değerleri ölçülmüş ve deneyler sırasında kaydedilen sürtünme katsayı değerleri hem oda sıcaklığı hem de 500°C'deki işlem sıcaklığı için ayrı ayrı grafiklendirilmiş olup Şekil 6.24 ve Şekil 6.25'te detaylı olarak verilmiştir.



Şekil 6.24. Haynes 25 numunelerinin oda sıcaklığındaki sürtünme katsayısı-zaman grafiği

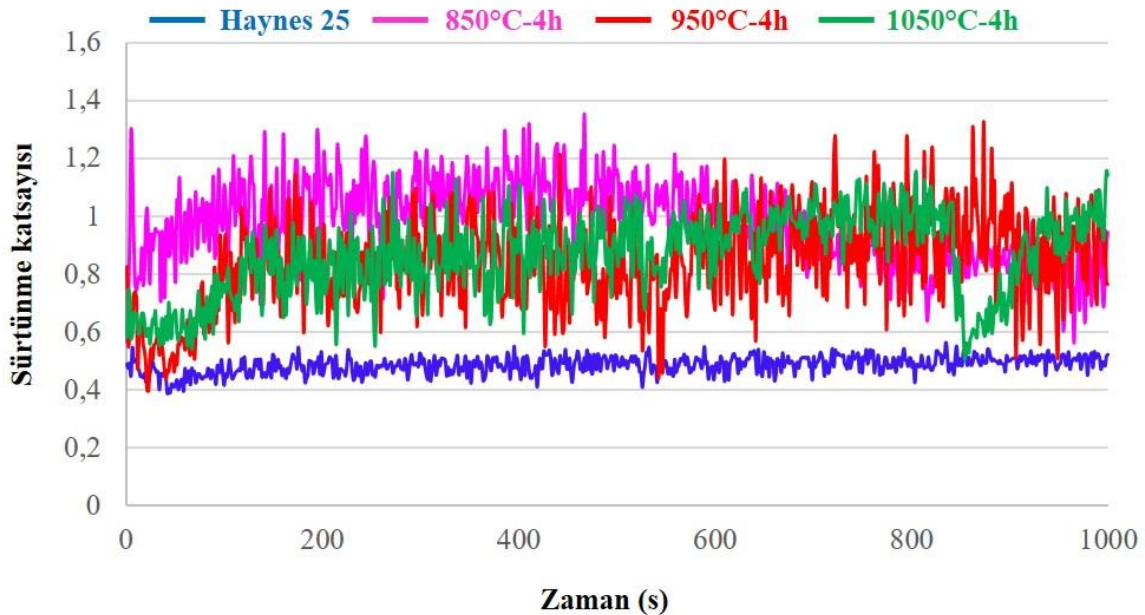
Haynes 25 numunelerinin oda sıcaklığındaki sürtünme katsayısı-zaman grafiği (Şekil 6.24) incelendiğinde borlanmamış Haynes 25 alaşımının borlanmış numunelere göre daha düşük bir sürtünme katsayısı seyri izlemekle beraber sürtünme katsayısı grafiğinin daha stabil olduğu görülmektedir. Borlanmış numunelerde ise borlama sıcaklığının 850°C'den 1050°C'ye kadar artışı ile birlikte sürtünme katsayı değerlerinde düşüş ve daha stabil bir seyir izlediği görülmektedir. Borlanmış numunelerin daha yüksek bir sürtünme katsayısı seyri izlemiş olmaları borlama sonucu yüzey pürüzlülük değerlerinde meydana gelen artışın bir sonucudur. Bu durum borlanmış numunelerde ise yüzey pürüzlülüğünün yanında artan borür tabakalarının sertlikleri ile de ilgilidir. Şöyle ki artan borür tabakalarının sertliği sürtünme katsayısında azalmaya neden olmuştur. Çünkü abrasive top daha sert yüzeylere daha az batacağından contact pressure (temas basıncı) etkisi daha az olduğundan daha kolay kayma hareketi yapar (Fernández-Valdés vd., 2021; Günen vd., 2022).

Oda sıcaklığındaki sürtünme katsayısı grafiğinde görüldüğü üzere işlemsiz Haynes 25 alaşımının 20 N yük altındaki sürtünme katsayısı 0,1'den 0,2'nin üzerine 1 dakikadan daha kısa sürede çıkmış olup borlanmış Haynes 25 numunelerinde ise 0,0004 ile 0,1 aralığında başlamıştır. İşlemsiz Haynes 25 alaşımı yaklaşık 20 saniyede 0,4 değerlerine ulaşırken bu zamandan sonra stabil bir seyre ulaşarak 0,4-0,5 civarında devam etmiştir.

850°C’de borlanmış numune incelendiğinde sürtünme katsayı değeri 0,1 ile başlayıp 0,4’ün üzerine 1 dakikadan daha kısa sürede çıkmıştır. 0,6 değerlerine yaklaşık 70 saniyede ulaşmış olup bu zamandan sonra ortama 500 saniye kadar da 0,5-0,6 değerlerinde seyretmiştir. Ortalama 500 saniye sonucunda sürtünme katsayı değerlerinde sürekli bir artış meydana geldiği gözlemlenmiştir.

950°C’de borlanmış numunede ise sürtünme katsayı değeri 0,07 ile başlayıp 0,1 değerinin üzerine 1 dakikadan az bir sürede çıktığı görülmüştür. Yaklaşık 100 saniye boyunca hareketler 0,1 ile 0,2 değerleri arasında devam ederken 100 saniye sonunda sürekli bir artış meydana gelmiştir. 0,4’ün üzerine 120 saniyede ulaşmış olup katsayı değerleri 200 saniyeden sonra 0,5-0,6 değerlerinde stabil olarak devam etmiştir.

1050°C’de borlama işlemi uygulanan Haynes 25 alaşımının oda sıcaklığındaki sürtünme katsayı değerleri incelendiğinde en düşük sürtünme katsayı değerinin bu sıcaklıkta elde edildiği sonucuna varılmıştır. Yaklaşık 0,0004 değerlerinde başlayıp 0,1 değerinin üzerine 1 dakikadan az bir sürede ulaşmıştır. 1 dakika sonucunda 0,4 değerinin üzerine çıkarken yaklaşık 1,5 dakikadan sonra sürtünme katsayı değerleri 0,5 değerlerinde seyretmiştir.



Şekil 6.25. Haynes 25 numunelerinin 500°C’de sürtünme katsayısı-zaman grafiği

Yüksek sıcaklık aşınma ortamındaki sürtünme katsayısı grafikleri incelendiğinde ise (Şekil 6.25) Haynes 25 alaşımının oda sıcaklığına benzer bir aşınma seyri izlerken borlanmış numunelerde ise oda sıcaklığına göre daha yüksek sürtünme katsayısı seyri izledikleri tespit

edilmiştir. Bu durum 500°C’de yapılan aşınma deneylerinin açık hava ortamında yapılması dolayısıyla pürüzlü yüzeylerin yüksek sıcaklıklardaki tekrarlı yüklere bağlı olarak oksidasyona uğramaları ve bu oksitlerin bilya ile altlık arasına sıkışarak aşındırıcı vazifesi görmelerine atfedilebilir (Gök vd., 2017; Hardell, Kassfeldt, Prakash, 2008).

850°C’de borlanmış numune incelendiğinde sürtünme katsayı değeri 0,56 ile başlayıp 1,2’nin üzerine 1 dakikadan daha kısa sürede çıkmıştır. 0,8 değerlerine çok kısa bir sürede ulaşmış olup bu zamandan sonra ortama yaklaşık 400 saniye boyunca sürtünme değerleri 1-1,2 değerlerinde seyretmiştir. Ortalama 600 saniye sonucunda sürtünme katsayı değerlerinde sürekli bir düşüş meydana geldiği gözlemlenmiştir.

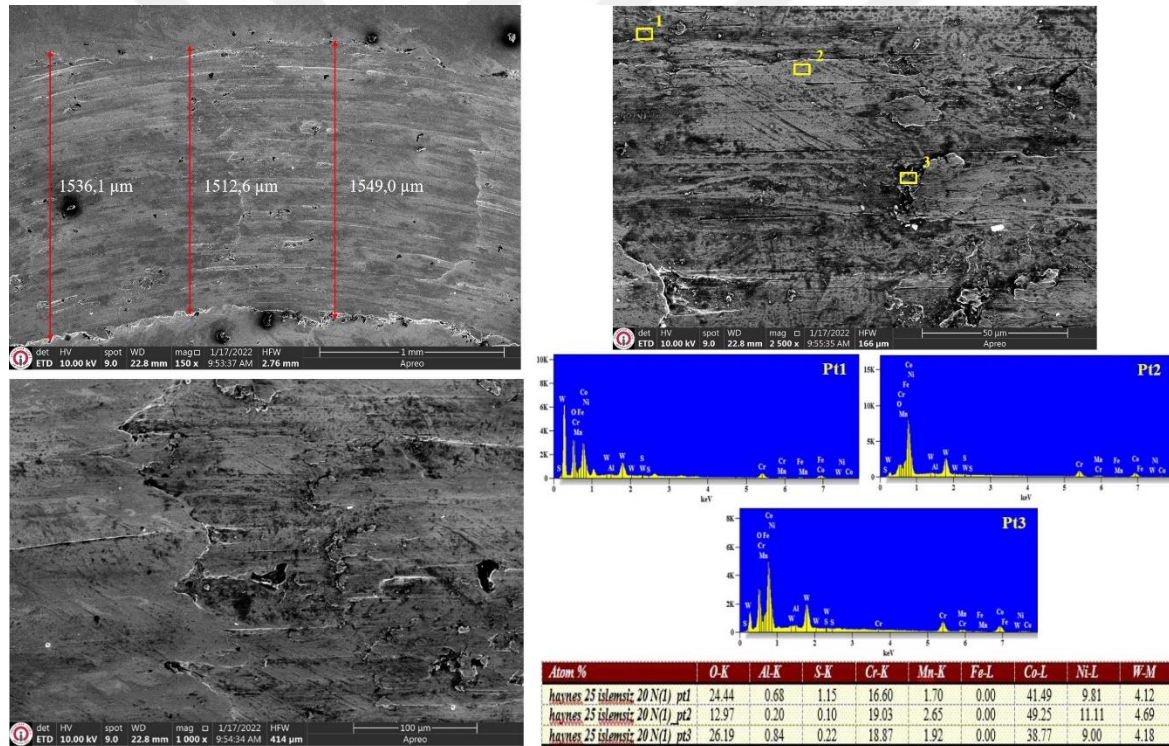
950°C’de borlanmış numunede ise sürtünme katsayı değeri diğer tüm numunelerle kıyaslandığın en yüksek seviyede çıkmıştır. 0,82 ile başlayıp 0,4 değerine 1 dakikadan az bir sürede düştüğü görülmüştür. Yaklaşık 1 dakika boyunca hareketler 0,4 ile 0,5 değerleri arasında devam ederken 1 dakika sonunda sürekli bir artış meydana gelmiş ve tekrar 0,8 düzeylerine çıkmıştır. Katsayı değerleri 200 saniyeden sonra 0,8 değerlerinde stabil olarak devam etmiş ve bazı noktalarda ani düşüşler ve yükselişler meydana gelmiştir.

1050°C’de borlama işlemi uygulanan Haynes 25 alaşımının 500°C’de sürtünme katsayı değerleri incelendiğinde 950°C’deki sürtünme katsayı değeriyle benzer bir hareket durumu oluşturmuştur. Yaklaşık 0,58 değerlerinde başlayıp 0,7 değerinin üzerine 1 dakikadan az bir sürede ulaşmıştır. 90 saniye sonucunda 0,8 değerinin üzerine çıkarken bu dakikadan sonra sürtünme katsayı değerleri 0,8-1 bandında seyretmiştir. 950°C’de de olduğu gibi yine ani düşüşler ve yükselişler meydana gelmiştir.

6.5.3. Aşınma sonrası SEM ve EDS analizleri

20 N yük altındaki işlemsiz ve farklı sıcaklıklarda borlama işlemi uygulanan Haynes 25 numunelerine yapılan aşınma testleri sonucunda numunelerin yüzeylerinde oluşan aşınma izleri SEM ve EDS analizleri ile incelenmiştir. Bu incelemeler sonucunda kobalt esaslı Haynes 25 süperalaşımının belirli bir yük altındaki aşınma mekanizmaları hakkında bilgi edinilmeye çalışılmıştır. Hem oda sıcaklığı hem de 500°C'deki ortam sıcaklığında elde edilen Haynes 25 numunelerinin aşınma izleri Şekil 6.26 ile Şekil 6.33 arasında verilmiş olup numunelerin aşınma mekanizmaları yorumlanmıştır.

Oda sıcaklığında 20 N yük altındaki Haynes 25 numunelerinin aşınma mekanizmaları:



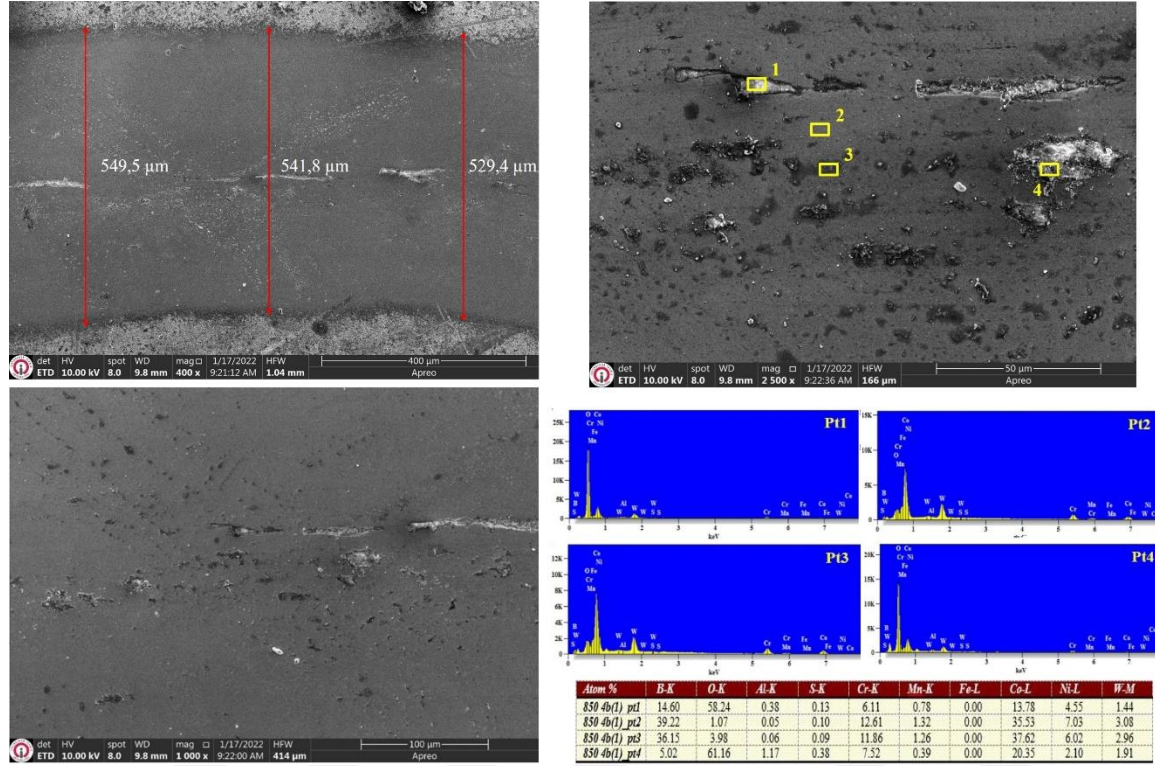
Şekil 6.26. İşlemsiz Haynes 25 numunesinin oda sıcaklığında 20 N yük altındaki aşınma izi SEM görüntüsü ve EDS analizi

Oda sıcaklığında 20 N yük altındaki işlem görmemiş Haynes 25 numunesinin aşınma izine ait SEM ve EDS analizleri Şekil 6.26'te verilmiştir. İlk olarak bu numunenin aşınma iz genişlikleri tespit edilmiştir. Numuneye ait aşınma iz genişlikleri 1402,6-1482,0 µm aralığında ölçülmüştür. Bu değerlere bakıldığında 20 N yük altındaki oda sıcaklığındaki aşınma testlerinde aşınma iz genişliği en yüksek bu numunede meydana geldiği belirlenmiştir. Bunun sebebi olarak da işlemsiz Haynes 25 alaşımının düşük yüzey sertliğine

sahip olması dolayısıyla aşındırıcı bilyaya karşı daha az direnç göstermesi severe (şiddetli) plastik deformasyonun meydana gelmesine atfedilebilir (Dhakne, Jaju, Shukla, 2022).

İşlem görmemiş numunede abrazif aşınma izleri, oksitli bölgelerin ve plastik deformasyona uğrayan bölgelerin varlığı söz konusudur. Numune yüzeyindeki Pt1, Pt2 ve Pt3 noktalarına EDS analizleri yapılmış olup bu bölgelerde %12-26 O₂'nin tespit edilmiş olması oksitlenmenin meydana geldiği iddiasını desteklemektedir. İşlemsiz numunenin EDS analizleri detaylı olarak incelendiğinde aşınma izlerinde Haynes 25 alaşımının kimyasal kompozisyonunda yer alan elementlerin (S, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, W) varlığına da rastlanılmıştır. Aşınma izlerinde bu elementlerin dışında farklı tür elementler de keşfedilmiştir. Aşınma testleri esnasında aşındırıcı top olarak kullanılan alüminanın (Al₂O₃) kimyasal yapısında bulunan alüminyum ve oksijen elementlerinin varlığı EDS analizleri ile ortaya çıkmıştır. Pt1 ve Pt3 numaralı koyu renkli bölgelerde özellikle oksijenin miktarlarının %20 civarlarında seyredip fazla olduğu, Pt2 numaralı bölge ise daha az miktarda oksijenin varlığı anlaşılmıştır. Yüzeylerde %1'in altında Al tespit edilmiş olması Al₂O₃ bilyanın aşınmadığı ve kolaylıkla Haynes 25 alaşımını aşındırdığını göstermektedir. Numaralandırılan bu üç bölgenin de EDS analizlerine bakıldığında alüminyum ve oksijen elementleri dışındaki diğer elementlerin gayet stabil değerlerde oldukları ve birbirleri arasında çok fazla farkın olmadığı anlaşılmıştır. Dolayısıyla Haynes 25 alaşımının oda sıcaklığında oksidatif aşınma, abrazif aşınma ve plastik deformasyon aşınma mekanizmalarının oluştuğu görülmüştür.

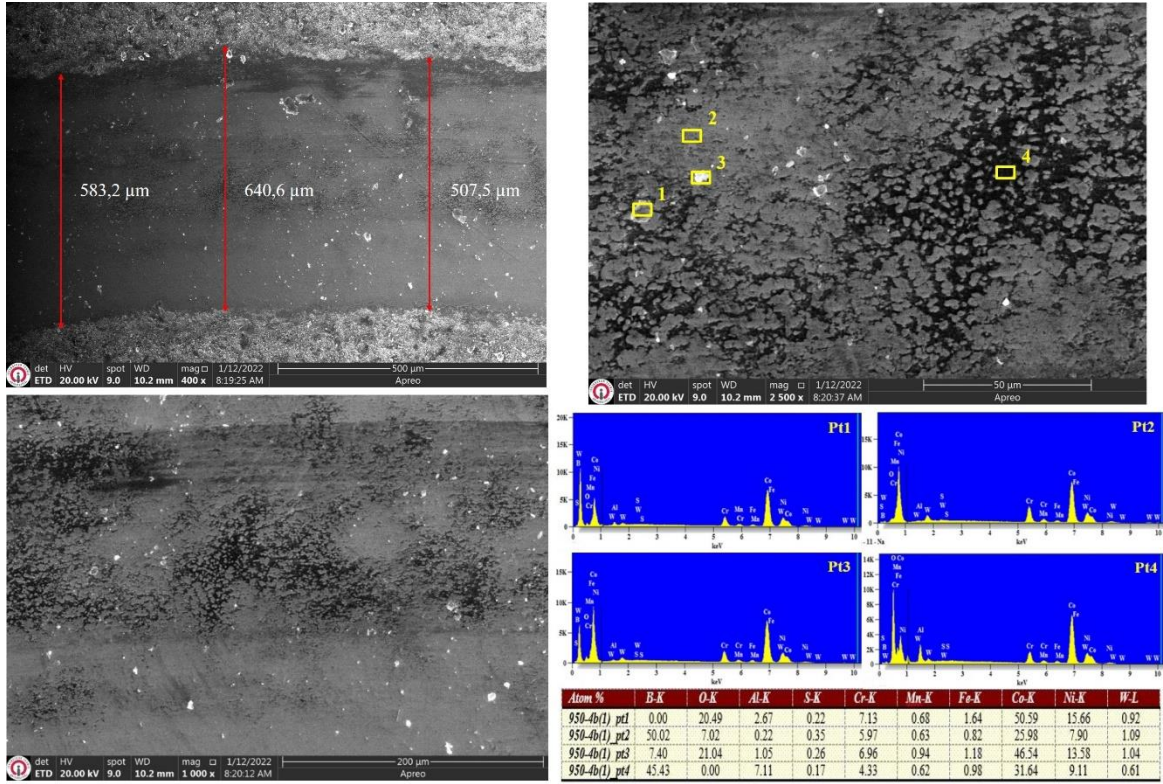
850°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesinin 20 N yük altındaki aşınma izi SEM görüntüsü ve EDS analizi Şekil 6.27’de verilmiştir.



Şekil 6.27. 850°C’de borlanmış Haynes 25 numunesinin oda sıcaklığında 20 N yük altındaki aşınma izi SEM görüntüsü ve EDS analizi

850°-4h numunesinde aşınma izinde görüldüğü üzere (Şekil 6.27) aşınma iz genişliğinin daha dar olduğu ve yüzeyin daha pürüzsüz olduğu görülmektedir. Şekil 6.27’den alınan 1000X büyütmede yüzey üzerinde çukurcuk bölgelerin meydana geldiği en yüksek basıncın etken olduğu orta çizgi üzerinde ise kırılmaların (fracture) meydana geldiği görülmektedir. Kırılan gölgelerden alınan EDS analizleri (Pt1 ve Pt 4) daha düşük bor içerikleri ve yüksek oranda O₂ içerdikleri tespit edilmiştir. Fracture oluşumlarına rağmen %5-14 oranında bor tespit edilmiş olması borür tabakalarının varlığını sürdürdüklerini göstermektedir. Daha dar aşınma izleri borlanmış numunenin yüzey sertliği artışına bağlı olarak yüzeye batmaya çalışan bilyaya daha yüksek direnç gösterilmesinin bir sonucu olarak açıklanabilir. 850°-4h numunesinin yüzeyinde oksidasyon destekli fracture aşınma mekanizmasının meydana geldiği tespit edilmiştir (Günen vd., 2022; Küçük vd., 2022).

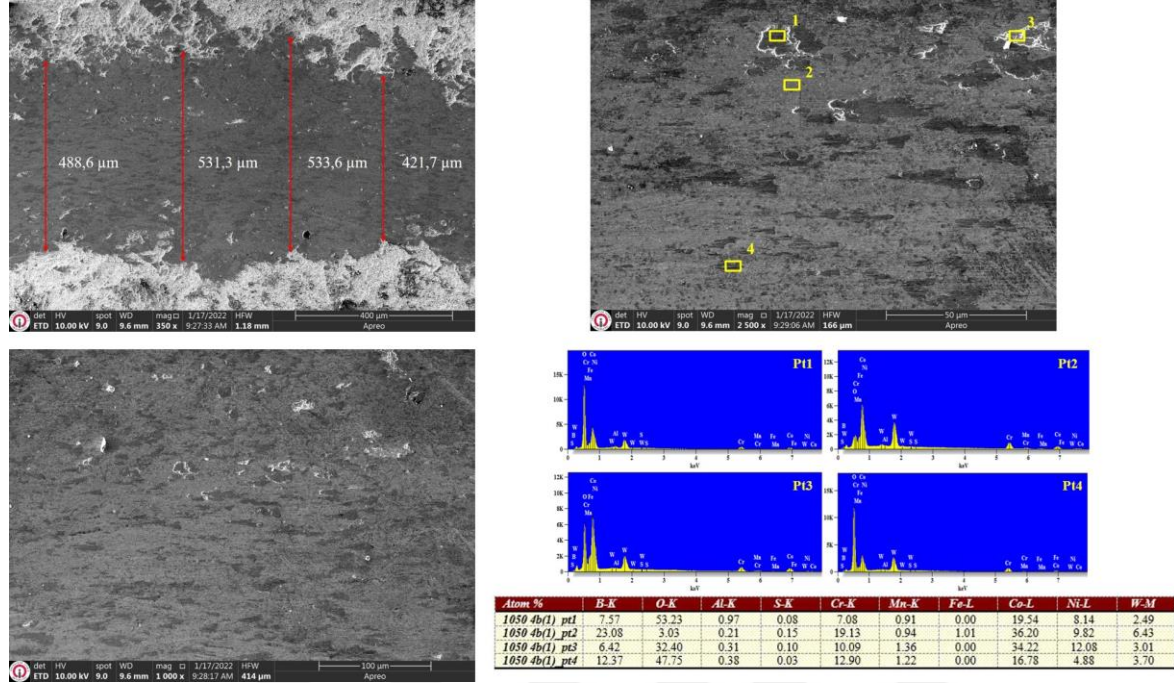
950°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesinin 20 N yük altındaki aşınma izi SEM görüntüsü ve EDS analizi Şekil 6.28’de verilmiştir.



Şekil 6.28. 950°C’de borlanmış Haynes 25 numunesinin oda sıcaklığında 20 N yük altındaki aşınma izi SEM görüntüsü ve EDS analizi

Şekil 6.28 incelendiğinde 850°-4h numunesindeki yüzey görünümüne benzer parlatılmış smooth bir yüzey görünümü görülmekle birlikte bu numunedeki aşınma iz genişliğinin daha düşük olduğu görülmektedir. 1000X ile alınan yüzey görünümünde ise 850°-4h numunesinden farklı olarak yüzeyde herhangi bir fracture oluşumunun gözlenmediği görülmektedir. Bu durum 950°C’de daha kalın borür tabakalarının elde edilmesinden dolayı uygulanan 20 N’luk yük’e daha iyi direnç gösterdiği anlamına gelmektedir. 2500X büyütmede de fracture oluşumlarının görülmediği ancak aşınma atıklarının (Wear debris) varlığı gözlemlenmiştir. Pt3 olarak EDS analizi yapılan bu aşınma atıklarının %7.40 bor içeriğine sahip olmasının yanında %1.05 Al içermesi aşındırıcı topun sert olan borür tabakası karşısında bir miktar aşındığını göstermektedir. Nitekim Pt1, Pt2 ve Pt4 bölgelerinden alınan EDS analizlerinde de 850°-4h ve işlemsiz Haynes 25 alaşımına göre daha yüksek oranda Al içeriği tespit edilmiştir. Pt2 ve Pt4 bölgelerinden alınan EDS analizlerinde %45-50 aralığında bor tespit edilmiş olup aşınma sonrası bor’un varlığını koruduğu ve aşınma izi SEM görüntüsü ve EDS analizinde parlatma tipi ve oksidasyon destekli aşınma mekanizmasının meydana geldiği tespit edilmiştir.

1050°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesinin 20 N yük altındaki aşınma izi SEM görüntüsü ve EDS analizi Şekil 6.29’da gösterilmiştir.

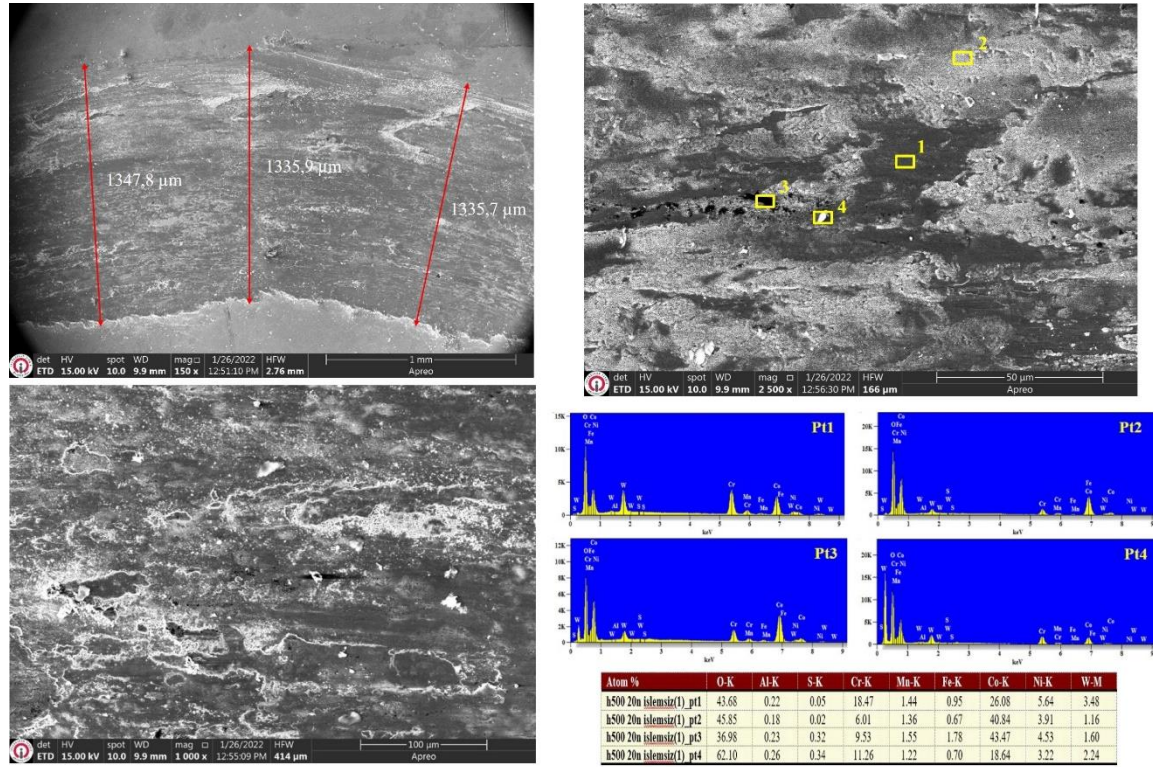


Şekil 6.29. 1050°C’de borlanmış Haynes 25 numunesinin oda sıcaklığında 20 N yük altındaki aşınma izi SEM görüntüsü ve EDS analizi

1050°C’deki borlanmış numunenin aşınma iz görünümü (Şekil 6.29) incelendiğinde 850°-4h ve 950°-4h numunelerine göre aşınma iz genişliğinin bölgesel olarak farklılık gösterdiği görülmektedir. 1000X büyütmede alınan SEM resminde parlatılmış bir yüzeyin içerisinde koyu kontrasta sahip bölgelerin varlığı görülmektedir. 2500X büyütme resimler incelendiğinde bu bölgelerin 950-4h numunede görülen çukurcukların biraz daha büyükleri olduğu ve yer yer fracture oluşumlarına dönüştüğü anlaşılmaktadır. Bu kırıklar üzerinden alınan Pt1 ve Pt3 bölgelerinde diğer bölgelere göre daha düşük oranda bor içeriği (%6.42-7.57) ve daha yüksek oranda O₂ içeriği (%32.40-53.23) tespit edilmiş olup 850-4h numunesindeki fracture oluşumları ile örtüşmektedir. Pt2 ve Pt4 bölgelerinde ise %12.23-23.08 oranında bor tespit edilmiş olup aşınma testi sonrası borür tabakalarının varlığını koruduğunu göstermektedir.

500°C'deki ortam sıcaklığında 20 N yük altındaki Haynes 25 numunelerinin aşınma mekanizmaları:

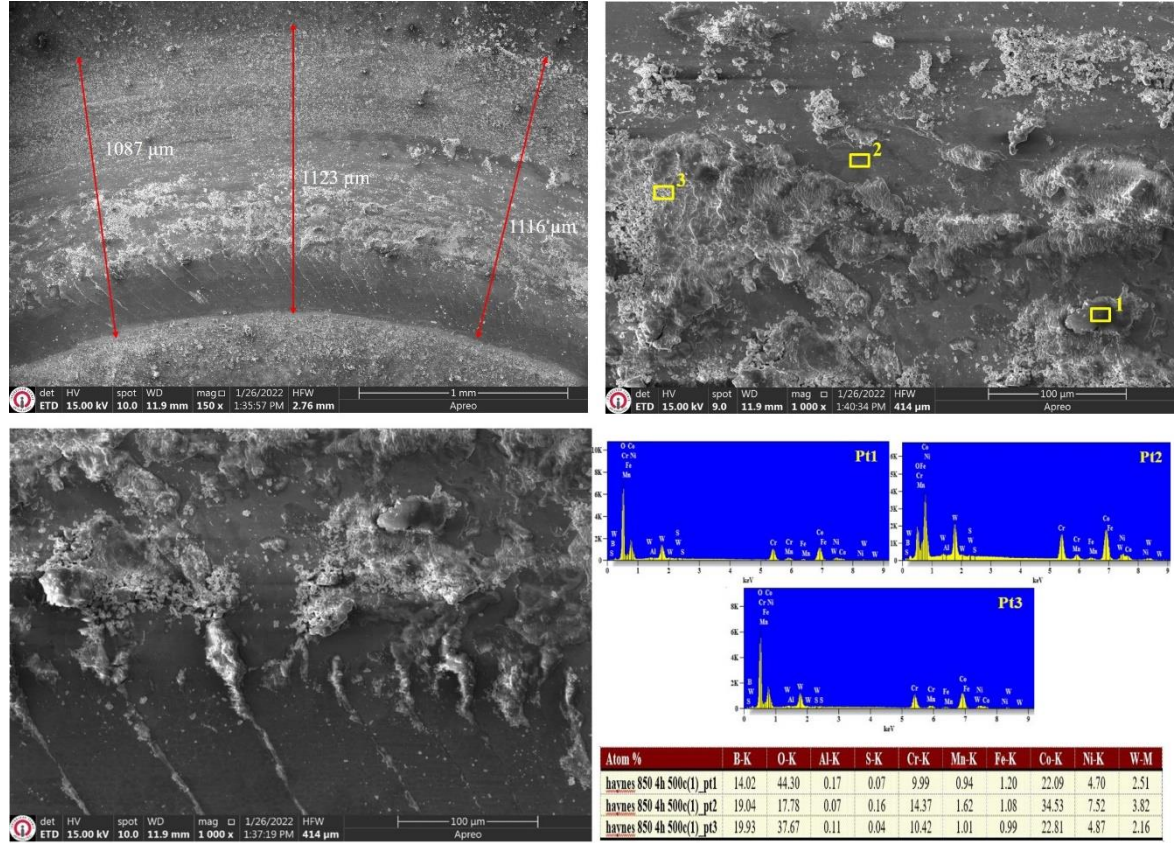
500°C ortam sıcaklığında 20 N yük altındaki işlemsiz Haynes 25 numunesinin aşınma izine ait SEM ve EDS analizleri Şekil 6.30'da verilmiştir.



Şekil 6.30. İşlemsiz Haynes 25 numunesinin 500°C ortam sıcaklığında 20 N yük altındaki aşınma izi SEM görüntüsü ve EDS analizi

Şekil 6.30 incelendiğinde en dikkat çeken husus oda sıcaklığına göre abrasiv aşınma izlerinin kaybolduğu bunun yerine daha smooth ancak bazı bölgelerde kırılmaların meydana geldiği bir yüzey oluşumunun varlığı söz konusudur. Bu durum yüksek sıcaklıklarda açık hava ortamında gerçekleştirilen aşınma testlerine bağlı olarak numune yüzeylerinin oksidasyona daha fazla uğraması ve yüksek sıcaklık etkisi ile altlık malzemesinin yumuşaması ile aşınma işleminin daha kolay meydana gelmesinin bir sonucudur. Nitekim numune üzerinden alınan Pt1-Pt4 EDS analizlerinde görüldüğü üzere oda sıcaklığına göre çok daha yüksek oranlarda O₂ ve çok daha düşük oranlarda Al tespit edilmiştir. Daha yüksek büyütme oranlarında alınan SEM resimlerinde beyaz bölgelerin oksidasyon sonucu kırılan bölgelere işaret etmektedir. Dolayısıyla işlemsiz Haynes 25 alaşımının 500°C'deki aşınma mekanizmasının oksidatif aşınma mekanizması olduğu tespit edilmiştir.

850°C’de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesinin 500°C ortam sıcaklığında 20 N yük altındaki aşınma izi SEM görüntüsü ve EDS analizi Şekil 6.31’de verilmiştir.

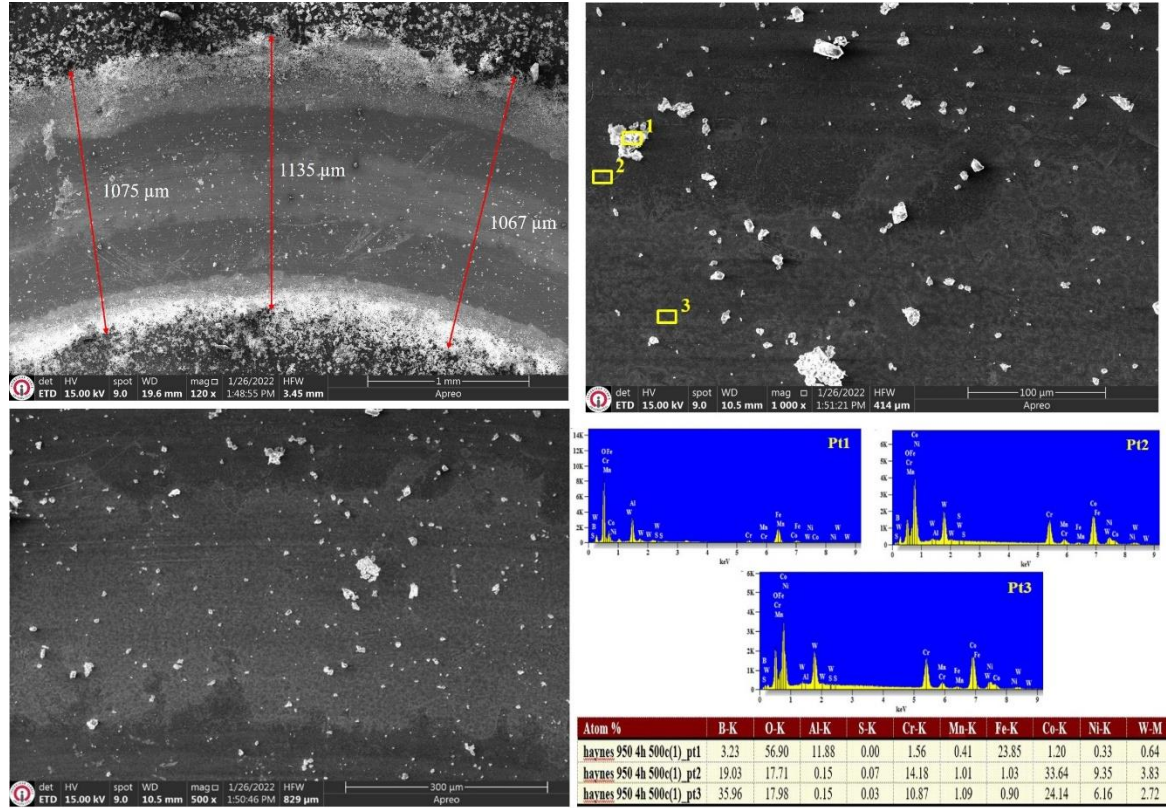


Şekil 6.31. 850°C’de borlanmış Haynes 25 numunesinin 500°C ortam sıcaklığında 20 N yük altındaki aşınma izi SEM görüntüsü ve EDS analizi

Şekil 6.31’de bakıldığında işlemsiz numunede olduğu gibi oksidatif aşınma mekanizmasının burada da oluştuğu tespit edilmiştir. Numunenin aşınma iz genişlikleri ölçülmüş olup bu değerler 1300-1400 µm aralığında çıkmıştır. Bu değerlere bakıldığında işlemsiz Haynes 25 numunesiyle hemen hemen aynı düzeyde aşınma iz genişlikleri oluştuğu gözlemlenmiştir. Numune yüzeyinde bazı noktalar belirlenmiş olup (Pt1, Pt2, Pt3) bu noktalara EDS analizleri yapılmıştır. EDS analizleri detaylı olarak incelendiğinde aşınma izlerinde Haynes 25 alaşımının kimyasal kompozisyonunda yer alan elementlerin (S, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, W) varlığına burada da rastlanılmıştır. Alüminanın etkisiyle yine alüminyum ve oksijen elementleri aşınma izlerinde tespit edilmiştir. Özellikle fracture aşınma mekanizmasının olduğu Pt1 ve Pt3 bölgelerinde daha çok miktarlarda oksijen varlığı oksidasyona uğrayan bölgelerin tekrarlı yükler sonucunda kırıldığı ve yeniden oluştuğunu göstermektedir. Malzemenin yüzeyindeki bu kırılmalar 500°C’de çok daha yüksek sürtünme katsayısı

seyrinin meydana gelmesini açıklar niteliktedir. Ancak, kırılmalara rağmen aşınma sonrası yüzeyde %14.02-19.93 oranında bor tespit edilmiş olması 850-4h numunesinin 500°C'deki aşınma testi sonrası da yüzeydeki varlığını koruduğunu göstermektedir.

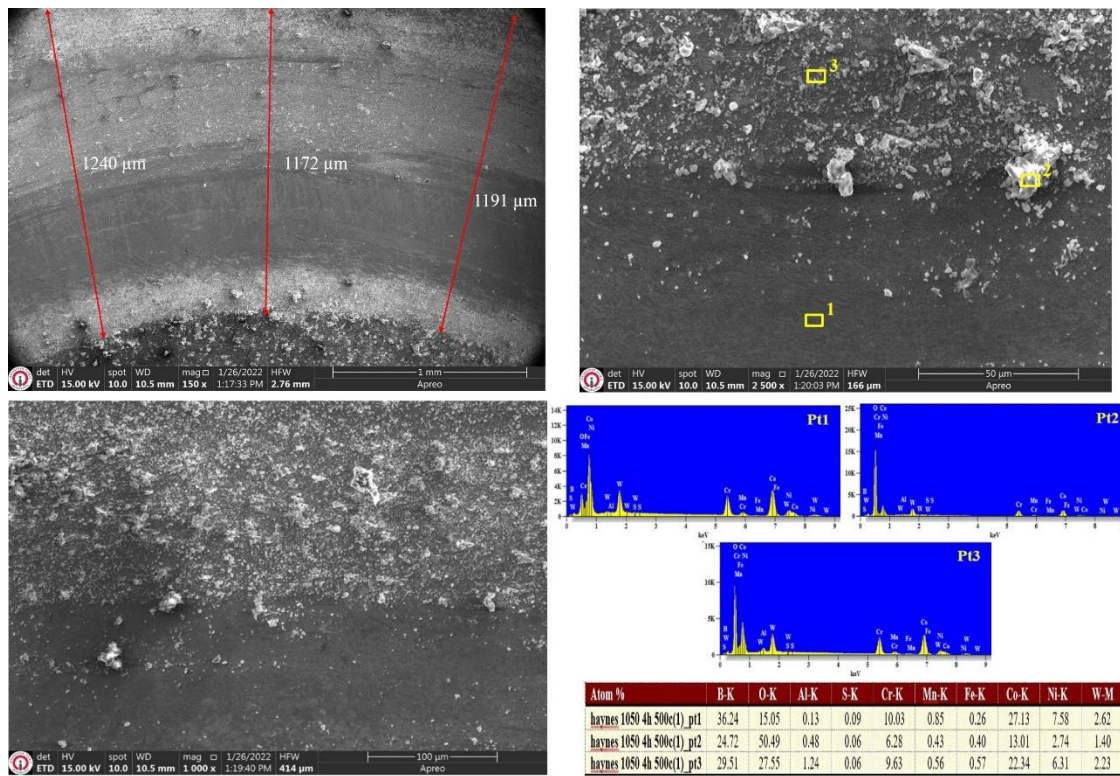
950°C'de 4 saat borlanmış Haynes 25 numunesinin 500°C ortam sıcaklığında 20 N yük altındaki aşınma izi SEM görüntüsü ve EDS analizi Şekil 6.32'de verilmiştir.



Şekil 6.32. 950°C'de borlanmış Haynes 25 numunesinin 500°C ortam sıcaklığında 20 N yük altındaki aşınma izi SEM görüntüsü ve EDS analizi

950°C'deki borlanmış numunenin 500°C'deki aşınma testi sonrası yüzey SEM yüzey görünümü (Şekil 6.32) incelendiğinde 850°-4h numunesinde görülen oksidasyon kırılmalarından kaynaklı yüzey pürüzlülüklerinin daha az görülmediği ancak yüzeyde aşınma atıklarının olduğu görülmektedir. Pt1 aşınma atığı üzerinden (wear debris) alınan EDS analizinde % 11.88 oranında Al tespit edilmiş olması aşındırıcı topun 950°-4h numunesinde yüksek oranda aşındığını göstermektedir. Ölçülen değerle göre aşınma iz genişlikleri 1300-1400 µm aralığında olduğu ortaya çıkmıştır. Bu değerler işlemsiz ve 850°C'deki borlanmış numunelerle aynı seviyededir. Oksidatif aşınma mekanizması diğer numunelerde görüldüğü gibi 950°C'deki işlem sıcaklığında da tespit edilmiştir. İşlemsiz ve 850°C'deki işlem ile kıyaslandığında her iki numuneden de çok daha fazla oksidasyon

destekli farcture oluşumunun meydana geldiği görülmüştür. Bu durum elde edilen kaplama tabakasının daha kalın olması dolayısıyla uygulanan yük'e daha iyi karşılık vermesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Çünkü uygulan yükü bağı olarak kaplamalar üzerine maksimum kesme gerilmeleri uygulanır. Sertlik ve elastite modülü aynı kalmak koşuluyla kaplama kalınlığı artıca numunelere uygulanan maksimum kesme gerilmesinin etkisi daha az etki eder. Buda kaplamanın kırılmadan daha iyi direnç göstermesini sağlar. Dolayısıyla 950-4h numunesinin oksidatif ve parlatma tipi (polishing type) aşınmaya maruz kaldığı anlaşılmıştır (Khodori vd., 2022; Kayalı, Kanca, Günen, 2022).



Şekil 6.33. 1050°C'de borlanmış Haynes 25 numunesinin 500°C ortam sıcaklığında 20 N yük altındaki aşınma izi SEM görüntüsü ve EDS analizi

1050°C'deki borlanmış numunenin 500°C'deki aşınma iz görünümü (Şekil 6.33) incelendiğinde 950-4h numunesinde gözlemlenen aşınma mekanizması ile benzer bir aşınma mekanizması gözlemlenmiş olmakla birlikte yüzeyde daha yüksek oranda aşınma atıkları gözlemlenmiştir. Bu durum daha yüksek sıcaklıklarda borlanmış olan 1050-4h numunesinin yüzeyine daha yüksek oranda bor difüzyonunun meydana gelmiş olması sonucu borür tabakasının daha sert olmasına rağmen daha kırılğan olmuş olması sebep gösterilebilir. Çünkü aşınma işlemi sonrası numunenin yüzeyinde %24.72-36.24 aralığında bor tespit edilmiş olup bu oran diğer numunelere göre bir miktar daha yüksektir.

7. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada kobalt esaslı süperalaşımın içerisinde gerek yüksek sıcaklık dayanımı gerekse yüksek aşınma direncine sahip olan Haynes 25 alaşımının termokimyasal borlama yöntemlerinden biri olan kutu borlama tekniği kullanılarak yüzey özelliklerinin iyileştirilmesi yönünde çalışma yapılmıştır. 850°C, 950°C ve 1050°C'de 4 saat borlanan Haynes 25 numunelerinin XRD, EDS ve SEM analizleri yapılarak elde edilen veriler değerlendirilmiştir. Kutu borlama tekniğinin kobalt esaslı Haynes 25 süperalaşımındaki içyapı ve aşınma davranışlarına etkisini şu şekilde özetleyebiliriz;

- 1) Kobalt esaslı Haynes 25 süperalaşımı, kutu borlama tekniği ile başarılı bir şekilde borlanabilmektedir.
- 2) Borlama işlemi sonucunda elde edilen borür tabakalarının sıcaklık ile birlikte arttığı tespit edilmiştir. En yüksek tabaka kalınlığı 79,82±13,05 µm ile 1050°C'de 4 saat borlanmış numuneden elde edilirken en düşük tabaka kalınlığı ise 13,63±3,86 µm ile 850°C'de 4 saat borlanmış numuneden elde edilmiştir.
- 3) Borlama sıcaklığının artırılması borür tabakalarının artışını gerçekleştirmesi ile birlikte numunelerde oluşan difüzyon bölgesinin artışında da etki sağlamıştır. En yüksek difüzyon bölgesi 1050°C'de oluşurken en düşük difüzyon bölgesi 850°C'de olduğu gözlemlenmiştir.
- 4) Oluşan borür tabakaları yüzey boyunca sürekli olup, çatlak, pore gibi olumsuzluklar içermemektedir ve alaşımlı çelikler ve Ni esaslı alaşımlarda olduğu gibi düz bir morfolojiye sahiptir.
- 5) Borlama işlemi sonrasında tabakaların XRD paternleri incelendiğinde 850°C-4h, 950°C-4h ve 1050°C-4h parametrelerinde borlanmış kobalt esaslı Haynes 25 numunelerinde γ -Co, $M_{23}C_6$, (CoFe)B₂, CoB, CrB, W₃CoB₃ fazlarının yapıya hakim olduğu tespit edilmiştir. Analiz sonuçlarına göre borlama sıcaklığı arttırıldıkça borür fazlarının pik şiddetinde artış gerçekleştiği ve oluşan faz miktarlarının da arttığı sonucuna varılmıştır.
- 6) Tüm sıcaklık değerlerinde gerçekleştirilen borlama işleminden elde edilen borür tabakalarının EDS analizleri incelendiğinde borür tabakalarından ana malzemeye doğru inildikçe bor element miktarının azaldığı ve buna bağlı olarak da iç kesimlere doğru malzemenin kimyasal bileşiminde bulunan alaşım elementlerinin daha çok hakim olduğu tespit edilmiştir.
- 7) İşlemsiz Haynes 25 numunesinin başlangıçtaki mikrosertlik değeri 531,33±51 HV olup 1050°C'de en yüksek sertlik değerine ulaşmıştır. 850-950-1050°C sıcaklıklardaki borlama işlemi uygulanan Haynes 25 numunelerinin yaklaşık sertlik değerleri ise sırasıyla 1898±210 HV, 1948±221 HV ve 2340,33±299 HV şeklinde ölçülmüştür. Borlama sonucu Haynes 25 alaşımın sertlik değeri 4,5 kat artırılmıştır.

- 8) Borlama işlemi işlemsiz numuneye kıyasla oda sıcaklığındaki aşınma direncinde 18 kat, 500°C ortam sıcaklığındaki aşınma direncinde ise 4 kat bir iyileşme sağlamıştır. meydana geldiği görülmüştür.
- 9) İşlemsiz Haynes 25 alaşımının oda sıcaklığındaki aşınma mekanizması abrasive, oksidatif ve plastik deformasyon şeklinde gerçekleşmiş iken 500°C'deki aşınma mekanizması ise oksidatif ve fracture mekanizmasına dönüşmüştür.
- 10) Borlanmış Haynes 25 alaşımının ise hem oda sıcaklığı hem de 500°C'deki aşınma mekanizmalarının ise sadece oksidatif destekli fracture aşınma mekanizması şeklinde meydana geldiği tespit edilmiştir.
- 11) Borlama işlem sıcaklığının artırılması yüzey sertliğinin artışına ve yüzey sertliğinin artışı da aşınma direncinin artmasına neden olduğu ortaya konmuştur. Daha düşük aşınma direnci 850°C'deki işlem sıcaklığından elde edilirken en yüksek aşınma direnci ise 1050°C'deki işlem sıcaklığından elde edilmiştir. Borlama sıcaklık değerlerinin artırılması ile değerlerde iyileşme olduğu gözlemlenmiştir.
- 12) Bu çalışma kobalt esaslı Haynes 25 süperalaşımına uygulanan kutu borlama tekniğiyle elde edilen borür tabakalarının sahip oldukları yüksek yüzey sertlikleri sayesinde bu alaşımların oda sıcaklığından 500°C'ye kadar aşınma direncinin iyileştirilmesinde etkili bir yöntem olduğu saptanmıştır.
- 13) Çalışmada kullanılan parametreler sonucunda literatüre göre daha kalın kaplamalar elde edilmiş olması daha düşük sıcaklıklarda daha düşük enerji sarfiyatı olduğundan maliyet etkenli kaplamalar çalışılabilir.

KAYNAKLAR

- Akın, C. (1998). Elektron bombardıman ve TIG kaynak yöntemleri ile Fe-Ni esaslı Hastelloy X süperalaşımına varestreint testinin uygulanması. Yüksek Lisans Tezi, *Osman Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Eskişehir.
- Altın, A. (2005). Nikel Esaslı Inconel 718 Süper Alaşımının İşlenebilirliğinin İncelenmesi. Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara.
- Arunachalam, R., Mannan, M. A. (2000). Machinability of nickel-based high temperature alloys. *Machining Science and Technology*, 4(1), 127-168.
- Atik, E. (1997). "Çeliklerin Borlanarak Aşınma Dayanımlarının Arttırılması", *Mühendis ve Makine*, 445:17-20.
- Azaklı, Y., Tarakçı, M., Gençer, Y., Çalık, A. (2012). Fe-8Mo İkili Alaşımının Kutu Borlama Yöntemi ile Kaplanması, *International Iron and Steel Symposium*, 2-4 Nisan 2012, Karabük, Türkiye.
- Bayca, S. U, Şahin S, (2004). Borlama, *Mühendis ve Makina Dergisi*, 532, 51-59.
- Badini, C., ve Mazza, D. (1988). The Texture of Borided Layers Grown on Fe--Ni and Fe--Cr Alloy. *J. Mater. Sci. Lett.*, 7(6), 661-662.
- Béjar, MA, Moreno, E. (2006). Abrasive wear resistance of boronized carbon and low-alloy steels. *Journal of Materials Processing Technology*; 173, 352-358.
- Berzina, I.G., Gusev, E.B., Fedina, G.N. and Fedin, V.M., 1984. Investigation of boron diffusion during boronizing of engineering steel 45, *Phys. Met. Metall.*, 57, 81-84.
- Bindal, C. (1991). Az Alaşımlı Çelikler ve Ticari Karbon Çeliklerinde Borlama ile Yüzeğe Kaplanan Borür Tipi Seramik Kompozitlerin Bazı Özelliklerinin Tespiti. Doktora Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul.
- Bindal, C. and Üçışık, A. H. (1999). Characterization of borides formed on impurity-controlled chromium-based low alloy steels, *Surface and Coatings Technology*, 122, 208-213.
- Bouse, G.K., Mihalisin J.R. (1989). Superalloys, supercomposites and superceramics. Eds. Tien, J.K., Caulfield, T., Academic Press, Inc., 99-148.
- Bozkurt, N. (1984). Bor Yayınımı İle Çeliklerde Yüzey Sertleştirme. Doktora Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul.
- Bradley, E.F. (1988). Superalloys: A technical guide. *ASM International, Materials Park, Ohio, USA*.
- Bradley, E.F, (1988). "Microstructure" in Superalloys, A technical guide, *ASM International*.

- Brandt, G., Gerendas, A., Mikus, M.W. (1990). Car mechanics of ceramic cutting tools when machining ferrous and non-ferrous alloys, *J. European Ceramic Soc.* , 6(5), 273-290.
- Brooks, C. R. (1982). Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys, *ASM*, Metals Park, Ohio 44073.
- Brooks, C. R. (1990). Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys, *ASM*, Metals Park, Ohio 44073, Pp. 229-252.
- Campbell, F.C. (2006). Manufacturing Technology For Aerospace Structural Materials, 211-272, Elsevier.
- Coutsouradis, D., Davin, A. ve Lamberigts, M. (1987). Cobalt-based superalloys for applications in gas turbines, *Materials Science and Engineering*, volume 88, 11-19.
- Çalık, A. (2002). Türkiye'nin Bor Madenleri ve Özellikleri. *Makine ve Mühendis Dergisi*, Sayı 508, Ankara.
- Çalık, A. (2005a). Termokimyasal Borlama Yöntemleri ve Önemi. *4th International Advanced Technologies Symposium*, 839-844, Konya.
- Çalık, A., ve Özsoy, A. (2004). Isıl Çevrimli Borlama İşleminin SAE 1030 ve SAE1050 Çeliklerine Etkileri. The effects on the SAE 1030 and SAE 1050 Steels of Thermal Cycling Boronizing Process. *II. Uluslararası Bor Sempozyumu*, 213-218, Eskişehir.
- Davis, J.R. (1997). Heat Resistant Materials. ASM Specialty Handbook, *ASM International*, 221-254.
- Davis, J.R. (2002). Surface hardening of steels, Understanding the basics, *ASM International*, 365- 413.
- Delikanlı, K., Çalık, A., Uzun, H.A. (2003). Sade Karbonlu Bir Çeliğin Borlama Özelliklerinin İncelenmesi. *BAÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*, 5 (1), 99- 110.
- Demirci H. (1996). Fe Esaslı Malzemelerin Borlanması ile Kavite Dayanımının Değişimi. *7. Uluslararası Makine Tasarım ve İmalat Kongresi*, 261-269, Ankara.
- Dhakne, A., Jaju, S., ve Shukla, S. (2022). Review on analysis of enhancing wear properties through thermo-mechanical treatment and grain size. *Materials Today: Proceedings*, 60, 2270-2272.
- Dinç, H. (2013). Inconel 718 Süperalaşımının Termokimyasal Borlanması. Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul.
- Donachie, Jr. M.J. (1984). Superalloys Source Book, *ASM*, Metals Park, Ohio USA.
- Donachie, M. J., Donachie, S. J. (2000). Superalloys: A Technical Guide (2nd Edition). *ASM International*.

- Dwivedi, G., Viswanathan, V., Sampath, S. (2013). Multilayer thermal barrier coatings for gasified coal based turbine engines. *Advanced Materials and Processes*, 171, 49-51.
- Eker, A.A. (2008). Süper Alaşımlar, Malzeme 2 Ders Notları, *Yıldız Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü*, İstanbul.
- Erdem, M. (2007). Mekanik Alaşımlama Yöntemiyle Ni Esaslı Bir Süperalaşımın Üretilmesi ve Mikro Yapı, Mekanik ve Oksitlenme Özelliklerinin Araştırılması. Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara.
- Erdem, M. S., Akmandor, İ. S. (2004). Uçak Motoru ve Elektrojen Gruplarındaki Gaz Türbini Teknolojisindeki İlerlemeler, *Mühendis ve Makine Dergisi*, Sayı 528.
- Erdoğan, M. (2001). Demir Dışı Alaşımlar, Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri (İkinci Baskı). Ankara: Nobel Yayınevi, Cilt 2.
- Ersöz, A. (2007). Elektrokimyasal Borlama ile Çeliklerin Yüzey Özelliklerinin Geliştirilmesi. Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul.
- Ezugwu, E. O., Bonney, J., Yamane, Y. (2003). An overview of the machinability of aeroengine Alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, 134, 233–253.
- Ezugwu, E. O. (2005). Key improvements in the machining of difficult-to-cut aerospace superalloys. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 45(12-13), 1353-1367.
- Fernández-Valdés, D., Meneses-Amador, A., López-Liévano, A., ve Ocampo-Ramírez, A. (2021). Sliding wear analysis in borided AISI 316L steels. *Materials Letters*, 285, 129138.
- Fichtl, W., Trausner, N. and Matuschka, A.G. (1987). Borieren Mit Ekabor, ESK GmbH.
- Günen, A. (2020). Properties and High Temperature Dry Sliding Wear Behavior of Boronized Inconel 718, *Metalurgical And Materials Transactions A*, Volume 51 A, 939.
- Günen, A., Kanca, E. (2017). Farklı Bor Kimyasalları ile Borlanmış Inconel 625 Alaşımının Karakterizasyonu. *Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Bilim Dergisi*, 23(4), 411-416.
- Günen, A., Kanca, E., Çakır, H., Karakaş, M.S., Gök, M.S., Küçük, Y., Demir, M. (2017). Effect of borotitanizing on microstructure and wear behavior of Inconel 625, *Surface & Coatings technology*, 311, 374-382
- Günen, A., Lindner, T., Karakaş, M. S., Kanca, E., Töberling, G., Vogt, S., ... ve Lampke, T. (2022). Effect of the boriding environment on the wear response of laser-clad AlCoCrFeNi high entropy alloy coatings. *Surface and Coatings Technology*, 447, 128830.

- Gissler, W., Jehn, H.A. (2002). Advanced techniques for surface engineering, *Kluwer Academic Publishers*.
- Goeuriot, P., Fillit, R., Thevenot, F., Driver, J.H. and Bruyas, H. (1981). The influence of alloying element additions on the boriding of steel, *Materials Science and Engineering*, 55, 9-19.
- Gök, M. S., Küçük, Y., Erdoğan, A., Öge, M., Kanca, E., ve Günen, A. (2017). Dry sliding wear behavior of borided hot-work tool steel at elevated temperatures. *Surface and Coatings Technology*, 328, 54-62.
- Hardell, J., Kassfeldt, E., ve Prakash, B. (2008). Friction and wear behaviour of high strength boron steel at elevated temperatures of up to 800 C. *Wear*, 264(9-10), 788-799.
- Hocking, M.G., Vasantasree, V. and Sidky, P.S. (1989). *Metallic and Ceramic Coatings*, pp. 1-2, John Wiley ve Sons Inc., Newyork.
- Huang, X., Chaturvedi, M.C., Richards, N.L. (1996). Effect of Homogenisation Heat Treatment on the Microstructure and Heat Affected Zone Microfissuring in Welded Cast Alloy IN718, *Metalurgical and Material Transaction*, 27, 785-790.
- Jain, V., Sundararajan, G. (2002). Influence of the pack thickness of the boronizing mixture on the boronizing of steel, *Surf. Coat. Technol.* , 149, 21–26
- Karahan, M., Alasaran, A. ve Çelik A. (2002). “Plazma Borlama”, *Mühendis ve Makine*, Cilt 43, Sayı 512, ss. 51-54.
- Karaman Y. (2003). Endüstriyel Borlama ve Tekstil Endüstrisinde Bir Uygulama. Yüksek Lisans Tezi, *Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Isparta.
- Karamış M. B. (1991). Tribological Behavior of Plasma Nitrided Material Under Dry Sliding Conditions. *Wear*, 147, 385-399.
- Karl-Heinz Z. G., John A. Williams. (1987). *Microstructure and Wear of Materials*, Tribology Series, 10.
- Kayalı, Y., (2013). Investigation of the diffusion kinetics of borided stainless steels. *The physics of metals and metallography*, 114(12), 1061-1068.
- Kayalı, Y., Kanca, E., ve Günen, A. (2022). Effect of boronizing on microstructure, high-temperature wear and corrosion behavior of additive manufactured Inconel 718. *Materials Characterization*, 191, 112155.
- Khodori, A. F., Alias, S. K., Norizan, H., ve Gudang, C. J. K. P. (2022). Surface hardness of paste boronized stainless steel under different boronizing temperature. *Proceedings of Mechanical Engineering Research Day 2022*, 2022, 66-67.
- Khoe, S.M.M. (1992). Ergimiş Boraks Banyosunda Çeliklere Vanadyum Karbür Kaplama. Doktora Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul.

- Kistler R.B., Helvacı C. (1994). "Boron and Borates", *Industrial Minerals and Rocks*, 6 th Edition, Society of Mining, *Metallurgy and Exploration Inc.* , pp 171-186.
- Kocakuşak S., Yalaz N., Kalafatoğlu E. (1986). Bor Mineralleri ve İnorganik Bor Bileşikleri, TÜBİTAK-MAE, Kimya Araştırma Bölümü Yayını, 185, 7-13.
- Kramer, D. P., McDougal, J. R., Ruhkamp, J. D., McNeil, D. C., Koehler, F. A., Booher, R. A., ve Howell, E. I. (1998, January). Application of the cobalt based superalloy Haynes Alloy 25 (L605) in the fabrication of future radioisotope power systems. In *AIP Conference Proceedings* (Vol. 420, No. 1, pp. 1167-1172). American Institute of Physics.
- Kuzucu, V., Ceylan, M., Çelik, H., Aksoy, İ. (1997). Microstructure and Phase Analyses of Stellite 6 plus 6 % wt. Mo Alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, 69, 257-263.
- Kulka, M. (2019). Trends in thermochemical techniques of boriding. In *Current trends in boriding* (pp. 17-98). Springer, Cham.
- Kulka, M., Kulka, M., ve Castro. (2019). *Current trends in boriding* (pp. 17-98). Cham, Switzerland: Springer International Publishing.
- Kulka, M., Makuch, N., Pertek, A., Piasecki, A. (2012). An alternative method of gas boriding applied to the formation of borocarbured layer, *Materials characterization*, 72, 59-67.
- Küçük, Y., Döleker, K. M., Gök, M. S., Dal, S., Altınay, Y., ve Erdoğan, A. (2022). Microstructure, hardness and high temperature wear characteristics of boronized Monel 400. *Surface and Coatings Technology*, 436, 128277.
- Lu M.J. (1983). Die bildungs und wachstums kinetik monophsiger boridschichten, *HTM*, 38, 156-168.
- Luyckx S., Love A. (2006). The dependence of the contiguity of WC on Co content and its independence from WC grain size in WC–Co alloys, *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 24, 75–79.
- Matuschka, A.G. (1980). *Boronising*, Carl Hanser Verlag, 100s, München.
- Metals Handbook, (1980). 9th Ed. Vol. 3, ASM, Metals Park, Ohio, USA.
- Metals Handbook Volume 9, (2004). *Metallography and Microstructures of Heat Resisting Alloys*. ASM International, USA.
- Monceau, D., Oquab, D., Estournes, C., Boidot, M., Selezneff, S., Ratel-Ramond N. (2010). Thermal barrier systems and multi-layered coatings fabricated by spark plasma sintering for the protection of Ni-base superalloys. *Materials Science Forum*, 654, 1826-1831.

- Motorcu, A.R. (2009). Nikel Esaslı Süper alaşımların ve Titanyum Alaşımlarının İşlenebilirliği 1. Bölüm: Sinterlenmiş Karbür Takımların Performanslarının Değerlendirilmesi. *Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*, 25 (1-2), 302-330.
- Nair F. (1996). Koruyucu Gaz Atmosferinde Macun Borlama Tekniği ile Çelik Yüzeylerinin Sertleştirilmesi. Yüksek Lisans Tezi, *Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Kayseri.
- Nair F., Karamış M.B., Taşdemirci A. (2000). Endüstriyel Uygulamalarda Borlanmış Çeliklerin Aşınma Davranışının İncelenmesi. 8. *Denizli Malzeme Sempozyumu*, 334-343, Denizli.
- Odabaşı, A. (2010). Süper Alaşımların Karbondioksit Lazer Kaynak Şartlarının Optimizasyonu, Doktora Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul.
- Opiekun, Z. (1987). Influence of zirconium and heat treatment on the structure of heat resistant cobalt casting alloys of MAR-M509 type, *Journal of materials science*, 22 (5), 1547-1556.
- Ozbek, I. and Bindal, C. (2002). Mechanical properties of boronized AISI W4 steel, *Surface and Coatings Technology*, 154, 14-20.
- Özmen Y., Çetincan A. (1992). Borlamanın Çeliklerde Aşınma Dayanımına Etkisi. 5. *Ulusal Makine Tasarım ve İmalat Kongresi*, 583-59, Ankara
- Özsoy A. (1991). Çeliğin Borlanması Borür Tabakası, Geçiş Zonu ve Ana Matriksin Özelliklerinin İyileştirilmesi. Doktora Tezi, *Anadolu Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Eskişehir.
- Palombarini G., Carbucicchio M. (1987). Growth of boride coatings on iron, *Journal of Materials Science Letters*, vol. 6, no. 4, pp. 415-416.
- Reed, R.C., (2006). *The Superalloys: Fundamentals and Applications*, Cambridge University Press, Cambridge, UK.
- Reed, R., (2007). *Physical Metallurgy and Microstructure of Superalloys* University of Birmingham.
- Roger, C.R., (2006). Historical Development of Superalloys, *The Superalloys Fundamentals and Applications*, 19-24.
- Sarıkaya, M., 2014. Kobalt Esaslı Haynes 25 Süper Alaşımın İşlenebilirliğinin İncelenmesi. Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara.
- Schwarz W., Warlimont H. (1997). A new series of Co-based amorphous alloys and their application as cladding materials, *Materials Science and Engineering*, A226-228, 1098-1101.

- Selçuk B. (1994). Borlanmış AISI 1020 ve AISI 5115 Çeliklerinin Sürtünme ve Aşınma Davranışlarının İncelenmesi. Doktora Tezi, *Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Kayseri.
- Sims, C.T., Hagel, W. C. (1972). *The Superalloys*. John Wiley ve Sons, New York, NY, USA
- Sims, C.T., Stoloff, N.S. and Hagel, W.C. (1987) *Superalloys II*. John Wiley ve Sons, New York.
- Sinha, A.K. (1991). Boriding(Boronizing), *ASM Handbook*, pp. 437-447, Vol.4, J. Heat Treating, OH, USA.
- Smith R. (1995). “Boric Oxide, Boric Acid, and Borates”, *Ullmann’s Encyclopedia of Industrial Chemistry*, Vol A4, pp 263-280.
- Smallman, R. E., Bishop, R.J. (1999). *Modern Alloy Developments*, in *Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering*, 6th edition, Butterwoth-Heinemann.
- Soydan Y. (1996). Katı Ortamda Bor Yayınımı ile Sertleştirilen Çelik Yüzeylerinin Kuru Kayma Halinde Sürtünme ve Aşınma Davranışları. Doktora Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul.
- Sönmez E. (1991). Kırka Tinkal Cevheri ve Konsantresinin Zenginleştirilme Olanaklarının Araştırılması. Doktora Tezi, *Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İzmir.
- Stewart, K. (1997). Boronizing: protects metals against wear. *Advanced Materials & Processes*, 151(3), 23-26.
- Şap, E. Ç. (2010). Kobalt Esaslı Alaşımlara Bazı Metallerin Etkisinin Araştırılması. Doktora Tezi, *Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Elazığ.
- Tali, D. (2010). Nikel Esaslı Inconel 718 Süper Alaşımının Tornalanmasında Yüzey Pürüzlülüğünün İncelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, *Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Eskişehir.
- Taşçı, A. (1993). Borlanmış Çeliklerin Aşınma ve Korozyon Dayanımları, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul.
- Tezcan, R. (1996). Borlama İşlemi ve Endüstriyel Uygulamaları. Yüksek Lisans Tezi, *Osman Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Eskişehir.
- The Materials Information Society, (1990), *Metals Handbook*, Wrought and P/M Superalloys, Volume 1, *ASM International*, USA
- Thomas A., El-Wahabi M., Cabrera J.M., Prado J.M. (2006). High temperature deformation of Inconel 718, *Journal of Materials Processing Technology*, 177, 469-472.

- Türktekin, M. (1998). H13 Sıcak İş Takım Çeliklerine Borlama ve Nitrürleme İşlemlerinin Birlikte Uygulanması. Yüksek Lisans Tezi, *Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Kayseri.
- Tyler, D.E., Black, W.T. (1990). Metals handbook, 10th edition. *ASM International*, Materials Park, 2, 216.
- Uluköy, A., Can, A.Ç. (2006). Çeliklerin Borlanması. *Mühendislik Bilimleri Dergisi*, 12 (2), 189-198.
- Uzun, H.A. (2002). Borlama İle Yüzeyleri Sertleştirilen Çeliklerin Aşınma ve Korozyona Karşı Dayanımları. Yüksek Lisans Tezi, *Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Isparta.
- Üçışık, A.H. and Bindal, C. (1997). Fracture toughness of boride formes on low alloy steels, *Surface and Coatings Technology*, 94-95, 561-565.
- Ülker, Ş., Güneş, İ., Taktak, Ş. (2011). Investigation of tribological behaviour of plasma paste boronized of AISI 8620, 52100 and 440C steels, *Indian Journal of Engineering & Material Sciences*, 18, 370-376.
- Yapar, U. (2003). Düşük ve Orta Karbonlu Çeliklerin Termokimyasal Borlama ile Yüzey Özelliklerinin Geliştirilmesi. Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul.
- Zecevic, M., McCabe, R. J., ve Knezevic, M. (2015). Spectral database solutions to elasto viscoplasticity within finite elements: application to a cobalt-based FCC superalloy. *International Journal of Plasticity*, 70, 151-165.

DİZİN

A

Aşınma · 1, 2, 3, 26, 34, 35, 36,
52, 53, 54, 55, 56, 57, 61, 63,
64, 65, 66, 84, 87, 88, 89, 90,
93, 94, 95, 96, 97, 98, 99

B

Borlama · 1, 2, 3, 36, 41, 42, 43,
44, 45, 46, 47, 48, 49, 51, 52,
53, 54, 55, 56, 57, 58, 59, 61,
63, 64, 66, 68, 69, 71, 72, 79,
80, 83, 84, 90, 91, 92, 95, 96,
98, 99

E

EDS · 61, 70, 73, 74, 75, 76, 77,
78, 93, 94, 95, 96, 97, 98, 99

H

Haynes · 3, 5, 15, 16, 27, 29, 30,
33, 34, 35, 37, 57, 58, 59, 61,
62, 63, 65, 66, 68, 69, 70, 71,
72, 73, 74, 76, 77, 78, 79, 80,
81, 82, 83, 84, 85, 86, 87, 88,
89, 90, 91, 92, 93, 94, 95, 96,
97, 98, 99

K

Korozyon · 1, 2, 5, 6, 7, 9, 11, 15,
16, 17, 22, 24, 26, 27, 28, 30,
35, 36, 39, 46, 56, 57

M

Mikroyapı · 3, 10, 69, 70, 71, 73

O

Oksidasyon · 5, 17, 22, 23, 27,
30, 39, 55, 56, 58

S

Sertlik · 1, 3, 18, 21, 36, 38, 41,
50, 52, 53, 55, 57, 63, 64, 77,
79, 80, 81, 82, 83, 84, 87, 88,
93, 95, 96, 98, 99



TEKNOVERSİTE



teknoversite **AYRICALIĞINDASINIZ**

İSTE

